

**МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ
И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
В СВАРКЕ
И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ**

**MATHEMATICAL MODELLING
AND INFORMATION TECHNOLOGIES
IN WELDING
AND RELATED PROCESSES**

Proceedings of International Conference
16–20 September, 2002, vil. Katsiveli, Crimea, Ukraine

Edited by Prof. V. I. Makhnenko



E. O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine
Kiev 2002

**МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ
И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
В СВАРКЕ
И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ**

Сборник трудов международной конференции
16–20 сентября 2002 г., пос. Кацивели, Крым, Украина

Под редакцией профессора **В. И. Махненко**



ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Киев 2002

В сборнике представлены доклады Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Рассмотрены также перспективы развития информационных технологий.

Одной из характерных особенностей представленных докладов является стремление их авторов получить не только новые научные результаты, но и создать инструмент для практического применения при поиске рациональных технологических решений. В основу таких разработок положено комплексное математическое моделирование связанных друг с другом характерных физических явлений, определяющих качество технологического процесса, в сочетании с соответствующими информационными технологиями, способствующими достоверности полученных результатов и эффективности разработок.

Авторами докладов являются известные специалисты из различных стран мира.

Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.

Издательский проект *А. Т. Зельниченко*

Редакторы *Б. В. Хитровская, Т. В. Юштина, Н. А. Дмитриева*

Компьютерная верстка *Т. Ю. Снегиревой, И. В. Петушкова, А. И. Сулим*

Перевод *Т. К. Василенко, Т. О. Мухановой*

Фотографию на первую страницу обложки предоставил *В. Павлык*
(ISF-Welding Institute, Aachen University, Germany)

Свидетельство серия ДК, № 166 от 6 сентября 2000 г.

ISBN 966-95847-2-8

© Институт электросварки им. Е. О. Патона
НАН Украины, 2002

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Приветствие академика Б. Е. Патона</i>	IX
<i>Предисловие</i>	X
<i>Махненко В. И.</i> Перспективы развития математического моделирования и информационных технологий в сварке и родственных процессах	3
ИСТОЧНИКИ НАГРЕВА, ГИДРОДИНАМИКА, ОБРАЗОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЙ	
<i>Походня И. К.</i> Математическое моделирование процессов взаимодействия металла с газами при дуговой сварке	15
<i>Цанг В., Деброй Т.</i> Моделирование профиля кристаллизующейся свободной поверхности в процессе сварки МИГ	24
<i>Коваленко Д. В., Ющенко К. А., Коваленко И. В.</i> Силовое воздействие дуги при ВИГ и А-ВИГ сварке металла	31
<i>Кривцун И. В.</i> Моделирование комбинированных лазерно-плазменных процессов обработки материалов и устройств для их реализации	37
<i>Серенко В. А., Зусин В. Я., Серенко А. Н.</i> Математическое моделирование порообразования при сварке	51
<i>Ющенко К. А., Яровицын А. В., Калина П. П.</i> Исследование теплового баланса плазменно-порошковой наплавки	56
<i>Павлык В., Дилтай У.</i> Моделирование течения и структуры кристаллизации при дуговой сварке неплавящимся электродом в защитных газах	61
<i>Жадкевич М. Л., Шевцов В. Л., Пальти А. М.</i> Тепловыделение при электрошлаковом процессе	69
<i>Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Арсенюк В. В.</i> Физические основы формирования соединений в условиях сварки давлением	72
<i>Махненко В. И., Пивторак Н. И., Зайффарт П., Яснау У.</i> Математическое моделирование процесса формирования соединения при сварке встык пластин из пенистого материала	80
МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА	
<i>Котовски Й., Михайлов В., Вольфарт Г.</i> Расчет микроструктурных превращений в швах на сплаве 6082-T6 для моделирования остаточных напряжений и деформаций	87
<i>Рёрс К., Михайлов В., Вольфарт Г.</i> Изменение микроструктуры при обычных термических циклах сварки	92
<i>Мужиченко А. Ф.</i> Программное обеспечение и базы данных ССТ диаграмм для прогнозирования микроструктуры и механических свойств металла ЗТВ при сварке конструкционных сталей	99
<i>Зайффарт П., Касаткин О. Г.</i> Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей	103
<i>Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М., Бердникова Е. Н.</i> Критерий оценки механических свойств соединений разнородных материалов	107
<i>Пекарска В.</i> Математическое моделирование структуры металла ЗТВ при лазерной сварке	114
<i>Гауде-Фугаролас Д.</i> Фазовые превращения в сталях при индукционной закалке	118
НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ	
<i>Ющенко К. А., Савченко В. С., Червяков Н. О., Великоиваненко Е. А.</i> Исследование особенностей деформационных процессов при сварке никелевых сплавов с ограниченной свариваемостью	127

<i>Бокота А., Пекарска В.</i> Численное исследование напряженного состояния сварных соединений, выполненных лазерной сваркой	131
<i>Квасницкий В. Ф., Ермолаев Г. В., Лабарткава А. В., Прохоренко В. М.</i> Компьютерное моделирование полей собственных напряжений и их экспериментальное исследование при соединении разнородных материалов	136
<i>Неживляк А. Е., Аксенов Ю. Н., Гречнева М. В., Матханов В. Н.</i> Конечноэлементный анализ кинетики температурных полей и деформации при термообработке соединительной балки	140
<i>Осенбринк Р., Михайлов В., Вольфарт Г.</i> Численное моделирование сварочных напряжений и деформаций с учетом временных и локальных изменений скорости деформации	144
<i>Махненко О. В., Зайффарт П.</i> Расчетное прогнозирование общих деформаций сварных балок при лазерной сварке	149
<i>Кныш В. В.</i> Моделирование процесса торможения усталостной трещины искусственно наведенными остаточными напряжениями сжатия	155
<i>Юнек Л., Словачек М., Прантль А.</i> Анализ температур и напряжений при сварке плавлением с учетом влияния микроструктурных превращений	161
ВОПРОСЫ СВАРИВАЕМОСТИ	
<i>Лебедев Ю. М.</i> Расчет условий свариваемости низколегированных закаливающихся сталей	171
<i>Максимов С. Ю., Королева Т. В., Лавринец И. Г.</i> Особенности транспорта водорода при подводной сварке плавлением конструкционных сталей	176
<i>Штадтаус М., Михайлов В., Вольфарт Г.</i> Численный расчет основных факторов образования холодных трещин	184
КОМПЛЕКСНЫЕ СИСТЕМЫ, ВОПРОСЫ ОПТИМИЗАЦИИ	
<i>Махненко В. И., Сапрыкина Г. Ю.</i> Применение математического моделирования для исследования характерных явлений, возникающих при сварке (наплавке) разнородных сталей	193
<i>Дилтай У., Дикшев И., Мокров О., Павлык В.</i> Моделирование процесса и имитационные программы для сварки в активных и инертных газах	201
<i>Лавринец И. Г., Королева Т. В.</i> Расчетно-компьютерная система для прогнозирования свойств различных зон сварного соединения при дуговой сварке конструкционных сталей	210
<i>Зайффарт П., Махненко О. В., Великоиваненко Е. А.</i> Оптимизация технологии наплавки больших листов	222
<i>Махненко О. В., Великоиваненко Е. А., Зайффарт П., Шарф А., Бауцман К.</i> Математическое моделирование процесса приварки труб к трубной решетке	229
<i>Махненко О. В., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Зайффарт П., Шарф А.</i> Математическое моделирование многопроходной дуговой сварки кольцевых швов толстостенных оболочек	231
<i>Мелюков В. В., Хомяков Д. В.</i> Оптимизация теплового режима обработки материалов концентрированными потоками энергии	235
<i>Лобанов Л. М., Пивторак В. А., Савицкий В. В.</i> Математическая модель для обработки голографических интерферограмм при неразрушающем контроле элементов конструкций	239
<i>Землер У., Адалусс К., Маттес К.-Ю.</i> Анализ процесса плазменной наплавки дугой прямого действия с использованием метода конечных элементов	243
ИНФОРМАЦИОННЫЕ СИСТЕМЫ	
<i>Демченко В. Ф.</i> Информационное обеспечение технологий сварки	251
<i>Мусяиченко А. В.</i> Информационно-справочная система для выбора характеристик сварочных электродов в математическом моделировании физических процессов	256
<i>Мусяиченко А. В., Шекера В. М.</i> Банк данных «Механические свойства сварных соединений». Информационно-поисковая система	261
<i>Именной указатель</i>	265

CONTENTS

<i>Academician B. E. Paton's Address</i>	IX
<i>Foreword</i>	X
<i>Makhnenko V. I.</i> Prospects of mathematical modelling and information technologies in welding and allied processes	3
<i>HEAT SOURCES, HYDRODYNAMICS, FORMATION OF JOINTS</i>	
<i>Pokhodnya I. K.</i> Mathematical modelling of metal-gas interaction processes in arc welding	15
<i>Zhang W., Debroy T.</i> Modelling of solidified free surface profile during GMA welding	24
<i>Kovalenko D. V., Yushchenko K. A., Kovalenko I. V.</i> Force effect of the arc in TIG and A-TIG welding of metal	31
<i>Krivtsun I. V.</i> Modelling of combined laser + plasma processes for materials treatment and devices for their implementation	37
<i>Serenko V. A., Zusin V. Ya., Serenko A. N.</i> Mathematical modelling of pore formation in welding	51
<i>Yushchenko K. A., Yarovitsyn A. V., Kalina P. P.</i> Study of heat balance in plasma-powder cladding	56
<i>Pavlyk V., Dilthey U.</i> Modelling fluid flow and solidification structure during GTA welding	61
<i>Zhadkevich M. L., Shevtsov V. L., Palti A. M.</i> Heat generation during the electroslog process	69
<i>Markashova L. I., Grigorenko G. M., Arsenyuk V. V.</i> Physical principles of formation of joints in pressure joining	72
<i>Makhnenko V. I., Pivtorak N. I., Seyffarth P., Jasnau U.</i> Mathematical modelling of the process of formation of joints in butt welding of plates of foam material	80
<i>MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES</i>	
<i>Kotowski J., Michailov V., Wohlfahrt H.</i> Calculation of microstructure evolution in 6082-T6 welds for residual stresses and distortion simulation	87
<i>Röhrs K., Michailov V., Wohlfahrt H.</i> Microstructural behaviour of steels for typical welding thermal cycles	92
<i>Muzhichenko A. F.</i> Software and databases of CCT diagrams for prediction of microstructure and mechanical properties of HAZ metal in welding of structural steels	99
<i>Seyffarth P., Kasatkin O. G.</i> Calculation models for evaluating mechanical properties of HAZ metal in welding low-alloyed steels	103
<i>Markashova L. I., Arsenyuk V. V., Grigorenko G. M., Berdnikova E. N.</i> Criterion for evaluation of mechanical properties of joints in dissimilar metals	107
<i>Piekarska W.</i> Mathematical modelling of HAZ metal structure during laser welding	114
<i>Gaude-Fugarolas D.</i> Phase transformations in steel during induction hardening	118
<i>STRESSES AND STRAINS IN WELDED JOINTS</i>	
<i>Yushchenko K. A., Savchenko V. S., Chervyakov N. O., Velikoivanenko E. A.</i> Investigation of peculiarities of deformation processes in welding nickel alloys of a limited weldability	127

<i>Bokota A., Piekarska W.</i> Numerical analysis of stress states in laser welded joints	131
<i>Kvasnitsky V. F., Ermolaev G. V., Labartkava A. V., Prokhorenko V. M.</i> Computer modelling of fields of inherent stresses in joining dissimilar materials and their experimental investigation	136
<i>Nezhivlyak A. E., Aksonov Yu. N., Grechneva M. V., Matkhanov V. N.</i> Finite element analysis of kinetics of temperature fields and distortions in heat treatment of connection beam	140
<i>Ossenbrink R., Michailov V., Wohlfahrt H.</i> Numerical simulation of welding stresses and distortions in consideration of temporal and local changes of strain rate	144
<i>Makhnenko O. V., Seyffarth P.</i> Prediction of total strains in laser welded beams	149
<i>Knysch V. V.</i> Modelling of the process of retardation of a fatigue crack using artificially induced compressive residual stresses	155
<i>Junek L., Slováček M., Prantl A.</i> Thermal and stress analysis of fusion welding process incorporating microstructure effect	161
PROBLEMS OF WELDABILITY	
<i>Lebedev Yu. M.</i> Calculation of conditions ensuring weldability of low-alloy hardening steels	171
<i>Maksimov S. Yu., Korolyova T. V., Lavrinets I. G.</i> Peculiarities of transport of hydrogen in underwater fusion welding of structural steels	176
<i>Stadtaus M., Michailov V., Wohlfahrt H.</i> Numerical calculation of the main factors on cold cracking	184
INTEGRATED SYSTEMS, PROBLEMS OF OPTIMIZATION	
<i>Makhnenko V. I., Saprykina G. Yu.</i> Application of mathematical modelling to study characteristic phenomena occurring in fusion welding (surfacing) of different steels	193
<i>Dilthey U., Dikshev I., Mokrov O., Pavlyk V.</i> Process modelling and software tools for MAG/MIG welding	201
<i>Lavrinets I. G., Korolyeva T. V.</i> Computation system for prediction of properties of different zones of welded joints in arc welding of structural steels	210
<i>Seyffarth P., Makhnenko O. V., Velikoivanenko E. A.</i> Optimisation of the technology of surfacing large sheets	222
<i>Makhnenko O. V., Velikoivanenko E. A., Seyffarth P., Sharf A., Bautzman K.</i> Mathematical modelling of the process of tube-to-tube plate welding	229
<i>Makhnenko O. V., Velikoivanenko E. A., Rozynka G. F., Seyffarth P., Sharf A.</i> Mathematical modelling of multipass circumferential arc welding of thick-walled shells	231
<i>Melyukov V. V., Khomyakov D. V.</i> Optimisation of thermal parameters of materials treatment using concentrated energy flows	235
<i>Lobanov L. M., Pivtorak V. A., Savitsky V. V.</i> Mathematical model for processing holographic interferograms in non-destructive control of structure elements	239
<i>Semmler U., Alaluss K., Matthes K.-J.</i> Finite element analysis of the PTA welding with applications to hard-facing	243
INFORMATION SYSTEMS	
<i>Demchenko V. F.</i> Information support for welding technologies	251
<i>Musiyachenko A. V.</i> Reference-information system for selection of characteristics of electrodes to be used for mathematical modelling of physical processes	256
<i>Musiyachenko A. V., Shekera V. M.</i> Databank «Mechanical properties of welded joints». Information-retrieval system	261
<i>Index</i>	265

**Учасникам Міжнародної конференції
«Математичне моделювання та інформаційні
технології у зварюванні і споріднених процесах»**

Шановні друзі!

Національна академія наук України вітає учасників Міжнародної конференції «Математичне моделювання та інформаційні технології у зварюванні і споріднених процесах» з відкриттям цього важливого наукового форуму.

Сьогодні рівень та темпи розвитку обчислювальної техніки і пов'язаних з нею математичних методів та інформаційних технологій є потужним засобом для науково-технічного прогресу в усіх сферах людської діяльності.

Безперервно зростаючі вимоги до зварних конструкцій, зварювальних технологій і матеріалів обумовлюють постійний пошук нових ефективних методів досліджень та оптимізацій для задоволення цих вимог.

Математичне моделювання та інформаційні технології становлять великий інтерес для практики, це добре розуміють спеціалісти зі зварювальних процесів та споріднених технологій в усьому світі.

Ваша конференція дуже важлива для встановлення особистих та творчих контактів між науковцями різних країн, визначення пріоритетів у подальших наукових дослідженнях та практичній реалізації вискоефективних методів дослідження та оптимізації зварних конструкцій, зварювальних технологій і матеріалів.

Щиро бажаю всім учасникам міцного здоров'я і подальших успіхів у вашій діяльності.

*Президент
Національної академії наук України
академік
Б. Є. ПАТОН*

ПРЕДИСЛОВИЕ

В настоящем сборнике помещены доклады, представленные на Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», которая проходила в пос. Кацивели, Крым, 16–20 сентября 2002 г.

В конференции приняли участие специалисты (ученые, инженеры) из семи стран. Были обсуждены свыше 60 докладов по различным вопросам математического моделирования характерных физико-металлургических процессов при сварке и родственных технологиях (наплавке, нанесении покрытий) и использования современных информационных технологий с целью повышения качества и снижения затрат при исследовании и поиске рациональных решений.

Отличительной особенностью тематики прошедшей конференции является преобладание материаловедческих вопросов, связанных со сварочным нагревом, что нашло отражение в сборнике. Это плавление и кристаллизация, химический состав и химическая неоднородность, микроструктурные изменения, поведение газов в сварном соединении (особенно водорода), механические напряжения и локальные деформации, риск образования горячих и холодных трещин, механические свойства в различных зонах сварного соединения. Значительное внимание на конференции уделено рассмотрению вопросов по созданию расчетных систем для решения типовых технологических задач на основе математического моделирования всего комплекса характерных явлений при сварке и родственных технологиях, создавая таким образом инструмент для инженерных решений.

Работа конференции проходила в дружеской, творческой атмосфере. В значительной степени этому способствовало гостеприимство персонала Дома творчества «Кацивели» НАНУ, а также постоянное внимание к участникам со стороны организационного комитета конференции, в частности В. М. Абдулаха и А. Т. Зельниченко.

Организационный комитет конференции выражает благодарность Международной ассоциации «Сварка» за финансовую, а журналу «Автоматическая сварка» за информационную поддержку конференции.

*Председатель оргкомитета конференции
академик НАНУ
И. К. Походня*

*Сопредседатель оргкомитета конференции
академик НАНУ
В. И. Махненко*

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ

В. И. МАХНЕНКО

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Сварка и родственные процессы (тепловая резка, наплавка, нанесение покрытий) являются революционными технологическими процессами XX ст., коренным образом изменившими подходы к созданию различных деталей, конструкций и сооружений. Трудно указать отрасль современного производства, в которой не применяется сварка для получения неразъемных соединений. Непрерывно растущие требования к качеству сварных соединений и условий их получения обуславливают широкие исследования, проводимые в разных странах мира по различным аспектам сварочных технологий. Большое внимание при исследовании и оптимизации сварочных технологий уделяется математическому моделированию характерных физических (химических) процессов (явлений), от которых в значительной степени зависит качество изделия.

Развитие компьютерной техники создает хорошие перспективы для применения достаточно сложных моделей, отражающих многофакторность и взаимосвязь явлений, протекающих при сварке и родственных технологиях, что весьма важно для углубления познаний в этой области. Кроме того, компьютеризация математического моделирования делает его доступным для широкого круга пользователей, связанных не только с исследованием, но и с разработкой и оптимизацией инженерных решений.

В этой связи, рассматривая перспективы развития, удобно условно их разделить на два направления. Первое связано с углублением познаний относительно характерных явлений, от которых зависит качество изделия и ряд других показателей (производительность, экология и др.), а второе направление — с созданием эффективного инструмента для разработки и оптимизации инженерных решений. Следует отметить, что во многих случаях второе направление является стимулом (и заказчиком) разработок по первому направлению. Его отличительной особенностью является, как правило, необходимость комплексного учета взаимодействия различных физических явлений, существенно отличающихся по природе друг от друга, что требует соответствующей квалификации и опыта у разработчиков.

Ниже кратко рассмотрены перспективы развития математического моделирования и информационных технологий для изучения характерных физических явлений в сварке и родственных процессах с последующим акцентированием внимания на создании комплексных систем решения принципиальных технологических задач.

1. Физические явления, определяющие эффективность и распределение тепловложений при сварочном нагреве. Этому весьма важному направлению в настоящее время посвящается, к сожалению, достаточно ограниченное количество исследований, что связано, очевидно, с относительно большими трудностями в адекватном математическом описании и реализации соответствующих моделей. Традиционно для получения количественных характеристик по интенсивности и распределению тепловложений используют экспериментальные методы [1]. Однако в ряде случаев сварочных технологий (лазерные, плазменные технологии, комбинированная лазерно-дуговая сварка, способы контактной сварки и т. д.) традиционными понятиями эффективный КПД нагрева и коэффициент сосредоточенности трудно оперировать ввиду их существенной зависимости не только от внешних технологических параметров режима, но и от состояния и температуры нагреваемой поверхности, что, естественно, требует применения нетрадиционных подходов. Ряд примеров таких подходов рассмотрен на конференции (И. В. Кривцун — плазменные технологии, А. С. Никитин — контактная сварка). Считаю, что в этом направлении еще много можно и следует сделать, учитывая фундаментальность выходных конечных результатов для адекватности моделирования всех физических явлений, связанных с нагревом.

2. Процессы переноса металла при сварке. Физические явления, связанные с плавлением и переносом присадочного металла при различных способах сварки плавлением, интенсивно изучаются экспериментальными методами, в частности, с помощью скоростной киносъемки [2, 3 и др.]. Однако без математического моделирования этих явлений трудно получить количественные зависимости, на основе которых можно производить различные технологические и металлургические

оценки, определяющие эффективность технологических мероприятий и качество металла сварного шва. На нашей конференции в докладе И. К. Походни, рассматривающего абсорбцию газов каплями электродного металла, демонстрировалась перспективность углубления разработок в этом направлении.

3. Образование и гидродинамика сварочной ванны. Интерес к данному направлению связан с получением количественных связей между энергетическими параметрами процесса и размерами зоны проплавления (ЗП), длительностью пребывания материала в жидком состоянии, вероятностью образования различных дефектов формирования (типа подрезов, прожогов, наплывов, пор и др.), оценкой скоростей кристаллизации и т.д. Несмотря на достаточно большое количество практических вопросов, связанных с этим направлением, степень ее проработки для практического использования пока еще достаточно ограниченная, что обусловлено рядом обстоятельств, из которых основными являются, с одной стороны, сочетание достаточно сложных физико-металлургических явлений, протекающих при высоких температурах в жидком металле сварного шва, описание которых весьма затруднительно; а, с другой стороны, локальность этих явлений позволяет экспериментировать на относительно небольших образцах, что иногда рентабельнее, чем проведение громоздких расчетов по сложным математическим моделям, в которых граничные условия и коэффициенты при высоких температурах задаются достаточно приближенно. Указанные обстоятельства, однако, не сводят к нулю интерес к возможности математического моделирования этих физико-металлургических явлений. Известно достаточно много работ, основанных на упрощенных моделях и посвященных описанию фундаментальных процессов образования сварочной ванны и гидродинамики материала внутри ее. Особенно следует отметить различные подходы для описания размеров и формы сварочной ванны.

Наиболее простой подход, основанный на теории теплопроводности [1], при определенной идеализации распределения тепловой мощности источника сварочного нагрева позволяет достаточно стабильно рассчитывать интегральную характе-

ристику проплавления — площадь поперечного сечения ЗП. Это в целом ряде случаев удовлетворяет практические запросы, например, при оценке доли участия основного материала в сечении шва и др. Однако во многих других случаях является малоубедительным.

Развитие компьютерной техники способствовало появлению работ, в которых предлагаются численные методы расчета размеров и форм сварочной ванны с учетом целого ряда факторов: трехмерности, наличия свободной поверхности, гравитации и электромагнитных сил, капельного переноса электродного металла и т.д. [4]. Такие модели позволяют более адекватно оценить локальные ситуации в различных участках сварочной ванны (по скоростям движения и температуре), что создает соответствующие предпосылки для более обоснованного прогнозирования кинетики протекания ответственных для качества металла шва физико-металлургических процессов (первичная кристаллизация, образование сегрегаций и т.д.) Известные работы [5, 6 и др.] достаточно наглядно демонстрируют перспективность математического моделирования в этой области (доклад Т. Деброя, В. Павлыка представлен на конференции).

4. Кристаллизация сварочной ванны, химический состав зоны проплавления, образование химической неоднородности. Если считать, что форма и размеры сварочной ванны определяются на стадии плавления основного и присадочного металла, то свойства металла сварного шва в значительной степени зависят от процессов кристаллизации ЗП, ее химического состава, микроструктуры первичной кристаллизации. В последние годы появилась тенденция рассмотрения этих процессов в тесной связи с процессами тепломассопереноса в жидкой сварочной ванне [5–7 и др.], что позволяет получить связанную картину этих процессов в различных зонах металла сварного шва.

Следует отметить еще одну характерную тенденцию современных подходов к описанию процессов кристаллизации сварочной ванны [6 и др.]. Это использование вероятностных методов в описании процесса первичной кристаллизации. Отдельные аспекты такого подхода обсуждены на конференции в докладах Т. Деброя и В. Павлыка.

Одним из открытых вопросов кристаллизации сварочной ванны является вопрос образования кристаллизационных слоев и экспериментально наблюдаемая еще в ряде работ 35-летней давности [8 и др.] дискретность процесса кристаллизации, особенно вблизи границы сплавления (рис. 1).

Использование для этих целей классических подходов, основанных на непрерывном зарождении и росте твердой фазы, не позволяет получить наблюдаемой остановки кристаллизации. Вполне вероятно, что в условиях высоких градиентов следует привлекать «мартенситный механизм» образования

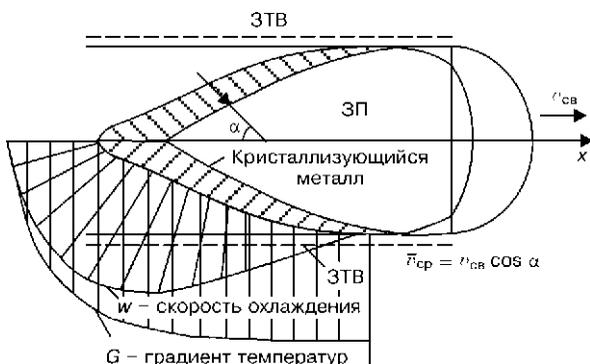


Рис. 1. Схема движущейся ванны и кристаллизации металла

твердой фазы, при котором выделение скрытой теплоты кристаллизации может способствовать остановке фронта кристаллизации.

Действительно, при движении фронта с «мартенситной» скоростью v от некоторой температуры T_{st} начала движения приращение температуры $\Delta T_F(h)$ на его поверхности в зависимости от толщины закристаллизовавшегося слоя h можно приближенно представить в виде (рис. 2)

$$\Delta T_F(h) = \frac{q_{ск}}{c} \sqrt{\frac{h v}{\pi a}} - w \frac{h}{v}, \quad (1)$$

где $q_{ск}$ — скрытая теплота кристаллизации; c — теплоемкость; a — температуропроводность материала; w — скорость охлаждения данного макрообъема в зоне кристаллизации.

Вблизи зоны сплавления с основным металлом величина w невелика, т.е. величина $\Delta T_F(h)$ в основном определяется первым слагаемым в (1). Для стали при $q_{ск}/c \approx 400$ °С, $a = 0,08$ см²/с, $\Delta T_F \approx 800\sqrt{v h}$, т.е. при $v > 1,0$ см/с [8], $h > 0,01$ см, $\Delta T_F > 80$ °С, что превышает обычные значения величины интервала кристаллизации макроскопических объемов стали ($T_L - T_F$), т.е. вероятность остановки кристаллизации вполне существенная.

Каждая остановка фронта кристаллизации сплава, имеющего примеси, должна оставлять след фронта кристаллизации на соответствующих микрошлифах, что обычно и наблюдается на практике. На рис. 3 приведен микрошлиф металла шва алюминиевого сплава Al 3000 [9], на котором видна граница между отдельными кристаллитами и следы фронта кристаллизации. Их природа примерно одинакова и соответствует изменению концентрации примесей на границе при нулевой скорости кристаллизации. Видны смещения следов фронта кристаллизации за счет асинхронности процессов во времени в соседних кристаллитах.

С первичной кристаллизацией тесно связаны вопросы локальной химической неоднородности металла ЗП [10, 11 и др.], а также сопротивляемость материала образованию горячих трещин под воздействием соответствующих деформаций [9 и др.]. Для решений этих вопросов современные возможности математического моделирования пока еще используются недостаточно.

5. Кинетика микроструктурных изменений при одно- и многопроходной сварке. В последние годы это направление привлекает многих исследователей, что обусловлено непрерывно расширяющимся ассортиментом используемых для сварных конструкций новых сплавов, чувствительных к термическому циклу сварки. При математическом моделировании микроструктурных изменений при сварке сталей наиболее распространен подход, основанный на экспериментальных данных, вытекающих из диаграмм анизотермического превращения аустенита, химического состава и степени гомогенизации (балла, зерна).

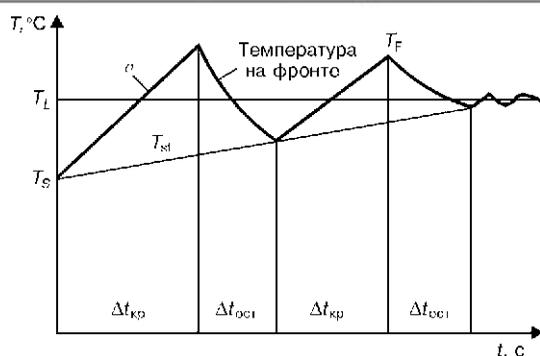


Рис. 2. Схема прерывистой кристаллизации в зоне высоких градиентов и низких скоростей охлаждения

При этом определяется массовая доля той или иной микроструктуры (мартенсит, бейнит, феррит, перлит, аустенит) в соответствующих точках металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) основного металла [12–14 и др.]. Наиболее разработаны подходы для оценки конечной микроструктуры при однопроходной сварке (простом сварочном цикле) [12 и др.] на основе знания длительности охлаждения $t_{8/5}$ данной точки ЗТВ либо ЗП в температурном интервале 800...500 °С. В дальнейшем этот подход был модернизирован на определение кинетики превращения при простом сварочном цикле на основе знания $t_{8/5}$ и температур начала $T_{st}^{(i)}$ и конца $T_F^{(i)}$ превращения аустенита в i -ю микроструктуру [13 и др.]. В работе [14] сделана попытка обобщить подход из [13] на случай сложного термического цикла, характерного при наплавке цилиндрических деталей по винтовой линии малого шага.

В последние годы появились работы [6, 7], в которых математическое моделирование с использованием метода Монте – Карло применяется для получения пространственной картины образования микроструктурных изменений в металле ЗТВ (рис. 4), правда, для относительно простых случа-



Рис. 3. Граница двух столбчатых кристаллитов металла шва алюминия Al 3000 (×115) [9]: 1 — граница; 2 — следы фронтов кристаллизации

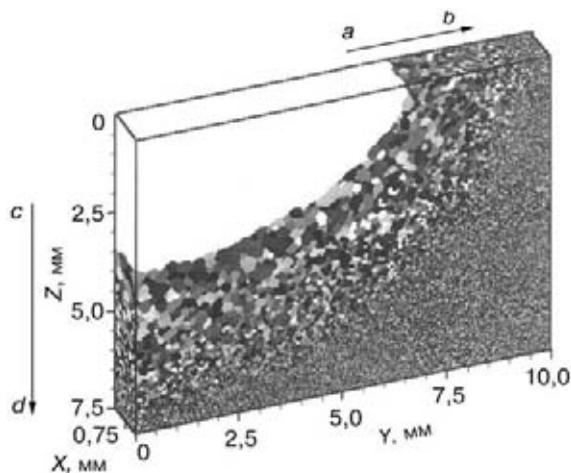


Рис. 4. Моделирование конечной поликристаллической структуры в металле ЗТВ [6]

ев (α - β -превращение в титане [6] и рост зерен в никеле [7]), что, тем не менее, свидетельствует о больших возможностях такого подхода.

6. Моделирование зависимостей химического состав — микроструктура — механические свойства. Попытки количественно связать механические свойства различных участков сварного соединения (ЗТВ, ЗП) с химическим составом и микроструктурой известны в сварочной литературе давно [15 и др.]. В основу этих построений положены соответствующие регрессионные зависимости, полученные при обработке экспериментальных данных. К сожалению, за истекшее время практически подход не изменился. Совершенствование методов оценки микроструктурного состояния определяет некоторую тенденцию представления тех или иных характеристик материала аддитивно через соответствующие свойства микроструктур, используя для последних уравнения регрессии, аргументами которых являются химический состав и отдельные технологические параметры [13–16 и др.], что позволяет получить более общие зависимости, естественно, в рамках приемлемости аддитивного подхода.

Здесь еще широкое поле для применения математических методов.

7. Кинетика деформационных процессов в температурных интервалах образования горячих трещин и условия их предупреждения. Горячие трещины являются весьма характерным дефектом, особенно при сварке высоколегированных сталей, алюминиевых сплавов и пр., они образуются при высоких температурах. Так, кристаллизационные трещины образуются при температуре кристаллизации данного сплава, ликвационные трещины — при температурах плавления ликвационных скоплений, легкоплавких эвтектик и т. п. в данном сплаве, т.е. в условиях, когда материал имеет относительно небольшое сопротивление деформированию (низкий предел текучести), поэтому кинетика деформаций определяет кинетику нагружения материала.

Точность расчетных методов определения деформаций в указанных высокотемпературных зонах существенно зависит от адекватности уравнений связи между деформациями (скоростями деформаций) и напряженным состоянием, когда развитие неупругих деформаций происходит не только по механизму мгновенной пластичности, но и достаточно часто в результате ползучести материала. Можно указать ряд работ, в которых формулируется эта проблема, связанная с горячими трещинами [9 и др.], а также приведены соответствующие численные результаты [15, 16 и др.]. Тем не менее, здесь еще много предстоит сделать как в отношении количественного описания кинетики деформационных процессов, так и критериев целостности материала. Следует отметить, что наряду с традиционными чисто деформационными подходами для формулирования таких критериев [9, 15, 16], заслуживает внимания нетрадиционный подход, основанный на методах механики разрушения тел с трещинами, т.е. с зонами высокой концентрации деформаций [17].

8. Термодеформационные процессы при сварке давлением с учетом больших деформаций. Этот вопрос становится все более актуальным в связи с расширением областей применения сварки давлением. Наряду с традиционными видами сварки давлением [18, 19] в последние годы появился ряд новых способов, связанных с механическим «перемешиванием» твердого материала специальным вращающимся инструментом [20–22] и др. Наибольшее количество работ, связанное с математическим моделированием термомеханических процессов при сварке давлением, посвящено точечной контактной сварке. Наиболее свежие работы этого направления [17–19] почти мало чем отличаются от работ десятилетней давности [23 и др.]. Проблема больших деформаций, связанных с образованием грата при сварке давлением, остается математически не описанной, несмотря на ее большую значимость для получения достаточно замкнутой математической модели.

9. Транспорт водорода в сварных соединениях. Неблагоприятная роль водорода в образовании холодных (водородных) трещин при сварке низколегированных высокопрочных конструкционных сталей, чувствительных к возникновению в околошовной зоне закалочных микроструктур (мартенсита, низкотемпературного бейнита), достаточно хорошо известна.

Известно также, что чем больше концентрация водорода в указанном металле (при прочих равных условиях), тем резче возрастает риск образования холодных трещин. Большинство существующих экспериментальных методов количественного определения концентрации водорода в зоне сварного шва позволяет говорить только о средней концентрации в достаточно больших объемах металла сварного соединения после полного остывания [24]. Предложенный в работе [25] новый метод эксперименталь-

ного измерения концентрации водорода путем лазерной масс-спектрометрии соответствующих сечений сварного соединения отличается большой разрешающей способностью (диаметр пятна ~ 0,4 мм), однако фиксирует только конечное распределение водорода. Кинетика массопереноса водорода пока остается недоступной экспериментальным измерениям, что определяет высокий интерес к математическому моделированию этого процесса [26–28 и др.]. На основе знания кинетики массопереноса можно объяснить целый ряд особенностей распределения водорода, обусловленных микроструктурными превращениями [28 и др.] (рис. 5), что важно с позиций предупреждения образования водородных трещин, особенно для таких случаев, как «мокрая» подводная сварка на достаточно большой глубине, где парциальное давление водорода в газовом пузыре в зоне сварки достаточно высокое (доклад на эту тему представлен на конференции С. Ю. Максимовым и др.).

10. Оценка риска образования холодных трещин. Существует целый ряд подходов к формулированию условий образования холодных трещин при сварке [24], связывающих риск их появления в конструкционных сталях с микроструктурой, содержанием водорода, уровнем напряженного состояния и температурой сварного соединения. В четырехмерном пространстве микроструктура – диффузионный водород – напряжение – температура существует объем риска образования холодных трещин; за пределами этого объема риск их образования близок к нулю. Достаточно консервативные границы этого объема риска для конструкционных сталей [24] (отсутствие мартенсита (нижнего бейнита); содержание водорода менее 0,5...1,0 см³/100 г; нормальные напряжения не более нуля; температура выше 150 °С) позволяют средствами математического моделирования выделять зоны риска в зависимости от различных конструктивных и технологических параметров. Естественно, что пользователя интересуют количественные значения риска образования холодных трещин, если невозможно (что чаще всего бывает) обеспечить пребывание материала сварного соединения за пределами границ указанного объема.

Представление о таком риске применительно к сварке низколегированных конструкционных сталей в зависимости от условия закрепления, толщины, параметра P_{ω} и уровня закрепления:

$$P_{\omega} = 12P_{\text{см}} + \log_{10}H, \quad (2)$$

где $P_{\text{см}} = C + \frac{\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}}{20} + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{10} + 5B + \frac{\text{Ni}}{60}$, приведено в таблице наряду с рекомендуемыми из [24] температурами предварительного подогрева. Эти достаточно приблизительные данные показывают, что в этой области еще много пред-

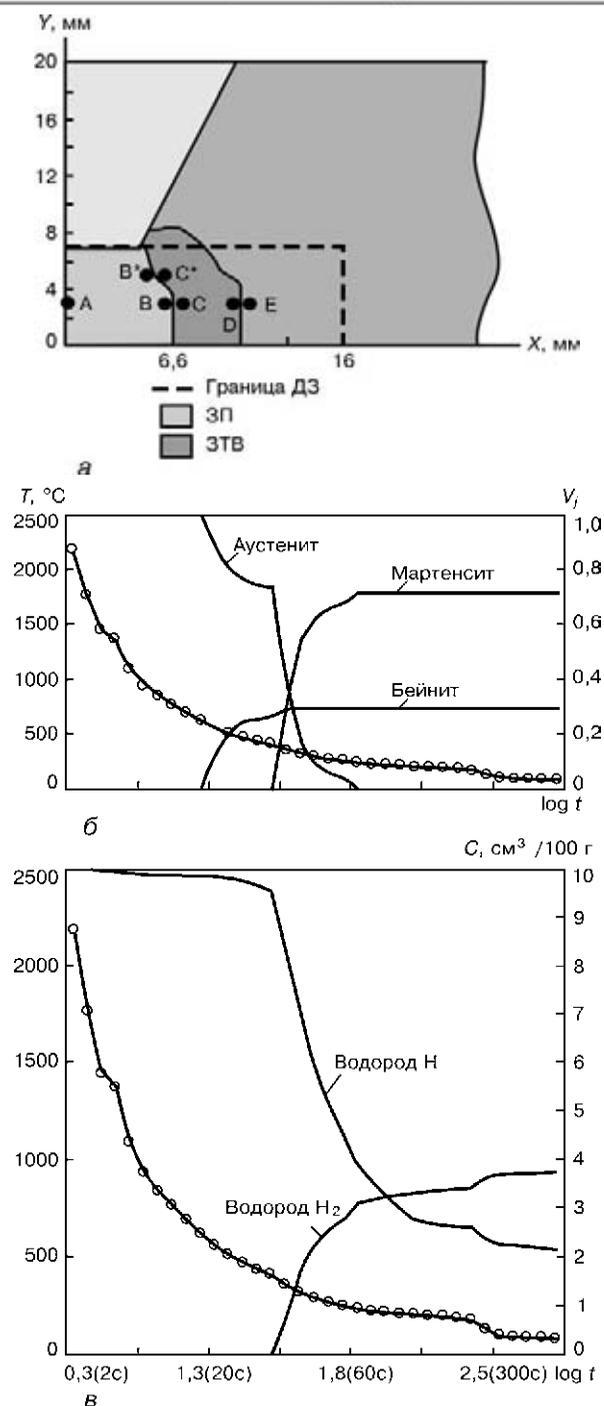


Рис. 5. Кинетика изменения во времени температур, микроструктурных составляющих V_j (j – аустенит, мартенсит, бейнит), диффузионного водорода Н и водорода в ловушках H_2 (б, в) [28] в точке А (а)

стоит сделать для получения достаточно надежных моделей количественного риска образования холодных трещин.

11. Остаточные напряжения и деформации при многопроходной сварке с учетом изменения микроструктуры и свойств. Накоплен достаточно большой опыт по математическому моделированию кинетики образования сварочных напряжений (деформаций) как при одно-, так и при многопроходной сварке. Однако в ряде случаев возникают существенные сложности в связи с отсутствием доста-

точно надежных моделей, отражающих изменение тонкой микроструктуры (см. п. 5) и механических свойств — сопротивления деформированию при повторных нагревах ниже A_{c3} .

Между тем этот вопрос достаточно принципиален при математическом моделировании остаточных напряжений в сварных соединениях с многослойными швами в условиях сварки, когда от предыдущего прохода (слоя) образуется значительное количество закалочных микроструктур (мартенсит, низкотемпературный бейнит). Повторный нагрев, способствуя частичному отпуску этих микроструктур, снижает пики остаточных напряжений в предыдущих слоях, что может заметно изменить картину распределения остаточных напряжений для таких соединений. Релаксация напряжений, связанная с частичным отпуском закалочных

микроструктур от сварки предыдущих слоев, в определенной степени может проявиться и в общих деформациях сварного узла. Пока этот вопрос мало исследован.

Делаются первые шаги в направлении учета для конструкционных сталей влияния повторного нагрева ниже температуры A_{c3} на предел текучести соответствующих микроструктур (мартенсит, бейнит). В основу этих моделей положены эмпирические данные, связывающие коэффициент изменения предела текучести j -й микроструктуры ξ_j ($j = m, b$) с максимальной температурой повторного нагрева для стали соответствующего химического состава. Для относительно кратковременных (по сравнению с термообработкой — отпуском) повторных нагревов, характерных для сварки, предлагаются использовать ограничения:

Рекомендуемые по [24] температуры предварительного подогрева T_{II} для предупреждения холодных трещин и расчетный риск R их образования при $T_{II} = 18^\circ\text{C}$ применительно к низколегированным конструкционным сталям

Уровень закрепления	δ , мм		Интервал значений P_{ω}						
			<3,0	3,1...3,5	3,6...4,0	4,1...4,5	4,6...5,0	5,1...5,5	5,6...7,0
I	<9,5	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	<18	<18	<18	<18	60	138	149
		R	0	0	0	0	0,27	0,95	0,97
	0,5...19,1	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	<18	<18	<18	60	99	138	149
		R	0	0	0	0,27	0,63	0,95	0,97
	19,1...38,1	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	<18	<18	<18	80	110	138	149
		R	0	0	0	0,38	0,75	0,95	0,97
	38,1...76	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	18	18	38	93	121	138	149
		R	0,01	0,01	0,05	0,55	0,85	0,95	0,97
	<76	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	18	18	38	93	121	138	149
		R	0,01	0,01	0,05	0,55	0,85	0,95	0,97
	<9,5	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	<18	<18	<18	<18	71	138	160
		R	0	0	0	0	0,28	0,95	0,99
9,5...19,1	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	<18	<18	18	80	116	143	160	
	R	0	0	0,01	0,38	0,81	0,96	0,99	
II	19,1...38,1	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	<18	18	74	110	138	149	160
		R	0	0,01	0,32	0,75	0,95	0,97	0,99
38,1...76	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	18	80	110	130	149	149	160	
	R	0,01	0,38	0,75	0,91	0,97	0,97	0,99	
<76	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	93	121	138	149	160	160	160	
	R	0,55	0,85	0,95	0,97	0,99	0,99	0,99	
<9,5	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	<18	<18	<18	38	110	149	160	
	R	0	0	0	0,05	0,75	0,97	0,99	
9,5...19,1	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	<18	18	66	104	138	160	160	
	R	0	0,01	0,23	0,69	0,95	0,99	0,99	
III	19,1...38,1	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	18	85	116	138	149	160	160
		R	0,01	0,45	0,81	0,95	0,97	0,99	0,99
38,1...76	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	116	130	149	149	160	160	160	
	R	0,81	0,91	0,97	0,97	0,99	0,99	0,99	
<76	$T_{II}, ^\circ\text{C}$	116	130	149	149	160	160	160	
	R	0,81	0,91	0,97	0,97	0,99	0,99	0,99	

$$\begin{aligned}
 \xi_m &\approx 1, \text{ если } T_{\max}^{\text{ПН}} < T_c^m \approx T_{\text{st}}^m, \\
 \xi_m &\approx \left(\frac{\sigma_T^b}{\sigma_T^m} \right), \text{ если } T_{\max}^{\text{ПН}} = T_{A_3}, \\
 \xi_b &\approx 1, \text{ если } T_{\max}^{\text{ПН}} < T_c^b \approx T_{\text{st}}^m, \\
 \xi_b &\approx \left(\frac{\sigma_T^{fp}}{\sigma_T^b} \right), \text{ если } T_{\max}^{\text{ПН}} = T_{A_3},
 \end{aligned}
 \tag{3}$$

где σ_T^b , σ_T^m , σ_T^{fp} — пределы текучести соответственно бейнита, мартенсита и ферритно-перлитной смеси в данной точке на предыдущем цикле нагрева — охлаждения. Зависимость ξ_j при максимальных температурах повторного нагрева $T_{A_3} > T_{\max}^{\text{ПН}_j} > T_c^j$ аппроксимируется соответствующим выражением:

$$\xi_j = 1 - a_j \left(1 - \frac{\sigma_k}{\sigma_j} \right) \quad (j = b, m),$$

где индекс j относит величины к результатам предшествующего нагрева в данной точке, когда $T_{\max} > A_{c_3}$ ($k = f_p$, если $j = b$, и $k = b$, если $j = m$); a_j — функция от максимальной температуры повторного нагрева в данной точке ниже A_{c_3} в предшествующий период.

Из этой модели следует, что при многопроходной сварке эффект отпуска в данной точке определяется повторным проходом с максимальной температурой повторного нагрева, а роль остальных повторных нагревов уже незначительная. Такое приближенное построение далеко не всегда соответствует реальности. Кроме того, неучет длительности повторного нагрева также является слабым звеном такой модели.

Из изложенного следует, что в этом направлении еще много предстоит сделать.

12. Деградация свойств материала сварных соединений под воздействием высоких температур, химически агрессивных сред и ядерного облучения. В настоящее время применение математического моделирования в этом направлении имеет весьма актуальное значение, учитывая большое количество эксплуатируемых в мире ответственных сварных конструкций длительного срока эксплуатации (магистральные трубопроводы, корпуса реакторов АЭС, мосты, крупные хранилища нефти, газа и пр.). В ряде случаев срок эксплуатации этих конструкций близок к проектному, поэтому вопросы безопасности требуют четкой информации о состоянии материала и особенно сварных соединений.

Получение такой информации традиционным путем, испытанием стандартных образцов, вырезанных из соответствующих участков конструкций,

далеко не всегда приемлемо, что определяет интерес к использованию различных косвенных методов, начиная с соответствующих образцов-свидетелей, малоразмерных образцов, получаемых из конструкции без нарушения целостности, и кончая различными измерениями изменений физических характеристик материала (твердости, электропроводности, магнитной проницаемости, характера распространения акустических волн и т.п.). Задачей математического моделирования является установление адекватной зависимости между искомой характеристикой материала X , измерять которую «неудобно», и вектором Y_i «удобных» измерений, т.е. построения функции

$$X = f(Y_i). \tag{4}$$

Естественно, необходимо убедиться в существовании такой зависимости.

Можно утверждать, что функция $X = f(Y_i)$ не существует (не корректна), если

- локальность явлений, определяющих изменение X , на несколько порядков выше локальности измерения (Y_i);

- физическая природа изменения X не влияет однозначно на результаты измерения Y_i ;

- нет корреляционной зависимости между X в предстоящих условиях нагружения и X , измеряемых в других условиях, соответствующих тестированию $X = f(Y_i)$;

- нет достаточного оптимизма при поиске функции $X = f(Y_i)$, однако чрезмерный оптимизм за пределами объективности не способствует достижению цели. К сожалению, в настоящее время последнее достаточно характерно, что вполне объяснимо, учитывая актуальность проблемы.

В этой связи построение физически обоснованных математических моделей, способствующих получению величины X на основе достаточно удобных измерений Y_i представляется весьма важным и интересным. Среди характеристик вектора свойств X особенно следует выделить сопротивление материала хрупким разрушениям K_{1c} . Заслуживают особого внимания работы Б. З. Марголина [29 и др.], посвященные созданию физически обоснованных математических моделей для определения величины K_{1c} после сложных условий эксплуатации (температура, радиация) на основе «удобных» измерений.

13. Моделирование процесса идентификации дефектов в сварных соединениях при неразрушающих методах испытаний. Это также весьма актуальное направление и содержит ряд аспектов, в которых роль математического моделирования весьма значительная. В первую очередь — это задачи непосредственно идентификации (геометрических параметров) дефекта на основе решения обратной задачи, т.е. по характеру распространения ультразвука, магнитного поля, вихревых токов и т.д., определение геометрических параметров несплошности дефекта в соответ-

ствующей зоне конструкции (сварного узла) [30, 31 и др.]. Непрерывно возрастающие возможности вычислительной техники позволяют выполнять решение таких обратных задач в оперативных условиях расшифровки показаний неразрушающего контроля.

Второй характерный аспект применения математического моделирования связан с объяснением природы и соответственно типа дефекта (технологического либо эксплуатационного, горячие, холодные, усталостные трещины, либо трещины межкристаллической коррозии и т.п.) [32, 33 и др.].

14. Информационные технологии в сварке, наплавке и нанесении покрытий. Это актуальное направление переживает определенные трудности, связанные с рядом обстоятельств. Во-первых, прошел бум 1980–1990-х годов, когда было большое увлечение экспертными, интеллектуально-экспертными, расчетно-экспертными, расчетно-информационными системами и т.д., во многих случаях созданные специализированные продукты в области сварки уже устарели, не оправдав возложенные на них надежды, в том числе и материальные. Во-вторых, система Интернет в ряде случаев информационного обслуживания более конкурентна, чем указанные продукты 1980–1990-х годов. В-третьих, резко возросла стоимость технологической информации на уровне ноу-хау при относительно невысокой стоимости системного математического обеспечения, что определяет достаточно характерную тенденцию создания локальных информационных систем с высокой степенью конфиденциальности.

Нам представляется, что необходимы новые идеи в использовании информационных технологий в области сварки. В частности, следует повысить роль математического моделирования при создании расчетно-информационных систем. Традиционно эти системы в области сварки представляют собой сочетание базы экспериментальных данных и соответствующих уравнений регрессии (параметрических уравнений), расчет по которым позволяет более эффективно использовать базы данных. При современном уровне моделирования физических процессов при сварке создаются возможности в получении дополнительной информации, на основе которой база экспериментальных данных получает значительные новые возможности для практического применения.

В качестве примера можно указать на разработанную систему выбора сварочных материалов (доклад И. Лавринца на конференции), в которой сочетается база фирменных данных относительно электродов для дуговой сварки, включающих информацию относительно рекомендуемых силы тока и напряжения на дуге и соответствующих им коэффициентов наплавки и химического состава наплавленного металла с математическим моделированием ЗП при конкретных скоростях сварки, определение химического состава указанной зоны, термических циклов, мик-

роструктурных изменений и ожидаемых механических свойств в металле ЗП и ЗТВ.

15. Создание комплексных систем решения типовых технологических задач. Это направление, как уже упоминалось, является стимулом для многих разработок, связанных с математическим описанием физико-химических процессов при современных способах сварки и созданием соответствующих информационно-расчетных систем. Нам представляется, что одним из приоритетных направлений дальнейших разработок специалистов нашего профиля является концентрация внимания на разработке таких систем для характерных типовых задач. Ниже приводится далеко не полный перечень таких систем, создание которых, по мнению автора, представляет интерес для практики.

А. Система для выбора рационального способа дуговой сварки, сварочных материалов и режимов применительно к сварке конкретной конструкционной стали. Цель создания такой системы — частично заменить экспериментальные работы на сварных пробах-образцах, связанных с обоснованием варианта технологии дуговой сварки. Система должна обеспечивать пользователя характерными данными для сравнения альтернативных вариантов по качеству формирования шва, химическому составу ЗП, микроструктуре и механическим свойствам ЗП и ЗТВ, риску образования горячих и холодных трещин, учитывая перспективы применения дуговых способов сварки для конструкционных сталей на ближайшие примерно 50 лет. Создание системы такого назначения можно считать делом экономически и технически вполне оправданным.

Б. Определение напряженно-деформированного состояния при сварке кольцевых многопроходных швов одно- и разнородных толстостенных элементов конструкций с учетом микроструктурных изменений, наличия закреплений, последующей термической обработки типа местного отпуска. Такие случаи весьма характерны для различных изделий, конструкций и сооружений (валы, трубы, обечайки сосудов давления, корпуса подводных лодок и т. п.).

В состав такой системы желательно включить данные относительно теплофизических и механических свойств типовых конструкционных материалов, в частности, сопротивляемость релаксации напряжений при отпуске, а также предел текучести при повторных нагревах.

В. Определение напряжений и деформаций трубной решетки теплообменников при сварке трубок. Актуальность такой задачи заметно возрастает в связи с увеличением объема применения дуговой сварки плавлением для таких узлов (вместо традиционных методов развальцовки), создания надежной аппаратуры для автоматической сварки, существенного улучшения качества сварных соединений. Однако появились вопросы, связанные с термическим влиянием сварки плавлением, часть ко-

торых, как напряжения и общие деформации в трубной решетке, требует для прогнозирования расчетных методов, поскольку эксперимент для больших узлов такого типа (несколько тысяч трубок) связан с большими затратами средств и времени.

Г. Прогнозирование напряжений и деформаций, микроструктуры и свойств при наплавке тел вращения типа валов по винтовой линии малого шага с учетом сложных термических циклов в металле ЗТВ и наплавленном слое. Большое количество технологических параметров в этом процессе затрудняет выбор их рациональных значений чисто экспериментальным путем. Создание расчетной системы технически и экономически здесь является выгодной задачей.

Д. Для стыковой контактной сварки оплавлением (сопротивлением) создание системы для моделирования связанных полей электрического потенциала, тепловыделений, температур, деформаций и напряжений на основе измеряемых во времени параметров процесса: напряжение, сила тока, сила сжатия, перемещение осадки. Такая система для изделий сложной формы сечения (например железнодорожные рельсы) позволит существенно уменьшить объем экспериментов, связанных с оценкой термомеханических процессов в свариваемом изделии и таким образом ускорить (удешевить) поиск рациональных параметров сварки, обеспечивающих необходимые требования к сварному соединению.

1. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машигиз, 1951. — 296 с.
2. Ерохин А. А. Кинетика металлургических процессов дуговой сварки. — М.: Машиностроение, 1964. — 256 с.
3. Lancaster J. F. The physics of welding. — Oxford: Pergamon press, 1986.
4. Weld metal microstructure calculation from fundamentals of transport phenomena in the arc welding of low-alloy steels / K. Mundra, T. Debroy, S. S. Babu, S. A. David // Welding J. — 1997. — 76, N 4. — P. 163–171.
5. Ohring S., Lugt H. J. Numerical simulation of a time-dependent 3D GMA weld pool due to a moving arc // Ibid. — 1999. — N 12. — P. 416–424.
6. Evolution of titanium weldment macro- and microstructures — modeling and real time mapping of phases / Z. Jang, J. W. Elmer, J. Wong, T. Debroy // Ibid. — 2000. — N 4. — P. 97–112.
7. Li M. J., Kannatev-Asibu Jr. E. Monte-Carlo simulation of heat-affected zone microstructure in laser-beam-welded nickel sheets // Ibid. — 2002. — N 3. — P. 37–44.
8. Дятлов В. И., Абралов М. А., Шнайдер Б. И. Первичная кристаллизация жидкой ванны при сварке металлов малых толщин // Автомат. сварка. — 1967. — № 1. — С. 26–30.
9. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке. — М.: Металлургиздат, 1976. — Т. 2. — 598 с.
10. Моочан Б. Ф. Диффузионные процессы и химические составы зоны сплавления в сварных швах // Автомат. сварка. — 1956. — № 6. — С. 3–6.
11. Стеренбоген Ю. А., Демченко В. Ф., Абдулах В. М. Исследование процесса образования химической неоднородности при кристаллизации металла шва // Там же. — 1977. — № 6. — С. 5–8.
12. Seyffarth P., Kasatkin O. Calculation of structure transformation in the welding process. — S.l., [1982]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IIW-IX-82).
13. Исследование влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
14. Численное исследование термомеханических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Т. Г. Кравцов, В. В. Севрюков // Там же. — 2001. — № 1. — С. 3–10.
15. Компьютерная программа для прогнозирования образования горячих трещин при сварке с глубоким проплавлением / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка и др. // Там же. — 1998. — № 2. — С. 3–11.
16. A hot-cracking mitigation technique for welding high-strength aluminium alloy / J. P. Jang, P. Dong, J. Zhang, X. Tian // Welding J. — 2000. — N 1. — P. 9–17.
17. Махненко В. И. Применение современных подходов механики разрушения для численного прогнозирования риска образования горячих и холодных трещин при сварке // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій. — 1999. — Вып. 2, т. 2. — С. 41–49.
18. Force characteristics of resistance spot welding of steels / H. Tang, W. Hou, S.J. Hu, H. Zhang // Welding J. — 2000. — N 7. — P. 175–183.
19. Sun X., Dong P. Analysis of aluminum resistance spot welding processes using coupled finite element procedures // Welding J. — 2000. — N 8. — P. 215–221.
20. Sun X. Modeling of projection welding processes using coupled finite element analysis // Ibid. — 2000. — N 9. — P. 244–251.
21. Dave V. R., Cola M. J., Hussien C. N. Heat generation in the inertia welding of dissimilar tubes // Ibid. — 2001. — N 10. — P. 246–252.
22. Cederqvist L., Reynolds A. P. Factors affecting the properties of friction stir welded aluminium lap joints // Ibid. — N 12. — P. 281–287.
23. Махненко В. И., Скосягин Ю. А., Романова И. Ю. База знаний экспертной системы проектирования режимов точечной контактной сварки // Автомат. сварка. — 1993. — № 7. — С. 38–42.
24. Welding handbook. English edition: Vol. 4. Materials and applications. Pt 2. — Miami: AWS, 1998. — 620 p.
25. The determination of hydrogen distribution in high-strength steel weldments. Pt 1: Laser ablation methods / R. D. Smith, C. P. Landis, J. Maroef et al. // Welding J. — 2001. — N 5. — P. 115–121.
26. Michailov V. G., Thomas K., Wohlfahrt H. Numerische Simulation der Wasserstoffverteilung in mehrlagigen Schweißverbindungen // Schweißen und Schneiden. — 1996. — N 49, H 1. — S. 47–50.
27. Yorioka N. et al. An analysis of effects of microstructure, strain and stress in the hydrogen accumulation in the weld heat-affected zone. — S. l., [1980]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1161–80).
28. Махненко В. И., Королева Т. В., Лаврунец И. Д. Влияние микроструктурных изменений на перераспределение водорода при сварке плавлением конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 2002. — № 2. — С. 7–11.
29. Прогнозирование трещиностойкости корпусной реакторной стали на основе концепции «Master curve» и вероятностной модели / Б. З. Марголин, В. А. Швецова, А. Г. Гулейко и др. // Пробл. прочности. — 2002. — № 1. — С. 5–21.
30. Bernard A., Desenamps M., Lowe M. Simulation of a transient bounded beam incident on an immersed isotropic plate for the reconstruction of Lamb waves dispersion curves either in complex slowness // Review of progress in QNDE. — 2000. — 20A. — P. 73–88.
31. Jim H., Anoi J. Simulation of two-dimensional propagation and scattering of ultrasonic waves on personal computers. // Ibid. — P. 59–64.
32. Компьютерное моделирование сварочных процессов как средство прогнозирования дефектов в сварных соединениях / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 12. — С. 10–19.
33. Махненко В. И., Махненко О. В. Развитие расчетных методов оценки допустимости выявленных дефектов в сварных соединениях ответственных конструкций // Там же. — 2000. — № 9/10. — С. 83–91.

**ИСТОЧНИКИ НАГРЕВА, ГИДРОДИНАМИКА,
ОБРАЗОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЙ**

**HEAT SOURCES, HYDRODYNAMICS,
FORMATION OF JOINTS**

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕТАЛЛА С ГАЗАМИ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ

И. К. ПОХОДНЯ

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Приведены результаты термодинамических исследований взаимодействия расплавленного металла с газом, содержащим водород, кислород и соединения фтора, а также со шлаковой фазой. С учетом нестационарных условий и переменной скорости кристаллизации выводятся закономерности перераспределения водорода в кристаллизующейся сварочной ванне. Основой сформулированных математических моделей является дифференциальное уравнение массопереноса: в частности, уравнение Фика с краевыми условиями типа Стефана на движущейся границе раздела фаз. Исследована кинетика перераспределения водорода вблизи линии сплавления, а также в жидком металле при ячеистой кристаллизации. Описан процесс роста пузырька газа в сварочной ванне.

Results of thermodynamic investigations of interaction of molten metal with a gas, containing hydrogen, oxygen and compounds of fluorine, and also with a slag phase. Taking into account the non-stationary conditions and variable rate of crystallization the laws of redistribution of hydrogen in a crystallizing weld pool are established. The formulated mathematical models are based on a differential equation of mass transfer, in particular the Fick's equation with Stefan's type boundary conditions on the moving phase interface. Kinetics of hydrogen redistribution near the fusion line, and also in molten metal at cellular crystallization was studied. The process of growth of a gas bubble in weld pool is described.

Дуговая сварка — высокотемпературный металлургический процесс. На всех его стадиях происходит взаимодействие металла и шлака с водородом, азотом и кислородом. Изучению этих процессов уделяется большое внимание в ИЭС им. Е. О. Патона. Результаты некоторых исследований изложены в работах [1–14].

Высокие температуры и скорости реакций, имеющие место при дуговой сварке, а также малые объемы и большие удельные поверхности реагирующих фаз, неравновесные условия различных стадий процесса усложняют проведение экспериментальных исследований.

Дополнительную информацию позволяют получить методы физического и математического моделирования с помощью современной вычислительной техники.

В настоящей статье изложены результаты работ по физическому и математическому моделированию поведения газов при дуговой сварке сталей, выполненных в основном в ИЭС им. Е. О. Патона.

Испарение металла и абсорбция газов. Расчет растворимости водорода в жидком железе в зависимости от температуры выполнен И. И. Фруминым [4], а экспериментальные исследования проведены В. И. Лакомским [5]. Полученные результаты показали, что максимальная растворимость водорода в железе наблюдается при температуре 2700 К и снижается до нуля при температуре кипения металла.

По данным наших исследований [1], теплосодержание каплевого электрода зависит от

силы и полярности тока (рис. 1). Во многих случаях температура каплевого электрода превышает температуру максимальной растворимости газов в железе. Поэтому различие температуры каплевого электрода в 200...300 К, которое наблюдается при сварке плавящимся электродом током прямой и обратной полярности, может оказывать значительное влияние на абсорбцию газов.

На рис. 2 приведены экспериментальные данные содержания азота в каплях электродного металла при сварке током прямой полярности в смеси $Ag + 10\% N_2$ [1]. О. М. Портновым выполнен расчет абсорбции азота каплями электродного металла. Результаты расчета приведены в виде сплошной кривой на рис. 2. Как видно из рисунка, совпадение расчетных и экспериментальных данных вполне удовлетворительное.

Термодинамическая оценка взаимодействия металла со шлаком и газом. Термодинамические подходы использованы для анализа процесса связывания водорода, находящегося в газовой фазе в виде паров воды, в нерастворимый в жидком железе фтористый водород при температуре 2000...2500 К и давлении $1 \cdot 10^5$ Па [6]. Расчеты проводили применительно к сварке порошковой проволокой в углекислом газе. Начальные условия характеризовались следующим составом фаз: газовая фаза — монооксид углерода с небольшим количеством паров воды; металлическая фаза — железо; шлаковая фаза — CaF_2 и SiO_2 , Al_2O_3 , TiO_2 и CaO в различных пропорциях. Для создания окислительной атмосферы в расчетный состав шлакового расплава вводили некоторое количество FeO .

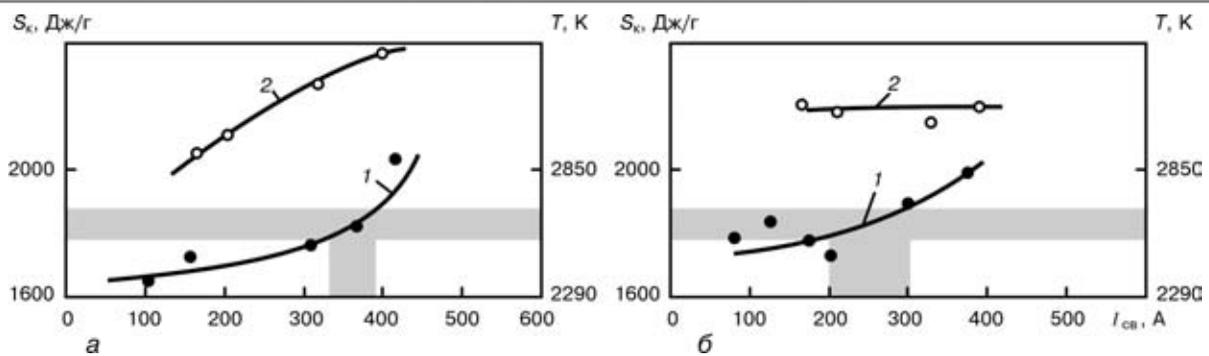


Рис. 1. Влияние силы тока и его полярности на теплосодержание капель S_k электродного металла при сварке низкоуглеродистой стали с использованием проволоки Св-08А диаметром 2 мм в смеси инертных газов He + N₂ (а), Ar + N₂ (б): 1 — ток прямой полярности; 2 — обратной (заштрихованы области температур максимальной растворимости азота и силы токов, при которых достигаются эти температуры)

Проанализированы различные шлаковые системы: SiO₂-CaO-CaF₂, TiO₂-CaO-CaF₂, Al₂O₃-CaO-CaF₂. Кроме того, исследовали связывание водорода при различных температурах и различном содержании паров воды в газовой фазе, а также при дополнительном введении в эту фазу SiF₄ и кислорода.

На рис. 3, а представлена расчетная зависимость содержания водорода в жидком металле от начального содержания CaF₂ в шлаковой системе TiO₂-CaO-CaF₂. При отсутствии CaO оптимальной является область, где содержание CaF₂ составляет 60...75 % (мас.). С увеличением массовой доли CaO в шлаке область оптимального состава сдвигается в сторону уменьшения содержания CaF₂. Однако при этом указанной области соответствует большее количество водорода в металле. Аналогичные данные получены и для системы Al₂O₃-CaO-CaF₂ (рис. 3, б). В системе SiO₂-CaO-CaF₂ (рис. 3, в) массовая доля CaO не влияет на содержание водорода в жидком металле, которое уменьшается с ростом CaF₂ в шлаке.

При увеличении окислительного потенциала газовой фазы вследствие введения молекулярного кислорода содержание водорода в металле уменьшалось незначительно. При добавлении в газовую фазу SiF₄ довольно сильно снижалась массовая доля водорода в жидком металле за счет развития реакции взаимодействия водорода со свободными атомами фтора, образующимися при диссоциации SiF₄ (рис. 4). Этот способ снижения содержания водорода в жидком металле более эффективен по

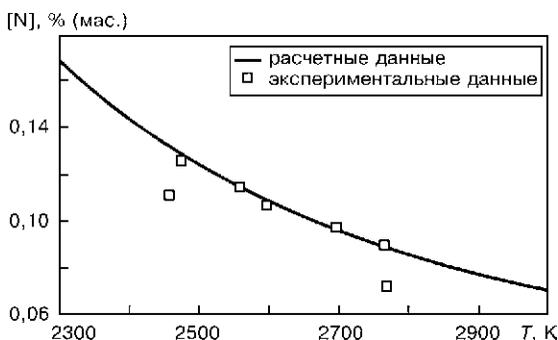


Рис. 2. Влияние температуры капель на абсорбцию азота каплями электродного металла при сварке током прямой полярности в смеси Ar + 10 % N₂ проволокой Св-08Х18Н9

сравнению с введением в состав шлака больших количеств SiO₂ и CaF₂ в расчете на протекание обменной реакции



Для исследований кинетики развития термохимических реакций в твердых и жидких веществах с участием газовой фазы используется динамическая термогравиметрия, при которой непрерывно регистрируются масса образца и скорость ее изменения в контролируемой атмосфере в зависимости от температуры и времени. Полученные таким образом данные позволяют изучать кинетику процессов выделения газов при высокой скорости нагрева, которая характерна для дуговой сварки. Для этого используют метод расчета, основанный на определении энергии активации реакции термического разложения и других кинетических параметров по данным серий термогравиметрических анализов с различными скоростями нагрева [13, 14]. Результаты термогравиметрического анализа смеси CaF₂ + SiO₂, а также порошков Na₂SiF₆ и BaSiF₆ приведены на рис. 5, а. Заметное взаимодействие CaF₂ и SiO₂ начинается при температурах выше 700 °С, а диссоциация Na₂SiF₆ и BaSiF₆ происходит соответственно при 500...700 и 300...400 °С. Однако в случае гексафторсилкатов процесс термического разложения имеет сравнительно высокую энергию активации (порядка 280...320 кДж/моль), в то время как энергия активации реакции образования тетрафторида кремния в результате обменной реакции флюорита с кремнеземом имеет существенно более низкое значение (порядка 150 кДж/моль), что приводит к сильной зависимости температурного интервала интенсивного газовыделения от скорости нагрева.

Результаты расчета подтверждаются экспериментально при исследовании концентрации диффузионного водорода в металле шва, выполненном порошковыми проволоками с различными фторидами в сердечнике (рис. 5, б) [7].

Расчеты парциального давления P_{SiF_4} при содержании SiO₂ в электродном покрытии 4 и 11 % (мас.), а также экспериментальные данные по концентрации диффузионного водорода в металле

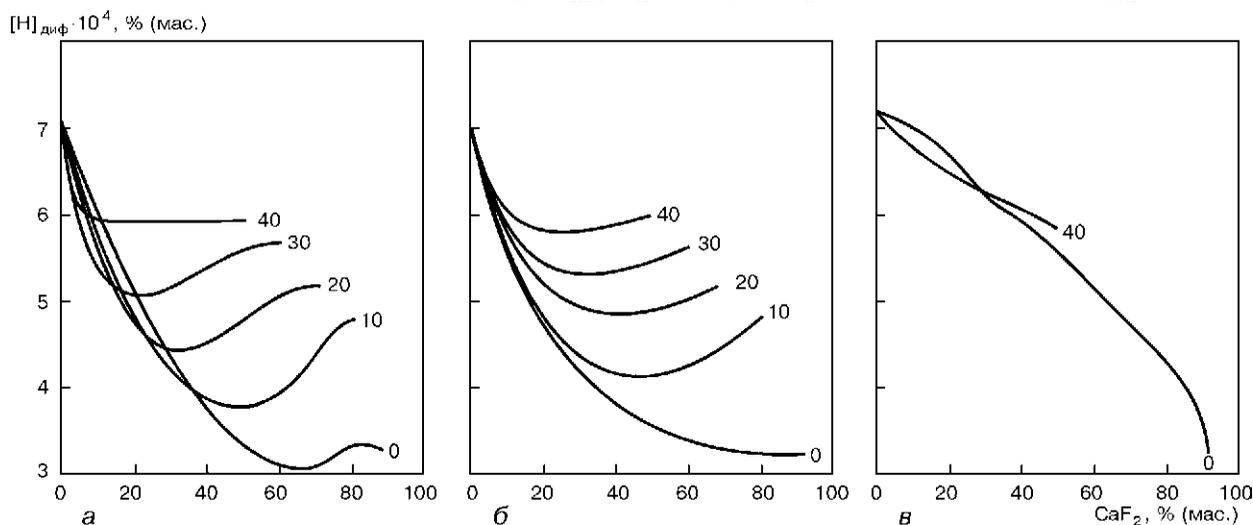


Рис. 3. Расчетное содержание водорода в жидком металле в зависимости от массовой доли CaF_2 в различных шлаковых системах: а – $\text{TiO}_2\text{-CaO-CaF}_2$; б – $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO-CaF}_2$; в – $\text{SiO}_2\text{-CaO-CaF}_2$; цифры на кривых указывают содержание CaO , % (мас.)

шва приведены на рис. 6. На рисунке заметно снижение концентрации диффузионного водорода при повышении содержания SiO_2 и CaF_2 в покрытии [8].

Оценка поведения водорода в дуговом разряде.

Физической основой для построения расчетной модели служили представления о наличии в столбе дуги локального термодинамического равновесия. Столб дуги характеризуется выпуклой формой радиального распределения температуры. При этом не учитывалось влияние приэлектродных областей. Физическая модель, принятая в расчетах, и ее математическое описание приведены в работе [9].

Водород и кислород в дуге при температуре 4000 К полностью диссоциированы. Фтор полностью диссоциирован уже при температуре 1600 К, так как имеет низкую энергию диссоциации (1,38 эВ). В большей части сечения столба дуги HF и OH также полностью диссоциированы (рис. 7, а).

Улучшение эффективности защиты дуги с понижением температуры иллюстрирует рис. 7, б. В дугу дополнительно введено по 1 % HF и OH ($P_{\text{HF}} = P_{\text{OH}} = 1000$ Па). Из сравнения распределений частиц HF и OH в такой дуге (рис. 7, б) видно, что при снижении температуры дуги эффективность связывания водорода в HF и OH возрастает. Ширина зоны, где происходит диссоциация, для HF в 1,5 раза больше, чем для OH. Из сравнения кривых, изображенных на рис. 7, а и б, видно, что при равном парциальном давлении HF и OH имеют одинаковую степень диссоциации при температурах, отличающихся примерно на 1000 К.

Эффективное связывание водорода этими соединениями можно обеспечить только при невысоких температурах, которые имеют место на периферии столба дуги и за его пределами, где температура для HF не превышает 3000, а для OH – 2500 К.

Водород в сварочной ванне. Распределение водорода в процессе кристаллизации сварочной

ванны. Рассмотрим два случая: плоский и ячеистый фронты кристаллизации.

Распределение водорода при плоском фронте кристаллизации. Перенос газа осуществляется диффузией; коэффициент диффузии зависит от температуры и скорости кристаллизации. Аналитическое решение задачи дано в работе [10]. На рис. 8 приведена типичная картина распределения концентрации водорода при прерывистой кристаллизации сварочной ванны при сварке низкоуглеродистой стали. При расчете приняты такие значения параметров: $D_S = 1 \cdot 10^{-4}$ см²/с; $D_L = 1 \cdot 10^{-3}$ см²/с; $k = 0,53$; $v_{\text{кр}} = 0,2$ см/с; $t_{\text{ст}} = 0,2$ с; $C_L(0) = 5$ см³/100 г; $C_S(0) = 0$, $t_d(i) = 0,05 + di$, где D_S и D_L – коэффициенты диффузии водорода в твердой и жидкой фазе; k – коэффициент распределения водорода; $v_{\text{кр}}$ – скорость кристаллизации; $t_{\text{ст}}$ – время остановки; t_d – время кристаллизации; $C_L(0)$ и $C_S(0)$ – начальная концентрация водорода соответственно в жидкой и твердой фазе; $i = 0, 1, 2, \dots, n$ – номер кристаллизационного слоя, отсчитываемый от линии сплавления.

Анализ расчетных данных показал, что при прерывистой кристаллизации в жидкой фазе наблюдается образование обогащенного водородом диф-

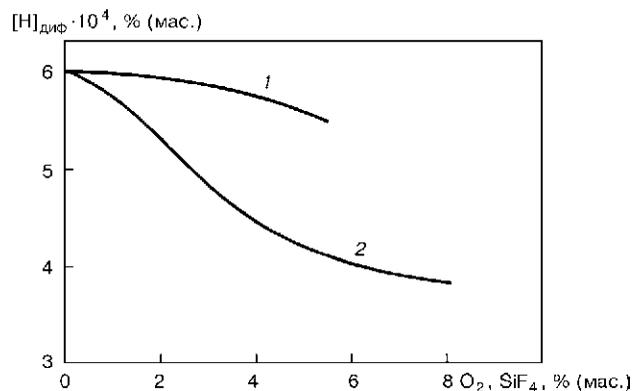


Рис. 4. Влияние массовой доли O_2 и SiF_4 в газовой фазе на содержание водорода в жидком металле (расчетные данные) для шлака, содержащего $\text{SiO}_2 - 45$, $\text{CaF}_2 - 45$, $\text{FeO} - 10$ % (мас.)

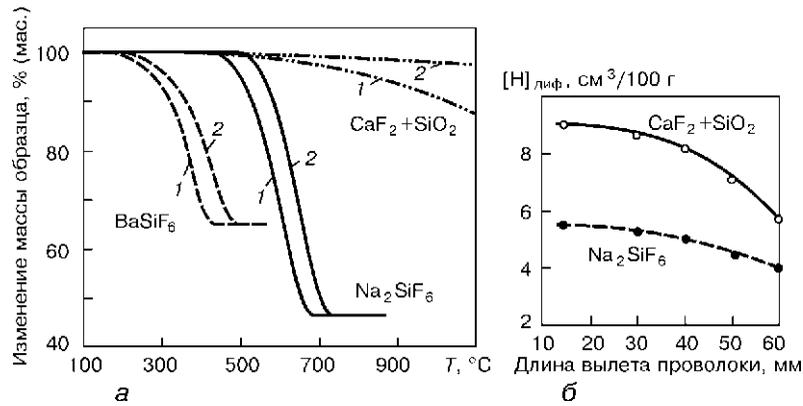


Рис. 5. Результаты термогравиметрического анализа диссоциации фторидов и кремнефторидов при скорости нагрева 10 (1) и 20 (2) °С/мин (а) и концентрации диффузионного водорода в металле шва, выполненном порошковыми проволоками с различными фторидами в металле сердечника (б) [7]

фузионного пограничного слоя — концентрационного уплотнения, стремящегося при $v_{кр} = \text{const}$ выйти на квазистационарный режим. Во время остановки между периодами роста кристаллов наблюдается распад концентрационного уплотнения под действием двух факторов:

а) диффузии в жидкой фазе, которая снижает концентрацию водорода непосредственно у фронта кристаллизации и обогащает слой жидкого металла вдали от фронта кристаллизации;

б) уменьшения концентрации водорода в жидкой фазе на межфазной границе, происходящего пропорционально уменьшению содержания водорода в твердой фазе.

В процессе остановки кристаллизации поток диффузионного водорода направлен из твердой фазы в жидкую. В жидкой фазе, обогащенной водородом, при его начальной концентрации $10...12 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ создаются условия для образования газовых пузырьков. Итоговое распределение газа в металле шва, вызванное слоистой кристаллизацией, характеризуется двумя особенностями:

1) существованием обогащенного водородом слоя, находящегося в закристаллизовавшемся ме-

талле, на месте обогащенной в процессе остановки жидкой фазы;

2) наличием обедненного водородом участка на границе кристаллизационного слоя со стороны твердого металла.

В процессе охлаждения металла шва эта неоднородность уменьшается за счет диффузии водорода. Распределение водорода между сварочной ванной и закристаллизовавшимся металлом зависит от скорости кристаллизации. Расчеты показали, что снижение в 10 раз заданного коэффициента диффузии водорода в твердой фазе так же, как и изменение длительности кристаллизационных пауз в росте твердой фазы, не вносит существенного изменения в характер распределения водорода.

Распределение водорода при ячеистом фронте кристаллизации. Изменение геометрической структуры фронта кристаллизации влечет за собой принципиально иное распределение водорода, растворенного в сварочной ванне. На рис. 9 показано поле концентраций водорода в растущей ячейке и межкристаллитной жидкости. В расчете приняты такие значения параметров: $D_S = 1 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$; $D_L = 1,6 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$; $v_{кр} = 0,4 \text{ см}/\text{с}$; размер ячейки $l = 25 \text{ мкм}$; скорость охлаждения $v_{охл} = 50 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$; содержание углерода 0,2 % (мас.).

Анализ расчетных данных показал следующее:

1) обогащение жидкого металла растворенным водородом главным образом локализуется в межкристаллитной жидкости; в жидкой фазе сварочной ванны наблюдается средняя концентрация газа;

2) в связи с высокой диффузионной подвижностью водорода в твердой фазе неоднородность распределения водорода по сечению полностью затвердевшей ячейки незначительна.

Рост газового пузырька. Фактором, лимитирующим рост пузырька из первоначально образовавшихся зародышей, является процесс транспортировки растворенного в жидком металле газа к границе раздела газ – жидкость. Перенос растворенного газа в металл осуществляется двумя способами: диффузией и конвекцией. В расчетах исходили из представлений о наличии вблизи фронта кристаллизации пограничного слоя жид-

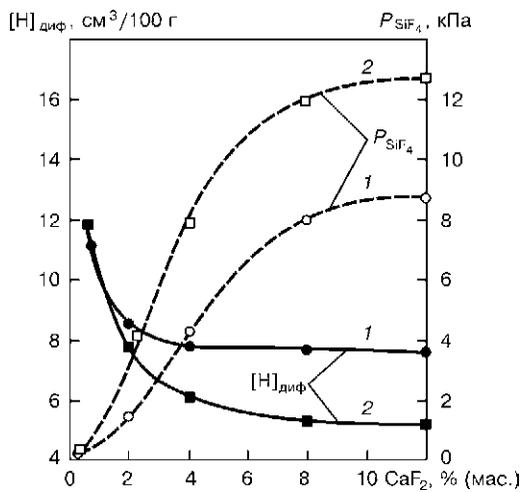


Рис. 6. Влияние CaF_2 и SiO_2 в покрытии на расчетные значения парциального давления тетрафторида кремния в атмосфере дуги и экспериментальные значения концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле [8]: 1 — 4 % (мас.) SiO_2 ; 2 — 11 % (мас.) SiO_2

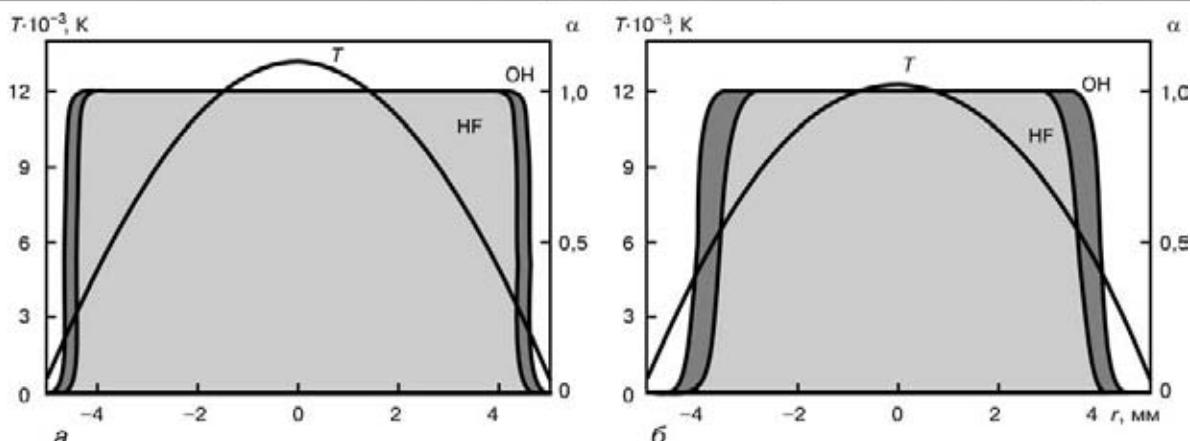


Рис. 7. Зависимость степени диссоциации частиц α HF и OH от радиуса столба дуги r при повышенной (а) и более низкой (б) температуре в зоне оси столба

кого металла, не участвующего в конвективном перемешивании основной массы металла сварочной ванны, и из предположения о том, что образовавшийся зародыш пузырька в течение некоторого времени растет в этом слое. В расчетах принято, что зародыш и растворившийся пузырек имеют сферическую форму. В первоначальных расчетах предполагалось, что площадь поверхности контакта пузырька, растущего на фронте кристаллизации с твердой фазой, значительно меньше, чем с жидкой. Кроме того, допускалось, что неоднородность диффузионного пересыщения впереди фронта кристаллизации невелика. Этим условиям в наибольшей степени соответствует дендритно-ячеистый характер кристаллизации.

Физическая модель и методика ее численной реализации на ЭВМ описаны в работе [10]. Зависимость критического радиуса пузырька от относительной концентрации газа в расплаве представлена на рис. 10. Как показывали расчеты, в результате диффузии газа в пузырек в жидком металле образуется обедненный газом слой, движущийся вместе с пузырьком. Скорость роста пузырька зависит от концентрации газа в сварочной ванне впереди фронта кристаллизации. Макси-

мальная скорость наблюдается на начальной стадии роста пузырька (рис. 11).

Скорость роста пузырька также зависит от поверхностного натяжения на границе металл – газ. При увеличении поверхностного натяжения максимальные значения скорости роста уменьшаются и смещаются в сторону больших времен. После достижения максимальной скорости роста наблюдается ее быстрое снижение до значений, соизмеримых со скоростью кристаллизации сварочной ванны. Влияние поверхностного натяжения при такой скорости роста незначительно.

При создании описанной выше модели роста газового пузырька исходили из пренебрежимо малой площади контакта поверхности растущего пузырька с твердой фазой. Между тем, реально он зарождается именно на фронте кристаллизации. Следовательно, можно ожидать, что уровень диффузии водорода в газовый пузырек из твердой фазы будет существенным.

Л. А. Тараборкин предложил учитывать влияние указанного эффекта следующим образом. Закон сохранения массы записывается в виде граничного условия на поверхности пузырька

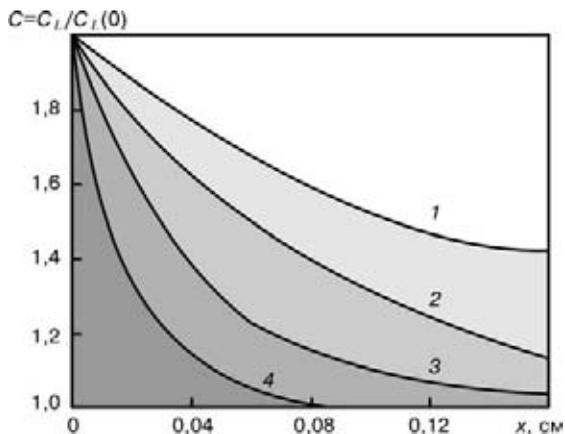


Рис. 8. Распределение концентрации водорода в жидком металле C при движении плоского фронта кристаллизации: 1 – $v_{кр} = 0,01$; 2 – 0,02; 3 – 0,04; 4 – 0,08 см/с (x – координата, отсчитываемая от фронта кристаллизации)

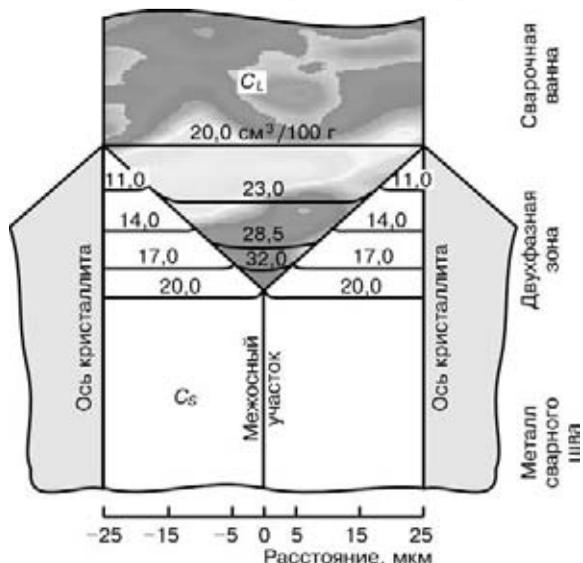


Рис. 9. Поле концентраций водорода в твердой и жидкой зоне металла при ячеистом фронте кристаллизации

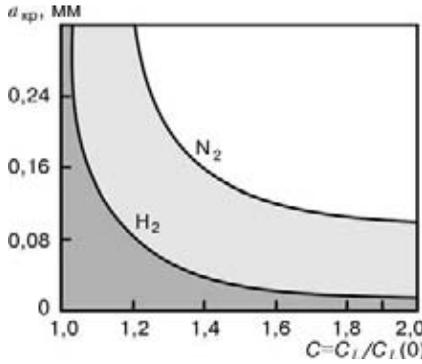


Рис. 10. Зависимость критического радиуса пузырька $a_{кр}$ от относительной концентрации газа в расплаве

$$\frac{dM(t)}{dt} = [P_S \beta(t) + P_L(1 - \beta(t))] \sigma(t), \quad (2)$$

где M — масса водорода в пузырьке; $\sigma(t)$ — площадь поверхности пузырька в момент времени t ; $\beta(t)$ — доля площади поверхности контакта пузырька с твердой фазой по отношению к общей площади поверхности пузырька в момент времени t ; P_S, P_L — потоки диффундирующего газа соответственно из твердой и жидкой фазы.

Поток газа из твердой фазы определяется путем решения нелинейной задачи диффузии с граничным условием, при этом учитывается реакция молизации водорода со скоростью, пропорциональной квадрату концентрации атомов газа во внешнем слое:

$$P_S = K C_{S_{\text{нов}}}^2(t), \quad (3)$$

где K — коэффициент пропорциональности (константа скорости реакции молизации); $C_{S_{\text{нов}}}^2$ — поверхностная концентрация атомов газа на границе пузырька. В последнем условии учтено, что химический потенциал газа в пузырьке гораздо выше, чем в твердом металле, так что диффузионный поток из газовой фазы в твердую (в металл) можно считать пренебрежимо малым.

Результаты вычислительных экспериментов (рис. 12 и 13) иллюстрируют кинетику роста, а также кинетику скорости роста газового пузырька

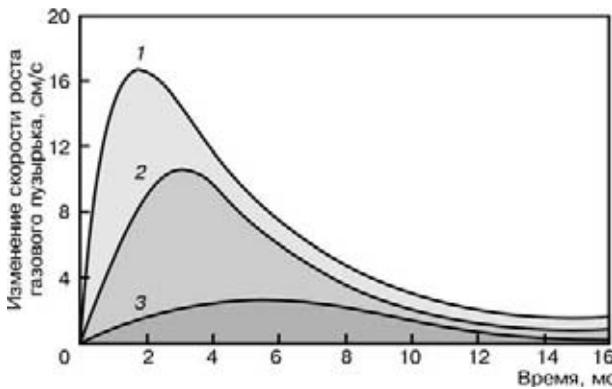


Рис. 11. Изменение скорости роста пузырька H_2 во времени: 1 — $C_L(0) = 42 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma = 1 \cdot 10^{-4} \text{ Дж/см}^2$; 2 — $C_L(0) = 42 \text{ см}^3/100 \text{ г}$; $\sigma = 1,8 \cdot 10^{-4} \text{ Дж/см}^2$; 3 — $C_L(0) = 35 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\sigma = 1,15 \cdot 10^{-4} \text{ Дж/см}^2$

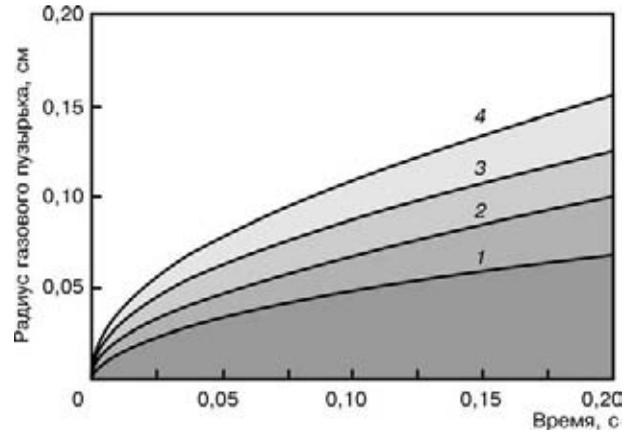


Рис. 12. Кинетика роста газового пузырька в зависимости от отношения β площади контакта пузырька с расплавом к общей поверхности пузырька: 1 — $\beta = 1$; 2 — 0,9; 3 — 0,8; 4 — 0,7

(пузырька водорода) в кристаллизующемся расплаве с учетом диффузии водорода из твердой фазы.

Образование пор в сварном шве. Результаты численных экспериментов по перераспределению газов при кристаллизации сварочной ванны и росту газовых пузырьков были использованы для анализа образования пор в сварных швах [10].

Рассмотрены два случая:

- концентрация растворенного газа находится в интервале растворимости его в твердом S_S и жидком S_L металле:

$$S_S < C_L(0) \leq S_L; \quad (4)$$

- концентрация растворенного газа превосходит предел его растворимости в жидком металле при тех же условиях:

$$C_L(0) > S_L. \quad (5)$$

Случай 1. При плоском фронте кристаллизации распределение растворенного газа впереди фронта описывается формулой

$$C_L(x) = C_L(0) \left(1 + \frac{1-k}{k} \exp \left(-\frac{v_{кр} x}{D_L} \right) \right), \quad (6)$$

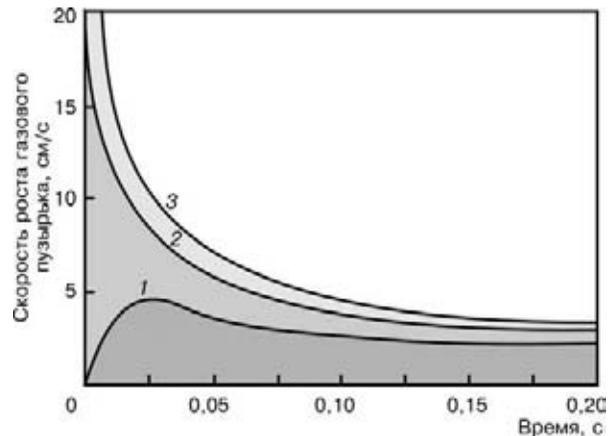


Рис. 13. Кинетика скорости роста пузырька в зависимости от отношения β площади контакта пузырька с расплавом к общей поверхности пузырька: 1 — $\beta = 1$; 2 — 0,9; 3 — 0,8

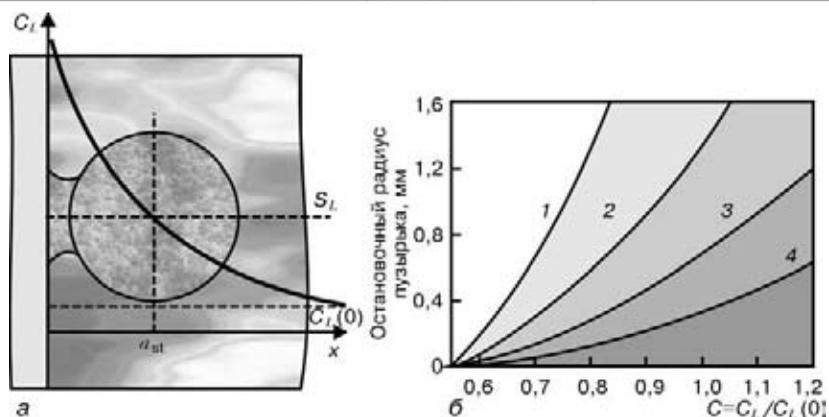


Рис. 14. Схема определения остановочного радиуса пузырька a_{st} (а) и зависимость его значений при которых происходит остановка его роста от концентрации водорода и скорости кристаллизации (б): 1 – $v_{кр} = 0,01$; 2 – 0,02; 3 – 0,04; 4 – 0,08 см/с

где $C_L = C_L(x)$ – текущая концентрация газа в сварочной ванне; $C_L(0)$ – средняя концентрация; k – коэффициент распределения водорода, равный отношению S_S/S_L .

В соответствии с формулой (6) концентрация газа изменяется от максимальной непосредственно на фронте кристаллизации, равной $C_L(0)/k$, до $C_L(0)$ вдали от него. В участке концентрационного уплотнения, который прилегает непосредственно к границе раздела фаз, концентрация растворенного газа превосходит его равновесную растворимость S_L в жидком металле, т. е.

$$S_S < C_L < C_L(0)/k. \quad (7)$$

Жидкий металл во втором участке является обедненным по отношению к S_L . В пересыщенном участке возможно образование и рост газовых пузырьков. Последний может происходить и тогда, когда часть его поверхности захватывает обедненный участок. Рост пузырька прекращается, если площадь его поверхности, приходящейся на обедненный участок, становится больше, чем площадь поверхности пузырька в обогащенном слое.

Приняв $x = a_{st}$, $C_L(x) = S_L$ в уравнении (6), можно определить радиус пузырька a_{st} , при котором происходит остановка его роста. На рис. 14, б приведены результаты расчета радиуса пузырька a_{st} от концентрации водорода и скорости кристаллизации.

При остановке роста пузырька фронт кристаллизации «обходит» пузырек и как бы фиксирует его в затвердевшем металле. Результаты расчета показывают, что увеличение скорости кристаллизации приводит к уменьшению толщины диффузионного пограничного слоя. При этом радиус пузырька должен уменьшиться вплоть до значения, меньшего критического радиуса зародыша. В этом случае образовавшийся зародыш пузырька растворяется.

Таким образом, с увеличением скорости сварки вероятность образования пор в сварочной ванне вблизи линии сплавления уменьшается, если концентрация растворенного газа в сварочной ванне $C_L(0)$ находится в пределах $S_S < C_L(0) \leq S_L$.

Если скорость кристаллизации и скорость роста пузырька будут близки, то образуются поры вытянутой формы. Поступление газа в такие поры может происходить не только со стороны жидкого, но и со стороны закристаллизовавшегося металла, так как при снижении температуры в твердом металле образуется пересыщенный раствор газа и создаются термодинамически оправданные условия для перехода газа из раствора в пору.

При переходе фронта кристаллизации от плоского к ячеисто-дендритному изменяется структура диффузионного пограничного слоя. При температурах выше температуры ликвидуса пересыщение водородом жидкого металла не происходит.

При концентрации водорода $C_L(0)$ в сварочной ванне в пределах $S_S < C_L(0) \leq S_L$ зарождение пузырька газа впереди фронта кристаллизации (точнее, впереди растущих ячеек) маловероятно.

При ячеистом и дендритном фронте кристаллизации возникновение зародышей пузырьков газа, способных к дальнейшему росту, возможно лишь в пересыщенных объемах межкристаллитной жидкости.

Расчеты показали, что при скоростях охлаждения, характерных для дуговой сварки, критический радиус пузырька зародыша оказывается больше поперечных размеров жидкой фазы (табл. 1). Поэтому рост пузырьков газа в межкристаллитных объемах жидкости невозможен, и

Таблица 1. Изменение относительной степени пересыщения межкристаллитной жидкости C' , критического радиуса пузырька газа $a_{кр}$ и поперечных размеров жидкой фазы ξ по длине двухфазовой зоны

Расстояние от кончиков осей первого порядка, мм	$C' = C_L/S_L$	$a_{кр}$, мм	ξ
0,8	1,15	0,104	0,014
0,9	1,225	0,068	0,009
1,1	1,3	0,05	0,008
1,4	1,375	0,038	0,005
1,7	1,45	0,032	0,004

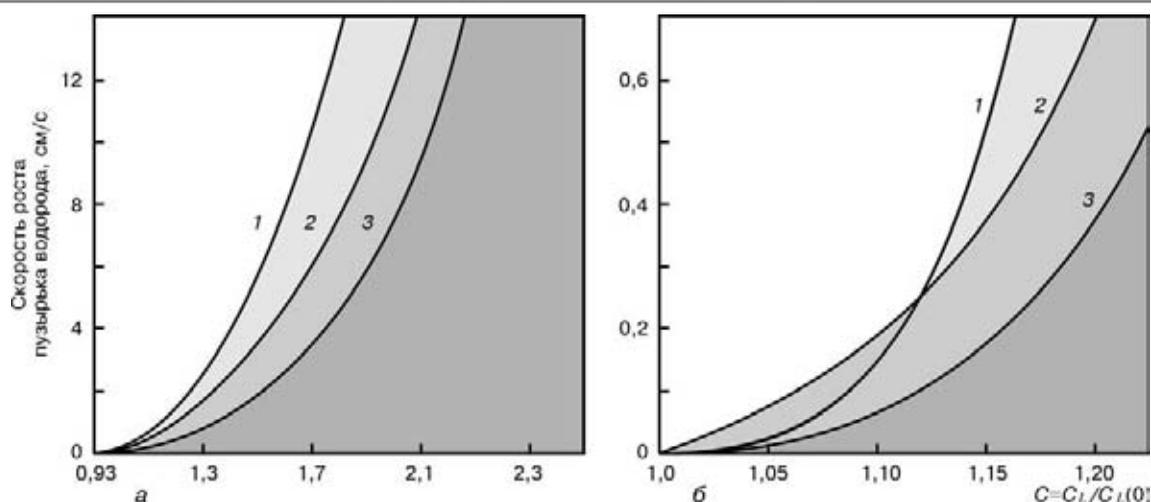


Рис. 15. Зависимость скорости роста пузырька водорода диаметром $2a$ от концентрации C водорода в жидком металле: a — $1,3 < C < 2,5$ — большие пересыщения; b — $1 < C < 1,25$ — небольшие пересыщения; 1 — $2a = 0,5$; 2 — 1; 3 — 2 мм

Таблица 2. Содержание газов в металле при сварке различными типами сварочных материалов и наличие пор в шве

Тип сердечника проволоки	Скорость сварки, м/ч	Концентрация $[H]_{\text{диф}}$, см ³ /100 г	Содержание газов в металле, % (мас.)		Наличие пор
			N	O	
Карбонатно-флюоритный	16	13,0	0,038	0,054	Есть
	30	14,1	0,032	0,027	Нет
Рутилорганический	12	26,8	0,021	0,08	»
	30	27,1	0,022	0,09	Есть

весь газ, содержащийся в сварочной ванне, переходит в закристаллизовавшийся металл, образуя пересыщенный твердый раствор. Вычислительный эксперимент позволяет понять физическую природу пересыщения металла шва водородом, наблюдавшегося ранее экспериментально [11].

Случай 2. Концентрация растворенного газа превосходит предел его растворимости в жидком металле: $C_L(0) > S_L$. Скорость роста пузырьков газа вблизи линии сплавления при плоском фронте кристаллизации значительно выше скорости кристаллизации. Этому способствует более высокая степень пересыщения жидкого металла перед фронтом кристаллизации по сравнению с остальным объемом жидкого металла. Например, для пузырьков, растущих непосредственно у линии сплавления, относительная степень пересыщения водорода на фронте кристаллизации составляет $C = 2,2$, и скорость роста пузырька превосходит 12 см/с (рис. 15, а).

В этом случае возможно также зарождение и рост пузырьков газа в объеме сварочной ванны.

При небольшом пересыщении газа в сварочной ванне могут возникнуть условия для образования пор при ячеистом и дендритном характере кристаллизации. Это возможно в случае, когда скорость кристаллизации больше скорости роста пузырька газа (рис. 15, б). С увеличением скорости сварки вероятность образования пор по оси шва увеличивается. Напротив, увеличение степени

пересыщения приводит к ускорению роста пузырьков, т. е. способствует снижению вероятности появления пористости.

Представления о механизме образования пор, сформулированные на основе физической модели и вычислительных экспериментов, были проверены экспериментально при сварке двумя типами самозащитных порошковых проволок — карбонатно-флюоритного и рутилорганического. Полученные экспериментальные данные удовлетворительно согласуются с расчетными (табл. 2).

Выводы

1. Моделирование сложных процессов, протекающих при сварке металлов, должно основываться на фундаментальных знаниях термодинамики, кинетики металлургических процессов, физики металлов и других наук.

2. Моделирование особенно целесообразно для изучения процессов, непосредственное экспериментальное исследование которых физико-химическими методами в настоящее время затруднено. Однако наиболее эффективно моделирование в сочетании с экспериментальными исследованиями.

3. Использование современной вычислительной техники позволяет создавать динамические трехмерные модели и углублять наши знания о процессах сварки.

1. Походня И. К. Газы в сварных швах. — М.: Машиностроение, 1972. — 256 с.

2. *Pokhodnya I. K.* Hydrogen behaviour in welded joints // Proc. of the joint seminar «Hydrogen management in steel weldments» / Ed. I. L. Davidson, D. L. Olson. — DSTO and WTIA, 1997. — P. 145–181.
3. *Makhnenko V. I.* Computer modeling of welding processes // Advanced material science: 21st century / Ed. I. K. Pokhodnya. — Cambridge Intern. sci. publ., 2000. — P. 79–96.
4. *Фрумин И. И.* Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Металлургиздат, 1961. — 421 с.
5. *Лакомский В. И.* Растворимость водорода в жидком железе до температуры кипения // Докл. АН СССР. — 1962. — 147, № 3. — С. 628–629.
6. *Походня И. К., Цыбулько И. И., Орлов Л. Н.* Влияние состава шлака на содержание водорода в жидком металле при сварке в CO₂ // Автомат. сварка. — 1993. — № 11. — С. 3–5.
7. *Technology and metallurgy methods for decreasing diffusible hydrogen* / I. K. Pokhodnya, A. P. Paltsevich, V. V. Golovko, A. S. Kotelchuk. — S. l., [1998]. — 14 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-1335–98).
8. *Оценка термодинамической вероятности образования тетрафторидов титана и кремния в шлаках электродов с основным покрытием* / В. Н. Горпенюк, Л. А. Тараборкин, В. Д. Макаренко, В. Н. Товмаченко // Тез. докл. Всесоюз. конф. по сварочным материалам (Череповец, 10–14 окт. 1983 г.). — Киев: Изд. ИЭС им. Е. О. Патона, 1983. — С. 11–12.
9. *Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В.* Расчетная оценка поведения водорода в дуговом разряде // Автомат. сварка. — 1998. — № 9. — С. 4–11.
10. *Походня И. К., Демченко В. Ф., Демченко Л. И.* Математическое моделирование поведения газов в сварных швах. — Киев: Наук. думка, 1979. — 54 с.
11. *Влияние режима сварки и температуры прокатки электродов с рутиловым покрытием на пористость швов* / И. К. Походня, А. П. Пальцевич, И. Р. Явдошин, О. Г. Касаткин // Автомат. сварка. — 1975. — № 8. — С. 34–38.
12. *Кинетика диффузионного перераспределения водорода между металлом шва и основным металлом при дуговой сварке* / И. К. Походня, Л. И. Демченко, А. П. Пальцевич, В. Г. Устинов // Там же. — 1976. — № 8. — С. 1–5.
13. *Шлепаков В. Н., Сутрун С. А., Котельчук А. С.* Кинетика газообразования при сварке порошковой проволокой // Информ. материалы / СЭВ. Координац. центр по пробл. «Развитие науч. основ и разраб. новых технол. процессов сварки, наплавки и терм. резки различ. материалов и сплавов для получения свар. конструкций и создания эффективных свароч. материалов и оборудования». — Киев: Наук. думка, 1986. — Вып. 1. — С. 19–28.
14. *Котельчук А. С.* Кинетика термодеструкции порошковых материалов и их смесей // Дуговая сварка. Материалы и качество на рубеже XXI века // Сб. докл. II Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ, Орел, 4–8 июня 2001 г. — Орел: Ассоциация «Электрод», ОАО «Орловский сталепрокатный завод», 2001. — С. 68–72.

MODELLING OF SOLIDIFIED FREE SURFACE PROFILE DURING GMA WELDING

W. ZHANG, T. DEBROY

(Department of Materials Science and Engineering of Pennsylvania State University, USA)

Heat transfer and fluid flow during gas metal arc (GMA) welding of mild steel were studied using a transient three-dimensional numerical model considering the deformation of weld pool free surface. The temperature and velocity fields, and the size and shape of the fusion zone were calculated. Experimentally measured fusion zone geometry available in the literature was used to validate the model predictions. Two important geometric characteristics of the GMA welds, i.e. weld reinforcement and finger penetration, were quantitatively calculated. The effects of the contact tube to workpiece distance and arc current could be satisfactorily predicted by the model. The results presented here demonstrate significant promise for understanding the evolution of the weld bead shape including the free surface deformation from fundamental principles of transport phenomena.

Исследованы теплоперенос и потоки жидкого металла в сварочной ванне при сварке МИГ низкоуглеродистой стали с использованием трехмерной числовой модели переходных процессов применительно к деформации свободной поверхности сварочной ванны. Рассчитаны температура и поля скоростей, размер и форма зоны проплавления. Для подтверждения достоверности результатов моделирования использовались опубликованные экспериментальные данные о геометрии зоны проплавления. Был выполнен количественный расчет двух важных геометрических характеристик швов, полученных сваркой МИГ, а именно: усиления шва и узкого глубокого (пальцеобразного) провара. Модель позволила с удовлетворительной точностью прогнозировать влияние расстояния от мундштука до свариваемого изделия, а также тока дуги. Представленные результаты демонстрируют значительные перспективы для понимания изменений формы валика, включая деформацию свободной поверхности, с точки зрения фундаментальных закономерностей явлений теплопереноса.

Introduction. Service life of structurally sound welds is often shortened by their poor geometric features. For example, for gas metal arc (GMA) welds, the fatigue limit decreases as the weld toe angle increases [1]. The toe angle depends upon the solidified surface profile of the weld pool which, in turn, is affected by the various factors such as the flow of liquid metal in the weld pool, arc and droplet impact forces, and filler metal addition. Often the control of weld bead shape is achieved through trial and error. This approach has three main disadvantages. First, the trial and error procedure is inherently expensive because there are a large number of welding variables to be considered. For example, for GMA welding, the major welding variables include arc current, arc voltage, welding speed, wire feed rate, torch angle and the type of material. Second, the chosen ranges of variables do not always produce optimal results. Finally, the approach ignores the potential competitive technological advantage that is attainable from scientific principles. A recourse to the trial and error approach is to augment experiments with numerical modeling based on the fundamental principles of transport phenomena. This approach can be useful to achieve the desired weldment features based on scientific principles.

During fusion welding, the interaction of the heat source and the material leads to rapid heating, melting and vigorous circulation of the molten metal in the weld pool. Free surface deformation of the weld pool

is an important feature of fusion welding. For gas tungsten arc (GTA) welding, significant weld pool deformation may take place at high current levels. In GMA welding, the free surface problem is more complicated due to the filler metal addition and droplet impact. Free surface deformation affects the fluid flow and heat transfer in the weld pool which in turn affects the weldment geometry [2]. Control of solidified surface profile during welding can significantly improve weldment properties and performance.

Over the last few decades, numerical calculations of heat transfer and fluid flow have been used to understand various weldment characteristics. Examples include quantitative understanding of the phase composition [3–6], grain structure [6, 7], inclusion structure [8–10], weld metal composition change owing to both evaporation of alloying elements [11–14] and dissolution of gases [15–17]. Computer simulation efforts to understand the fusion zone geometry have largely focused on simple systems, i.e. rectangular work pieces with flat weld pool surfaces. These models have been successfully used to predict weld pool shape and size for a wide variety of welding conditions in materials with diverse thermo-physical properties in simple weld geometry. A fundamental understanding of heat transfer and fluid flow considering free surface deformation is still evolving. Paul and DebRoy [18] computed free surface profiles of laser-welded specimens using fixed rectangular grids. They showed that both the convection pattern and solidification process affect surface profile of the wel-

dment. Tsai and Kou [19] studied the effects of density variation, Marangoni stress and electromagnetic force induced convection on the free surface of the weld pool using a steady state two-dimensional model in the curvilinear grid system. Thompson and Szekely [20] studied the transient development of weld pools with a deformed free surface using a two-dimensional model. Wu and Dorn [21] showed that weld pool depression increased significantly with increasing welding current and, to a lesser extent, decreasing welding speed considering. Kim et al. [22] solved an equilibrium equation for the calculation of free surface profile using boundary fitted coordinate grid system considering arc force, gravity, surface tension force, and droplet impact force. Cao et al. [23] observed that welding current could significantly change the weld pool shape by increasing the curvature at the trailing edge of the pool. The welding speed had little effect on the weld pool shape, although it significantly affected the size of the weld pool. The arc length was found to affect both size and shape, but its effect was much weaker compared to those of welding speed and welding current. Cao and Dong [24] showed that an accurate prediction of penetration profile requires consideration of both the sensible heat and the impact force of the droplet. Ushio and Wu [25] also reported a model to calculate temperature and velocity fields in three dimensions with a free surface.

A new transient three-dimensional numerical heat transfer and fluid flow model has been developed at the Pennsylvania State University to investigate the solidified free surface profile of the weld pool. This research is a part of an ongoing larger program to understand the physical processes involved in the evolution of weld geometry considering deformation of the pool free surface. In this paper, the solidified surface profile and the special features of the fusion zone geometry during GMA welding of mild steel workpieces were examined. The calculated weld geometry and the solidified free surface profile were compared with experimentally measured values available in the literature [26] for several welding conditions. The results reveal that both the solidified surface profile and finger penetration characteristics of GMA welds can be satisfactorily predicted by the transport phenomena based model.

Mathematical formulation. Figure 1 is a schematic diagram of the GMA welding arrangement and the solution domain. The calculation is carried out in the Cartesian coordinate system, and only half of the workpiece is considered since the weld is symmetrical about $y = 0$ plane. The coordinate system is attached with the heat source. In order words, the heat source and the liquid pool are fixed in space, and the material enters and leaves the computational domain at the welding speed.

Momentum, continuity and energy equations. Using the coordinate system shown in Figure 1, the

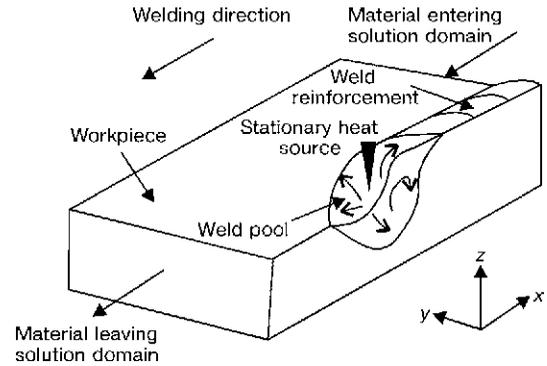


Figure 1. A schematic diagram showing the GMA welding arrangement and the solution domain

net velocity is subdivided into convective and welding velocity components as follows:

$$\vec{V}' = \vec{V} + \vec{U}_s, \quad (1)$$

where \vec{V}' , \vec{V} and \vec{U}_s are the net velocity, convective component and the welding speed. The liquid metal circulation in the weld pool is represented by the following momentum equation:

$$\rho \nabla(\vec{V} \vec{V}) = -\nabla P + \nabla(\mu \nabla \vec{V}) + S_m + S_b + S_e - \rho \nabla(\vec{U}_s \vec{V}), \quad (2)$$

where ρ is the constant density (incompressible flow), μ is the viscosity, P is the pressure, and S_m is the source term that modifies the momentum equation in the mushy zone, S_b is the source term due to the buoyancy force, and S_e is the source term due to electromagnetic force. The last term in equation (2) arises due to the motion of the heat source. Details about these source terms are available in the literature [27]. The following continuity equation is solved in conjunction with the momentum equation to obtain the pressure field:

$$\nabla \vec{V} = 0. \quad (3)$$

The boundary conditions for momentum equations are discussed as follows. Along the vertical plane of symmetry ($y = 0$ plane), $\frac{\partial u}{\partial y} = 0$, $v = 0$ and $\frac{\partial w}{\partial y} = 0$, where u , v and w are the components of the convective velocity \vec{V} in the x , y and z directions, respectively. At the top surface, the boundary conditions are defined as $-\mu \frac{\partial u}{\partial z} = f_L \frac{d\gamma}{dT} \frac{dT}{dx}$, $-\mu \frac{\partial v}{\partial z} = f_L \frac{d\gamma}{dT} \frac{dT}{dy}$ and $w = 0$, where $d\gamma/dT$ is the temperature coefficient of surface tension, and the liquid fraction f_L is assumed to vary linearly with temperature:

$$f_L = \begin{cases} 1 & T > T_L \\ \frac{T - T_S}{T_L - T_S} & T_S \leq T \leq T_L \\ 0 & T < T_S \end{cases}, \quad (4)$$

where T_L is the liquidus temperature, and T_S is the solidus temperature. The convective velocity in the solid region is set to be zero.

In order to trace the weld pool liquid/solid interface, i.e. the phase change, the total enthalpy H is represented [28] by a sum of sensible heat h and latent heat content ΔH , i.e. $H = h + \Delta H$. The sensible heat h is expressed as $h = \int C_p dT$, where C_p is the specific heat, and T is the temperature. The latent heat content ΔH is given as $\Delta H = f_L L$, where L is the latent heat. The thermal energy transport in the weldment can be expressed by the following modified energy equation:

$$\rho \nabla(\vec{\nabla}h) = \nabla \left(\frac{k}{C_p} \nabla h \right) + S_L + S_v - \rho \nabla(\vec{U}_s h), \quad (5)$$

where k is the thermal conductivity, and S_L is the source term that accounts for latent heat [27, 28]. The last term in equation (5) is due to the motion of the heat source. The source term S_v is used to describe the heat transfer from the metal droplets, which is simulated by considering the existence of a cylindrical volumetric heat source in the weld pool [29, 30]. It is assumed that the energy transported by the droplets is uniformly distributed in the cylindrical cavity in the weld pool, and the height and radius of the cavity are determined by the parameters such as the droplet size, shape, velocity and transfer frequency. Details of the calculation of the volumetric heat source are available in the literature [3].

The boundary condition at the top surface is that the heat flux J_h is prescribed as

$$J_h = \frac{IV\eta}{2\pi r_b^2} \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{2r_b^2}\right) - \varepsilon\sigma(T^4 - T_a^4) - h_c(T - T_a), \quad (6)$$

where I is the arc current, V is the arc voltage, η is the arc efficiency, r_b is the arc radius, ε is the emissivity, σ is the Stefan–Boltzmann constant, T is the top surface temperature, T_a is the ambient temperature, and h_c is the heat transfer coefficient. As shown in equation (6), the first term in the right hand side is the heat input from the heat source. The second term corresponds to the heat loss by radiation, and the last term represents the heat loss by convection. It is assumed that the flux given by equation (6) is independent of the free surface profile to simply the calculation. At the plane of symmetry, no heat transfer occurs across: $\frac{\partial h}{\partial y} = 0$. At all other surfaces, the temperatures were set as the ambient temperature.

Calculation of free surface of liquid pool. The free surface of the liquid weld pool is calculated by minimizing the total liquid surface energy, which includes the surface tension energy, the potential energy in the gravitational field, the work done by arc and droplet impact forces on the pool surface. The total surface energy balance equation after being treated by calculus of variation [31], takes the following form of a static force balance equation:

$$P_a + P_d + \lambda + \gamma \times \frac{(1 + \Phi_y^2) \Phi_{xx} - 2\Phi_x \Phi_y \Phi_{xy} + (1 + \Phi_x^2) \Phi_{yy}}{(1 + \Phi_x^2 + \Phi_y^2)^{3/2}} = \rho g \Phi, \quad (7)$$

where P_a and P_d are the arc and droplet impact forces, respectively, λ is the Lagrangian multiplier, γ is the surface tension coefficient of the liquid, and Φ is the configuration function of the weld pool surface that represents the elevation or depression across a datum level. The symbols Φ_x , Φ_{xx} and Φ_{xy} are defined as $\Phi_x = \frac{\partial \Phi}{\partial x}$, $\Phi_{xx} = \frac{\partial(\Phi_x)}{\partial x}$ and $\Phi_{xy} = \frac{\partial(\Phi_y)}{\partial x}$, respectively. The definitions for Φ_y and Φ_{yy} are similar. The arc force distribution is given as [32]:

$$P_a = \frac{\mu_m I^2}{8\pi r_a^2} \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{2r_a^2}\right), \quad (8)$$

where μ_m is the magnetic permeability and r_a is the distribution parameter of the arc force. The distribution of the droplet impact force is given as [24]:

$$P_d = \frac{mv_d f}{2\pi r_d^2} \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{2r_d^2}\right), \quad (9)$$

where m is the droplet mass, v_d is the droplet velocity, f is the droplet transfer frequency, and r_d is the distribution parameter for droplet impact force.

The Lagrangian multiplier, λ , is obtained from the following volume continuity equation:

$$\iint_s \Phi dx dy - V_d = 0, \quad (10)$$

where V_d is the volume addition through filler wire.

The boundary condition along the symmetry plane is defined as $\frac{\partial \Phi}{\partial y} = 0$. The boundary condition at the top surface needs to include the effect of weld reinforcement that forms due to the addition of metal droplets. As shown in Figure 2, the weld pool width is maximum in plane D . In front of plane D (negative x direction), the value of Φ is equal to zero in the solid region, as shown in Figure 2 (A). Behind plane D (positive x direction), the value of Φ is equal to that of the surface profile ϕ_S at the reinforcement solid boundary as shown in Figure 2 (B).

The weld reinforcement surface profile ϕ_S is calculated by considering the overall mass conservation. As shown in Figure 3, the area of the weld reinforcement A_d (the shadowed region) is equal to the additional volume of the filler metal per unit length [33]:

$$A_d = \frac{\pi r_w^2 f_w}{2U_S}, \quad (11)$$

where r_w is the radius of the filler wire, f_w is the feed rate and U_S is the welding speed as defined previously. It is assumed that during solidification, the effect of arc and droplet impact forces is negligible and the solidified surface profile preserves the shape of the liquid metal. Thus, the reinforcement surface profile

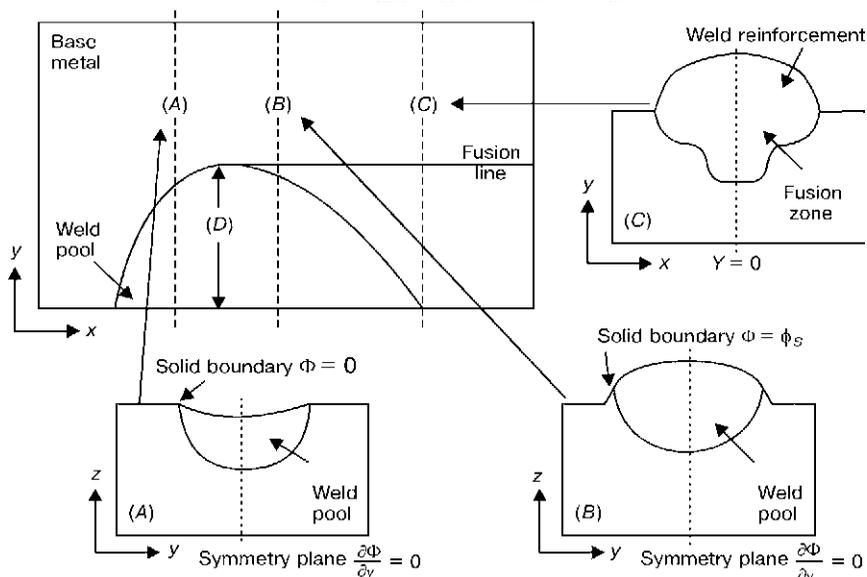


Figure 2. A schematic diagram showing the cross sections of weld pool at several planes perpendicular to the welding direction

shown in Figure 3 can be calculated by considering that A_d amount of liquid metal distributes over a distance of W_d (half of the pool width):

$$\lambda + \gamma \frac{\phi_{yy}}{(1 + \phi_y)^{2.3/2}} = \rho g \phi, \quad (12)$$

$$\int_0^{W_d} \phi dy - A_d = 0. \quad (13)$$

The boundary conditions used in the calculation of solidified surface profiles are given as $\phi = 0$ at the solid boundary and $\frac{\partial \phi}{\partial y} = 0$ at the symmetry plane.

Discretization and solution of the governing equations. The governing equations are discretized using the control volume technique with the power law scheme [34]. A staggered grid is used to store the

velocity components and scalar quantities at different locations to ensure stability of the calculation. The discretized equations are solved using Semi-Implicit Method for Pressure Linked Equations (SIMPLE) algorithm [34]. Details of the discretization and solution of governing equations are available in the literature [27]. A steady temperature and velocity fields were first obtained to define the weld pool by solving equations (2), (3) and (5) in a flat pool surface. The deformed free surface was then obtained using equations (7), (10), (12) and (13). The new locations of the grid points were calculated and the velocity and temperature fields were recalculated using the deformed boundary fitted coordinates.

Results and discussions. Experimental results on GMA welding of mild steel workpieces available in the literature [26] were used to validate the computed results. Table 1 summarizes the welding conditions used in the experiments [26]. As shown in this Table, the arc voltage was maintained constant during GMA welding experiments. The following contact tube to workpiece distances were used: 15, 20 to 25 mm. The corresponding arc currents were 300, 280 to 260 A,

Table 1. Welding parameters used in the simulations

Welding parameters	Case A	Case B	Case C
Arc voltage, V		31.5	
Absorption coefficient		0.7	
Welding speed, mm/s		7	
Wire diameter, mm		1.2	
Wire feed speed, mm/s		150	
Shielding gas	80 % Ar + 20 % CO ₂		
Contact tube to workpiece distance, mm	15	20	25
Arc current, A	300	280	260
Arc radius, mm	8	10	12
Distribution parameter for the arc force, r_a , mm	5.4	6.0	7.2
Distribution parameter for the droplet force, r_d , mm	5.4	6.0	7.2
Height of the volumetric heat source, mm	4.9	3.8	1.2

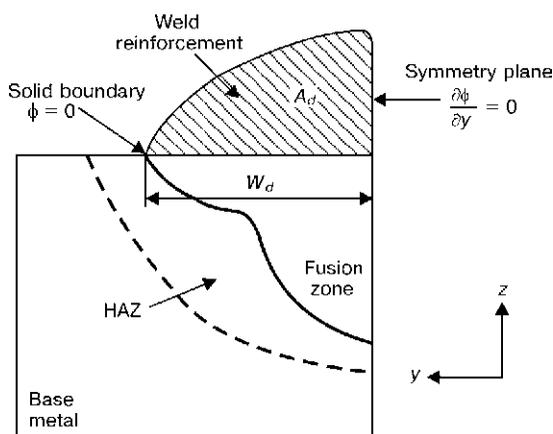


Figure 3. A schematic diagram showing the cross section of GMA welds and the boundary conditions used in the calculation of solidified surface profile

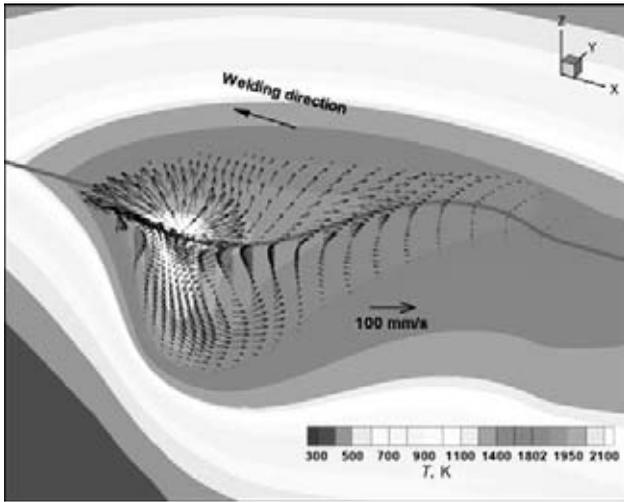


Figure 4. Computed temperature and velocity fields considering deformable weld pool surface during GMA welding. Welding parameters are listed in Table 1 for case A

respectively. The physical properties of the material used in the calculations were assumed to be independent of temperature for simplicity and are presented in Table 2. Furthermore, the viscosity and thermal conductivity of the liquid were enhanced by a factor of 17 and 6, respectively, to represent the effect of turbulence on the weld pool convection [27].

The effect of the contact tube to workpiece distance on the weld geometry is simulated by applying appropriate values of welding parameters. These parameters were calculated by either considering arc behavior [33] or using the experimentally measured values available in the literature [3, 32, 35–37], and

Table 2. Physical properties used in the calculation

Physical properties	Value
Liquidus temperature, K	1793
Solidus temperature, K	1770
Density of liquid metal, kg/m^3	7.2×10^3
Enhanced viscosity of liquid, $\text{kg}/(\text{m}\cdot\text{s})$	0.1
Thermal conductivity of solid, $\text{J}/(\text{m}\cdot\text{s}\cdot\text{K})$	5.0
Enhanced thermal conductivity of liquid, $\text{J}/(\text{m}\cdot\text{s}\cdot\text{K})$	36.4
Specific heat of solid, $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$	753.6
Specific heat of liquid, $\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$	745.3
Latent heat of melting, J/kg	2.7×10^5
Temperature coefficient of surface tension, $\text{N}/(\text{m}\cdot\text{K})$	-0.35×10^{-3}

are summarized in Table 1. As shown in this Table, as the arc length increases due to the increased contact tube to workpiece distance, the energy input and arc force are distributed over a larger area, while the height of the volumetric heat source decreases.

Figure 4 shows the calculated temperature and velocity fields for case (A) listed in Table 1. In this Figure, the temperature field is indicated by the contour lines and the fluid velocities are represented by arrows. The liquid metal motion in the weld pool is driven mainly by the surface tension and electromagnetic forces and, to a much lesser extent, by the buoyancy force. Due to the negative value of $d\gamma/dT$, the surface tension force drives the liquid metal from the

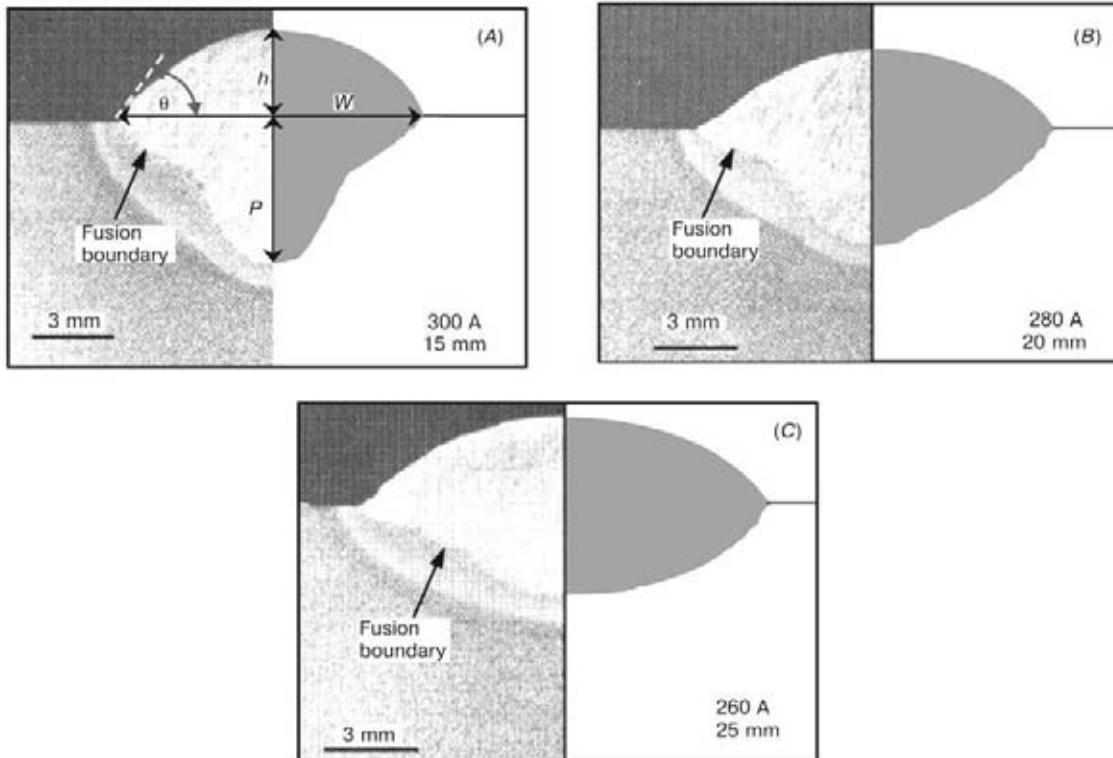


Figure 5. Comparison between the calculated and the measured [26] solidified surface profiles. The symbols θ , h , W and P in case (A) correspond to the toe angle, reinforcement height, bead width and bead penetration, respectively

center to the periphery at the top surface of the weld pool. The liquid metal is driven downward in the middle of the weld pool due to the strong electromagnetic force. This downward flow pattern allows more heat to be transferred from the heat source to the bottom of the weld pool, which, in turn, results in a deep penetration. Figure 4 also depicts the free surface deformation of the weld pool during GMA welding. At the center of the top surface, the liquid metal is severely depressed due to the arc and droplet impact forces. The liquid metal is pushed to the rear part of the weld pool and forms weld reinforcement during solidification.

By using the appropriate values of parameters listed in Table 1, the effect of the contact tube to workpiece distance on the solidified surface profile for three cases were examined. Figures 5 (A), 5 (B) and 5 (C) show the comparison between the calculated and measured solidified surface profiles under various welding conditions. As shown in these figures, the calculated fusion zone geometries agree fairly well with the corresponding experimental values. Furthermore, two important geometric features, i.e. the weld reinforcement and finger penetration, could be predicted by the heat transfer and fluid flow model. It should be noted that certain parameters such as the distribution parameter for the droplet impact force had to be adjusted to obtain good agreement between the experimental data and the computed results, since accurate data of these parameters were not available for the welding conditions studied in this paper. The lack of available data emphasizes the need for quantitative investigations on this topic and suggests that the results obtained in this investigation should be used carefully.

The calculated weld geometry for various welding conditions is summarized in Table 3. As shown in this Table, the calculated results show that as the distance between the contact tube and workpiece increases and the arc current decreases, both the weld reinforcement height and toe angle decrease. This can be explained by considering the characteristics of the welding arc. The arc length increases as the contact tube to workpiece distance increases. Hence, the arc energy is distributed over a larger area that results in a wide weld bead. Since the same volume of the filler metal is added, the wider the weld bead, the less the weld reinforcement height, and consequently, the less the weld toe angle. The decrease in the weld reinforcement and toe angle is of important from the consideration of fatigue strength. However, any improvement will also depend on adequate weld penetration and soundness of weldment structure. The good agreement between the calculated and measured solidified surface profiles reported here demonstrates significant promise for understanding the evolution of the weld bead shape and eventually weld mechanical properties based on the fundamental principles of transport phenomena.

Table 3. Calculated geometric parameters for various welding conditions. The geometric parameters are illustrated in Figure 5 (A)

Geometric parameters	Case A	Case B	Case C
Reinforcement height, h , mm	3.02	2.8	2.8
Bead width, W , mm	11.2	12.8	13.2
Bead penetration, P , mm	5.0	4.0	2.9
Toe angle, θ , deg	59	50	49

Conclusion. With the advent of high-speed computers, more realistic heat transfer and fluid flow calculations considering deformation of the weld pool surface have now become practical. With the growing sophistication of the models, more useful applications are emerging. In the present work, heat transfer and fluid flow during GMA welding of mild steel workpieces were studied using a transient three-dimensional numerical model considering deformation of weld pool free surface. The effect of welding parameters on the solidified surface profile could be quantitatively understood. This work demonstrates that the application of numerical transport phenomena can significantly add to the quantitative knowledge base in welding and help the welding community in solving practical problems. Significant expansion of this quantitative knowledge base is necessary before welds can be designed to achieve specific structure and properties on the basis of scientific principles.

Acknowledgement. *The work was supported by a grant from the U.S. Department of Energy, Office of Basic Energy Sciences, Division of Materials Sciences, under grant number DE-FGO2-01ER45900. Mr. Wei Zhang gratefully acknowledges award of a Fellowship from the American Welding Society.*

- Usami, S. (1986) *Int. Conf. on Fatigue of Engineering Materials and Structures*, Sheffield, Vol. 2, 395-405.
- Choo, R.T., Szekely, J. and Westhoff, R.C. (1990) *Welding J.*, **69**, 346-361.
- Yang, Z. and DebRoy, T. (1999) *Metallurg. and Materials Transact. B*, **30B**, 483-493.
- Zhang, W., Elmer, J.W. and DebRoy, T. (2002) *Materials Sci. and Eng. A*, **A333**, 320-335.
- Zhang, W., Elmer, J.W. and DebRoy, T. (2002) *Scripta Materialia*, **46**, 753-757.
- Yang, Z., Elmer, J.W., Wong, J. et al. (2000) *Welding J.*, **79**, 97-112.
- Yang, Z., Sista, S., Elmer, J.W. et al. (2000) *Acta Materialia*, **48**, 4813-4825.
- Hong, T., Pitscheneder, W. and DebRoy, T. (1998) *Sci. and Technology of Welding and Join.*, **3**, 33-41.
- Hong, T. and DebRoy, T. (2001) *Scripta Materialia*, **35**, 847-852.
- Babu, S.S., David, S.A., Mundra, K. et al. (1995) *Materials Sci. and Technology*, **11**, 186-199.
- Zhao, H. and DebRoy, T. (2001) *Metallurg. and Materials Transact. B*, **32B**, 163-172.
- Mundra, K. and DebRoy, T. (1995) *Ibid.*, **26B**, 149-157.
- Mundra, K. and DebRoy, T. (1993) *Welding J.*, **72**, 1-9.
- DebRoy, T., Basu, S. and Mundra, K. (1991) *J. of Applied Physics*, **70**, 1311-1319.
- Palmer, T.A. and DebRoy, T. (2000) *Metallurg. and Materials Transact. B*, **31B**, 1371-1385.

16. Palmer, T.A. and DebRoy, T. (1998) *Sci. and Technology of Welding and Join.*, **3**, 190–203.
17. Palmer, T.A. and DebRoy, T. (1996) *Welding J.*, **75**, 197–207.
18. Paul, A. and DebRoy, T. (1988) *Metallurg. Transact. B*, **19B**, 851–858.
19. Tsai, M.C. and Kou, S. (1989) *Int. J. for Numerical Methods in Fluids*, **9**, 1503–1516.
20. Thompson, M.E. and Szekely, J. (1989) *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, Vol. 32, 1007–1019.
21. Wu, C.S. and Dorn, L. (1994) *Computational Materials Sci.*, 341–349.
22. Kim, W.-H., Fan, H.-G. and Na, S.-J. (1997) *Metallurg. and Materials Transact. B*, Vol. 28B, 679–686.
23. Cao, Z.N., Zhang, Y.M. and Kovacevic, R. (1998) *J. of Manufacturing Sci. and Engineering*, **120**, 173–178.
24. Cao, Z.N. and Dong, P. (1998) *J. of Engineering Materials and Technology*, **120**, 313–320.
25. Ushio, M. and Wu, C.S. (1997) *Metallurg. and Materials Transact. B*, **28B**, 509–516.
26. Kim, J.-W. and Na, S.-J. (1995) *Welding J.*, **74**, 141–152.
27. Mundra, K., DebRoy, T. and Kelkar, K.M. (1996) *Numerical Heat Transfer*, **29**, 115–129.
28. Voller, V.R. and Prakash, C. (1987) *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, **30**, 2690–2694.
29. Kumar, S. and Bhaduri, S.C. (1994) *Metallurg. and Materials Transact. B*, **25B**, 435–441.
30. Jones, L.A., Eager, T.W. and Lang, J.H. (1998) *Welding J.*, **77**, 135–141.
31. Ketter, R.L. and Prawel, S.P. (1969) *Modern Methods of Engineering Computation*, McGraw-Hill Book Company, New York, 492.
21. Lin, M.L. and Eager, T.W. (1986) *Metallurg. Transact. B*, **17B**, 601–607.
33. Smart, H.B. (1993) *ASM Handbook*, ASM Int., Vol. 6, 27.
34. Patankar, S.V. (1982) *Numerical Heat Transfer and Fluid Flow*, Hemisphere Publishing Corp.
35. Tsai, N.S. and Eager, T.W. (1985) *Metallurg. Transact. B*, **16B**, 841–846.
36. Essers, W.G. and Walter, R. (1981) *Welding J.*, **60**, 37–42.
37. Haidar, J. (1998) *J. of Applied Physics*, **84**, 3530–3540.

СИЛОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ДУГИ ПРИ ВИГ И А-ВИГ СВАРКЕ МЕТАЛЛА

Д. В. КОВАЛЕНКО, К. А. ЮЩЕНКО, И. В. КОВАЛЕНКО
(Ин-т электросварки им.Е.О.Патона НАН Украины, г. Киев)

Дан обзор работ по исследованию и измерению силового воздействия и давления дуги при ВИГ и А-ВИГ сварке. Приведена методика и данные исследований силового воздействия и давления дуги при этих способах сварки. Установлено, что при незначительном (на 10...15 %) увеличении силового воздействия при А-ВИГ сварке по сравнению с ВИГ сваркой значительно (на 30...50 %) возрастает давление дуги на сварочную ванну, что, по-видимому, является одним из факторов повышения проплавления при А-ВИГ сварке. Расхождения между экспериментальными и расчетными данными полного силового воздействия дуги объясняются неадекватностью ранее предложенных теоретических моделей дуги и сварочной ванны, схемы расчета сил, процессов, происходящих в реальных дуге и сварочной ванне.

Efforts on investigation and measurement of the force effect and pressure exerted by the arc in TIG and A-TIG welding are reviewed. Experimental procedure and data on the arc force effect and pressure with the above welding methods are presented. It has been found that an insignificant (10...15 %) increase in the force effect during A-TIG welding, compared with TIG welding, leads to a substantial increase (30...50 %) in the arc pressure on the weld pool. This seems to be one of the factors causing increase in the penetration depth in A-TIG welding. Some disagreement between experimental and calculation data on the total force effect of the arc is attributable to inadequacy of the earlier suggested theoretical models of the arc and weld pool, as well as methods used for calculation of forces acting in an actual arc and weld pool.

Введение. Из многих параметров сварочного процесса при аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом в инертных газах металла (ВИГ, или ТИГ сварка), влияющих на формирование и качество сварного шва, наименее изученными являются давление и силовое воздействие дуги. При сварке тонкого металла давление дуги оказывает решающее значение на образование прожогов, а при сварке толстого металла существенно влияет на глубину проплавления. Однако следует отметить, что имеется много экспериментальных данных как по силовому воздействию, так и по давлению дуги. Попытка же обобщения данных различных исследований выявила наличие больших расхождений. Это можно объяснить тем, что измерения проводили на приборах с различными схемами и конструкциями и при неодинаковых условиях эксперимента. Предложенные ранее теоретические модели дуги и ванны, а также схемы расчета сил неадекватно описывают процессы, происходящие в реальной дуге и ванне.

Еще более неопределенное положение и с данными по силовому воздействию дуги при ВИГ сварке по слою активирующего флюса (А-ВИГ сварка) — процессу, который в последние годы получил широкое применение благодаря значительному повышению проплавляющей способности дуги [1].

В настоящей работе дан краткий литературный обзор и выполнены исследования и расчеты сило-

вого воздействия и давления дуги при ВИГ и А-ВИГ сварке стали 12Х18Н10Т.

Давление и силовое воздействие дуги, их составляющие. Электродуговую сварку металла можно рассматривать как процесс, вызванный тепловым воздействием дуги, приводящим благодаря высокой температуре к плавлению металла и затем механическим воздействием дуги, вытесняющим жидкий металл из-под пятна дуги. Последнее приводит к проплавлению металла вглубь.

Чтобы устранить путаницу в терминах при рассмотрении механического воздействия дуги в работе [2] предложен термин «силовое воздействие дуги» F , при этом исключалось понятие «силовое давление» P . Для понятия «силовое воздействие дуги» применяется размерность силы (ньютон и грамм-сила), а для «давления дуги» — паскаль (ньютон на квадратный метр) и грамм-сила на квадратный метр*.

В работе [3] установлено, что силовое воздействие дуги F пропорционально квадрату силы тока, т.е. $F = KI^2$ (Н или г·с) и имеет электромагнитную природу.

Процессы, происходящие в сварочной дуге и приводящие к возникновению давления дуги на жидкий металл в сварочной ванне, до конца еще не изучены. Анализ литературных данных показывает, что силовое воздействие дуги имеет несколько основных составляющих [4]:

*В данной работе использование размерности грамм-силы и грамм-силы на квадратный миллиметр, а также некоторых обозначений обусловлено тем, что они были приняты в рассматриваемых нами источниках.

- силу, создаваемую носителями электрических зарядов — электронами и ионами;
- электромагнитную силу;
- электродинамическую силу;
- силы реактивного действия газов и паров.

О силах реактивного действия газов и паров в работе [4] практически ничего не сказано, а о первой составляющей силового воздействия дуги отмечено лишь, что она, создаваемая носителями зарядов, будет всегда, так как энергия в дуге на 99 % переносится электронами, имеющими большую кинетическую энергию, и давление на анод больше, чем на катод.

Электромагнитная составляющая — следствие воздействия на жидкую ванну металла (по которой протекает ток) магнитных полей, близлежащих проводов с током.

Электродинамическая составляющая в основном обуславливается пинч-эффектом (радиальным сжатием) [4]. Заметим, что ее Н. А. Ильенко [4] назвал электродинамической, а П. А. Шоек [5] и А. А. Ерохин [6] — газокинетической силой, что лучше выражает ее физическую сущность.

Понятно, что для понимания природы давления дуги, а также использования в практических целях очень важно определить давление или силовое воздействие экспериментально на реальных сварочных дугах.

Механизм повышения глубины проплавления при А-ВИГ сварке до сих пор до конца не ясен. В связи с этим представляет интерес работа [7], в которой при рассмотрении влияния активирующего флюса на увеличение проплавления важное место отводится давлению дуги на расплавленный металл. При этом на основе проведенных расчетов утверждается, что максимальное давление при А-ВИГ сварке по сравнению с ВИГ сваркой увеличивается до 35 %, однако экспериментальные подтверждения не приводятся.

Методы измерения давления и силового воздействия дуги. Известны два метода измерения механического воздействия дуги. Первый, называемый методом весов (взвешивания), или весовым методом, позволяет непосредственно определить полную силу воздействия на металл сварочной

дуги, которая представляет собой сумму электромагнитной ($F_{эм}$), газокинетической ($F_{гк}$) и других составляющих (единицы измерения — ньютон, килограмм-сила, грамм-сила). Некоторые авторы при определении силового воздействия дуги электромагнитную составляющую часто вычитают из полной силы, а другие составляющие полной силы не учитываются.

Сущность второго метода, который называют манометрическим, или методом стробирующего анода, заключается в косвенном определении газокинетической составляющей силы посредством измерения радиального распределения давления дуги (единицы измерения — паскаль (ньютон на квадратный метр), грамм-сила на квадратный миллиметр). Этот метод позволяет получить информацию о газокинетической составляющей силы (в ньютонах или грамм-силе), максимальном давлении по оси дуги (в паскалях, ньютонах на квадратный метр или грамм-силе на квадратный миллиметр), диаметре пятна давления и форме кривой радиального распределения давления (кривая Гаусса или экспонента).

При исследовании механического воздействия сварочной дуги на металл рационально использовать оба метода, так как они дополняют друг друга.

Весовой метод (метод взвешивания). Одной из первых работ по измерению силового воздействия дуги весовым методом следует назвать исследование А. В. Петрова [8], в котором описан прибор при горизонтальном расположении дуги. Измерения проводили на стали 12Х18Н9Т дугой, горячей в аргоне при плавящемся и неплавящемся электродах, на токах от 100 до 550 А, длине дуги 5...10 мм.

В работе сделаны следующие выводы:

1) полная сила воздействия дуги, как и ее электромагнитная составляющая, может определяться формулой $F_{пол} = KI^2$ (г·с), где K — коэффициент, зависящий от условий сварки;

2) с уменьшением диаметра электрода полная сила дуги несколько возрастает;

3) при увеличении дугового промежутка l_d полная сила дуги несколько уменьшается;

4) полная сила дуги при плавящемся электроде больше, чем при неплавящемся, что особенно заметно при больших токах.

В работах [2, 9–14] измерения силового воздействия дуги весовым методом описаны на несколько видоизмененных приборах. Наиболее характерные данные измерения для сварочной дуги с вольфрамовым электродом, горячей в аргоне, приведены в табл. 1. Как видим, данные в разных работах не совпадают.

Манометрический метод (метод стробирующего анода). Впервые манометрический метод, используемый в основном для измерения радиального распределения давления дуги, был применен П. А. Шоекком [5]. В установке при неподвижной дуге, горячей на вольфрамовом электроде диамет-

Таблица 1

Ток прямой полярности I , А	Длина дуги l_d , мм	Полная сила дуги $F_{пол}$, г·с	$K \cdot 10^5$ для полной силы в формуле $F_{пол} = KI^2$, г·с/А ²	Газокинетическая сила $F_{гк} = F_{пол} - F_{эм}$, г·с	$K \cdot 10^5$ для газокинетической силы в формуле $F_{гк} = KI_2^2$, г·с/А ²	Источник
200	5...10	1,0	2,5	0,3	0,8	[8]
150	—	1,3	6,0	0,3	1,5	[10]
150	2,5	1,1	5,0	0,4	1,9	[11]
120	2,0	—	—	0,5	3,7	[13]
10	1,0	—	—	0,005	5,0	[9]

Таблица 2

Сварочный ток I , А	Скорость перемещения дуги v , м/ч	Длина дуги l_d , мм	Диаметр катода d , мм	Угол заточки катода, град	Максимальное давление на оси P_{\max}^2 , Г·с/см ²	Полная сила $F_{\text{пол}}$, Г·с	$K \cdot 10^3$ в формуле $F_{\text{пол}} = KI^2$, Г·с / А ²	Источник	Примечание
100	Неподвижная	6	6,25	45	4,0	0,36	3,6	[5]	$F_{\text{пол}}$ и K из [6]
150	»	1	6,25	45	13,0	0,81	3,6	[5]	$F_{\text{пол}}$ вычислена авторами
210	21,4	1	4,0	34	14,5	0,2		[19]	
150	21,4	1	4,0	34		0,1		[19]	$F_{\text{пол}}$ из [19]
140	–	–	–	–	11,0	0,8	4,0	[15]	
80	2,46	2	3,0	45	3,3	0,127	2,0	[16]	
150	2,46	2	3,0	45		0,45	2,0	[16]	$F_{\text{пол}}$ вычислена авторами
150	3,0	1	3,0	55	4,8	–	–	[18]	
150	–	1	–	–	8,5	–	–	[7]	Без активирующего флюса

ром 6,25 мм с углом заточки 45° в аргоне, перемещаемый микровинтом водоохлаждаемый анод имеет отверстие диаметром 0,5 мм, соединенное с микроманометром. Давление дуги измерялось при неподвижных дуге и аноде в нескольких точках по радиусу дуги: от ее оси, где давление максимальное до периферии и где оно равно нулю. Распределение давления по радиусу дуги, приведенное в работе [6], по утверждению А. А. Ерохина, соответствует нормальному распределению, т.е. распределению Гаусса, что соответствует уравнению $P(r) = P_{\max} \exp(-ar^2)$.

В работах [6, 15–18] измерения проводили при движущейся дуге по усовершенствованным методикам и с использованием различных конструкций приборов.

В табл. 2 приведены литературные данные измерения давления дуги манометрическим методом.

По мнению А. А. Ерохина [6], вследствие различия и несовершенства методики манометрического метода эти результаты следует рассматривать как качественные, а не количественные. Как видно из табл. 2, разброс данных для P_{\max} и $F_{\text{пол}}$ довольно значительный.

Представляет интерес работа [18], в которой исследовано влияние активирующего флюса ФС-71 при ВИГ сварке стали 12Х18Н9Т, измерено распределение плотности тока, давление дуги по методике П. А. Шока [5], но при передвижении дуги со скоростью 3 м/ч. В работе сделана попытка теоретического обоснования влияния активирующего флюса на распределение давления дуги и глубину проплавления.

В работе [18] примечательно то, что максимальное давление при сварке по активирующему флюсу меньше, чем без флюса. Это объясняется двумя факторами:

- увеличением встречного анодного потока, который уменьшает основной катодный поток;
- благодаря пинч-эффекту в результате сжатия дуги активирующим флюсом уменьшается разница между максимальными осевыми давлениями в катодном и анодном пятне, что приводит к уменьшению напора и осевой силы дуги.

Таким образом, исходя из работы [18], можно предположить, что введение активирующего флюса уменьшает газокINETический напор дуги, но в то же время приводит к увеличению других составляющих сил, действующих на ванну (электромагнитная, реактивная сила паров и газов), что в целом повышает максимальное давление на оси, которое должно способствовать увеличению глубины проплавления.

Сравнительный анализ двух методов измерения. Несмотря на значительный разброс данных по измерениям двумя методами, для предварительной оценки можно принять средние значения силового воздействия (полная сила), газокINETической составляющей и максимального давления на оси при ВИГ сварке в аргоне (табл. 3).

Таблица 3

Метод измерения	Полная сила $F_{\text{пол}}$, Г·с	Электромагнитная составляющая $F_{\text{эм}}$, Г·с	ГазокINETическая составляющая $F_{\text{гк}}$, Г·с	Максимальное давление на оси P_{\max}^2 , Г·с/см ²
Весовой	1,1	0,8	0,3	–
Манометрический	–	–	0,4...0,6	5,0...7,0

Примечание. Режим горения дуги для обоих методов следующий: $I = 150$ А, $l_d = 1...2$ мм.

В ряде работ [20, 21] исследовано влияние на давление и силовое воздействие дуги таких параметров, как напряжение, длина дуги, геометрия заточки неплавящегося электрода. При этом получены несовпадающие, а то и противоречивые результаты.

Изучены также зависимости полного силового воздействия $F_{пол}$ и максимального давления дуги на ее оси P_{max} от силы тока. Что касается первой зависимости, то о ней уже шла речь выше и она является общепринятой, т. е. $F_{пол} = KI^2$.

Относительно зависимости P_{max} от I , то большинство исследователей [5, 22–24] описывают ее уравнением $P_{max} = K'I^2$. Однако встречаются и другие мнения [25, 26], а именно $P_{max} = K''I$.

Оба рассмотренных метода измерения силового воздействия и давления дуги имеют преимущества и недостатки. Недостатками манометрического метода является невозможность измерения электромагнитной составляющей, вызванной силами Лоренца, и реактивных сил паров металла и газов, а также сложность аппаратуры и проведения исследований. Недостатками весового метода является то, что эти измерения не дают значений максимального давления на оси дуги, что необходимо для определения глубины кратера в ванне под дугой, а также существовавшая многие годы неопределенность с необходимостью вычитания электромагнитной составляющей из полученного значения полной силы [6, 8].

На наш взгляд, весовой метод является наиболее приемлемым благодаря своей простоте и возможности измерения всех сил, действующих на сварочную ванну. Неопределенность с вычитанием электромагнитной силы решается путем подключения токоподвода к свариваемому образцу в определенное место [27, 28].

В то же время нельзя согласиться с утверждением авторов работы [27], что рассмотренные выше два метода измерения силового воздействия и давления непригодны для применения хотя бы потому, что других методов пока не существует.

Методика исследования. Предложена следующая методика для определения силового воздействия, среднего и максимального давлений дуги: измерение полного силового воздействия дуги весовым методом; измерение диаметра и площади

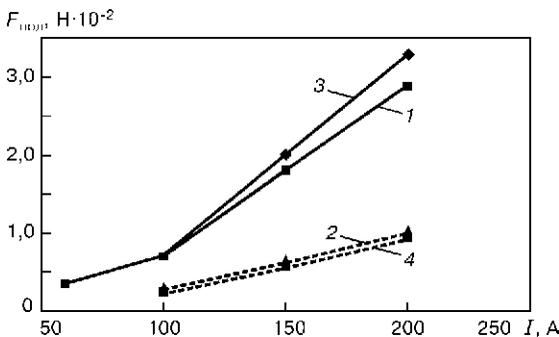


Рис. 1. Влияние тока сварки на полное силовое воздействие дуги при ВИГ (1, 2) и А-ВИГ (3, 4) сварке ($v_{св} = 100$ мм/мин, $l_d = 1,5$ мм): сплошная кривая — экспериментальные данные; штриховая — расчетные ($K = 0,08 \cdot 10^{-4}$ г·с/А²)

анодного пятна методом секционированного анода; расчет коэффициента сосредоточенности; расчет среднего и максимального давлений дуги.

Определение полного силового воздействия дуги при ВИГ и А-ВИГ сварке выполняли весовым методом с использованием усовершенствованного прибора, конструкции А. В. Петрова [8]. При этом исследовали движущую дугу в вертикальном нижнем положении. При сварке применяли образцы из стали 08Х18Н10Т толщиной 10 мм, в качестве неплавящегося электрода использовали вольфрам диаметром 3,2 мм с углом заточки 30°. При этом ток варьировали в диапазоне 100...200 А, а длину дуги — в диапазоне 1...5 мм, скорость сварки была постоянной и составляла 100 мм/мин. Защитный газ — аргон. В качестве активатора использовали аэрозольный активатор ПАТИГ С-А. В процессе экспериментов исследовали зависимость влияния тока сварки и длины дуги на силовое воздействие дуги.

Поскольку давление дуги имеет электромагнитную природу, то для определения полного давления дуги на сварочную ванну необходимо знать диаметр и площадь анодного пятна дуги.

Исследования по измерению диаметра анодного пятна проводили методом секционированного анода по методике из работы [5]. Эксперименты проводили на режимах сварки, которые применяли при исследованиях силового воздействия дуги.

Для вычисления максимального давления дуги необходимо знать закон распределения давления и коэффициент сосредоточенности дуги. Последний определяли по методике [29].

Среднее давление вычисляли по формуле

$$P_{cp} = F/S \text{ (г·с/мм}^2\text{)}, \quad (1)$$

где S — площадь анодного пятна, мм².

Вычислить максимальное давление P_{max} можно по ниже приведенной по формуле

$$P_{max} = \frac{a^2 F}{\pi}, \quad (2)$$

где a^2 — коэффициент сосредоточенности плотности тока и соответственно, как принято нами, давление дуги, мм⁻².

Формула (2) соответствует и общепринятому уравнению радиального распределения давления дуги $P(r)$ [6], а именно

$$P(r) = P_{max} e^{-ar^2}, \quad (3)$$

где r — радиальное расстояние от оси дуги, мм; a — коэффициент сосредоточенности давления дуги, мм⁻²; (a и a^2 — разные обозначения коэффициента, принятые разными авторами [6, 29]).

В свою очередь уравнение (3) точно соответствует уравнению распределения удельного теплового потока $q_2(r)$ [30]

$$q_2(r) = q_{2m} e^{-kr^2}, \quad (4)$$

где q_{2m} — максимальный удельный тепловой поток на оси дуги, кал/(мм²·с); k — коэффициент сосредоточенности теплового потока, мм⁻².

Результаты исследований. Результаты исследований полного силового воздействия дуги приведены на рис. 1. Эксперименты показали, что с повышением тока сварки полное силовое воздействие дуги возрастает как при ВИГ, так и при А-ВИГ сварке.

Значения полного силового воздействия дуги в диапазоне токов 50...100 А при ВИГ и А-ВИГ сварке практически не отличаются, а при токах 150...200 А при А-ВИГ сварке на 10...15 % больше по сравнению с ВИГ сваркой. Опыты также показали, что изменение длины дуги от 1 до 5 мм не оказывает существенного влияния как при ВИГ, так и А-ВИГ сварке на полное силовое воздействие дуги.

Как видно из рис. 2, при ВИГ и А-ВИГ сварке с повышением тока сварки I диаметр анодного пятна d_a и соответственно его площадь S_a возрастают. С увеличением длины дуги при фиксированном токе указанные размеры анодного пятна также возрастают. При этом размеры анодного пятна при А-ВИГ сварке по сравнению с ВИГ сваркой во всей области исследованных режимов меньше: d_a — на 10...18 %, а S_a — на 20...30 %. Расчеты показали, что с увеличением тока сварки, значения коэффициента сосредоточенности падают как при ВИГ, так и А-ВИГ сварке.

На основании полученных данных вычислены средние и максимальные давления дуги по формулам (1) и (2). Из полученных на рис. 3 данных видно, что при ВИГ и А-ВИГ значения средних и максимальных давлений дуги в диапазоне токов 100...150 А растут значительно, а в диапазоне токов 150...200 А — менее интенсивно. По-видимому, такие тенденции в зависимостях вызваны различием динамики роста площади анодного пятна по сравнению с ростом значений силового воздействия дуги. Следует отметить, что при А-ВИГ сварке среднее и максимальное давление на 30...50 % больше, чем при ВИГ сварке, а в абсолютных значениях соответственно на $1,7...3,9 \cdot 10^2$ и $5,4...11,7 \cdot 10^2$ Па. По-видимому, давление дуги является существенным фактором, влияющим на увеличение глубины проплавления при А-ВИГ сварке.

Для сравнения экспериментальных данных полного силового воздействия дуги с теоретическими, были проведены вычисления полного силового воздействия дуги $F_{пол}$ по формуле, приведенной в работе [27]:

$$F_{пол} = \frac{\mu_0 I^2}{4\pi} \left(\frac{3}{4} + \ln \frac{R_a}{R_k} \right) [Н], \quad (5)$$

где I — ток сварки; R_a, R_k — радиусы соответственно анодного и катодного пятен дуги, мм (значения R_k для токов 100, 150 и 200 А приняты соответственно 0,5, 0,75 и 1,0 мм); μ_0 — магнитная проницаемость, равная $4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м.

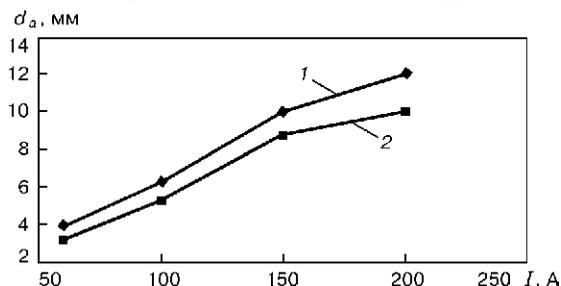


Рис. 2. Влияние тока сварки на диаметр анодного пятна при ВИГ (1) и А-ВИГ сварке (2) ($v_{св} = 100$ мм/мин, $l_d = 1,5$ мм)

Как следует из рис. 1, теоретические данные $F_{пол}$ меньше экспериментальных, причем для ВИГ сварки теоретические данные силового воздействия выше, чем для А-ВИГ сварки, т.е. обратная картина. Это можно объяснить тем, что принятая в работах [25, 27] модель дуги и сварочной ванны, а также схема расчетов неадекватны реальной дуге и сварочной ванне (что отмечалось в работе [27]).

Таким образом, предложенная модель не учитывает реактивную силу давления паров и газов, т.е. взаимодействие дуги и ванны, процесс которого значительно интенсифицируется при А-ВИГ сварке. Кроме того, увеличению силового воздействия дуги при А-ВИГ сварке способствует увеличение электромагнитной составляющей $F_{эм}$ в связи с воз-

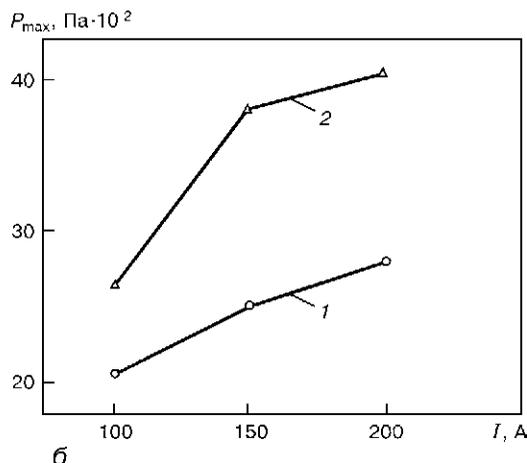
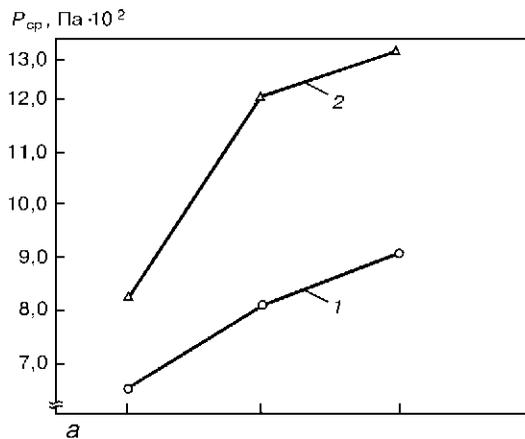


Рис. 3. Влияние тока сварки на среднее (а) и максимальное (б) давление дуги при ВИГ (2) и А-ВИГ (1) сварке ($v_{св} = 100$ мм/мин, $l_d = 1,5$ мм)

растанием плотности тока j согласно уравнению $F_{эм} = jB$, где B — магнитная индукция.

Выводы

1. Проведенный литературный обзор работ по исследованию и измерению силового воздействия и давления дуги при ВИГ и А-ВИГ сварке показал значительные расхождения данных. Это можно объяснить тем, что исследования проводили с использованием различных методик, конструкций приборов и при неодинаковых условиях экспериментов.

2. Предложена экспериментально-расчетная методика определения силового воздействия и давления дуги на сварочную ванну при ВИГ и А-ВИГ сварке. Использование весового метода измерения силового воздействия дуги дает надежные результаты, приемлемые для практического применения.

3. Экспериментально установлено, что в диапазоне токов 100...200 А при длине дуги 1,5 мм незначительное на 10...15 % ($0,2...0,4 \cdot 10^{-2}$) увеличение силового воздействия при А-ВИГ сварке по сравнению с ВИГ сваркой приводит к значительному на 30...50 %, а в абсолютных значениях соответственно на 1,7...3,9 и 5,4...11,7 Па·10² возрастанию полного, среднего и максимального давлений дуги на сварочную ванну, что, по-видимому, является одним из факторов повышения проплавления при А-ВИГ сварке. Полученные данные согласуются с расчетными и экспериментальными данными некоторых исследователей.

4. Расхождения между экспериментальными и расчетными данными по определению полного силового воздействия дуги объясняются неадекватностью ранее предложенных теоретических моделей дуги, сварочной ванны и схемы расчета сил, реальным процессам, происходящим при сварке.

1. Ющенко К. А., Коваленко Д. В., Коваленко И. В. Применение активаторов при дуговой сварке вольфрамовым электродом в инертных газах (А-ТИГ) сталей и сплавов // Автомат. сварка. — 2001. — № 7. — С. 37–43.
2. Ерохин А. А. Определение величины силового воздействия дуги на расплавляемый металл // Там же. — 1977. — № 11. — С. 62–64.
3. Forces of electric origin in the iron arc / F. Creedy, R. Lerch, P. Seal, E. Sondon // Trans. Amer. Ins. Elect. Eng. — 1932. — 51, N 2. — P. 556.
4. Ильенко Н. А. Вопросы аналитического и экспериментального определения давления сварочной дуги // Материалы науч.-техн. конф. «Повышение прочности и эксплуатационной надежности деталей». — Пермь, 1968. — С. 177–185.
5. Шоек П. А. Исследование баланса энергии на аноде сильноточных дуг, горящих в атмосфере аргона // Современные проблемы теплообмена. — М.; Л.: Энергия, 1966. — С. 110–139.
6. Ерохин А. А. Силовое воздействие дуги на расплавляемый металл // Автомат. сварка. — 1979. — № 7. — С. 21–26.
7. Савицкий М. М., Куширченко Б. Н., Олейник О. И. Особенности сварки сталей вольфрамовым электродом с

- активирующими флюсами (АТИГ-процессе) // Там же. — 1999. — № 12. — С. 20–26, 37.
8. Петров А. В. Давление дуги на сварочную ванну в среде защитного газа // Там же. — 1955. — № 4. — С. 84–89.
 9. Алекин Л. Е., Ильенко Н. А., Гума В. В. Давление малоамперной дуги в аргоно на сварочную ванну // Там же. — 1965. — № 10. — С. 38–40.
 10. Шиганов Н. В., Раймонд Э. Д. Измерение давления дуги при сварке в среде аргона и под флюсом // Свароч. пр-во. — 1957. — № 12. — С. 13–17.
 11. Силовое воздействие импульсной дуги на свариваемый металл / А. А. Ерохин, В. А. Букаров, Ю. С. Ищенко, В. Я. Кубланов // Автомат. сварка. — 1976. — № 5. — С. 6–7.
 12. Кубланов В. Я., Ерохин А. А. Силовое воздействие дуги на ванну расплавленного металла // Свароч. пр-во. — 1974. — № 5. — С. 11–12.
 13. Селянников В. Н., Сайфиев Р. З., Ступаченко М. Г. Способ измерения давления сварочной дуги постоянного тока // Там же. — 1975. — № 6. — С. 44–45.
 14. Скоростные и тепловые характеристики дуговых потоков / И. М. Ковалев, А. И. Акулов, Л. К. Мартинсон и др. // Физика и химия обраб. материалов. — 1971. — № 5. — С. 27–34.
 15. Котов Г. Н., Черкесов Н. Е., Меньшова Г. В. Распределение газокинетической составляющей давления дуги по ее радиусу // Автомат. сварка. — 1974. — № 10. — С. 72–73.
 16. Селянников В. Н., Ступаченко М. Г. Об измерении сварочной дуги // Свароч. пр-во. — 1973. — № 9. — С. 12–14.
 17. Селянников В. Н. Распределение давления сварочной дуги постоянного тока // Там же. — 1974. — № 7. — С. 4–6.
 18. Влияние активирующих флюсов на проплавляющую способность сварочной дуги и концентрацию энергии в анодном пятне / О. Е. Островский, В. Н. Крюковский, Б. Б. Бук и др. // Там же. — 1977. — № 3. — С. 3–4.
 19. Ерохин А. А., Букаров В. А., Ищенко Ю. С. Влияние геометрии вольфрамового катода на некоторые характеристики сварочной дуги и проплавление металла // Там же. — 1971. — № 12. — С. 17–19.
 20. Суздальев И. В., Явно Э. И. Распределение силового воздействия сварочной дуги по поверхности активного пятна в зависимости от длины дуги и формы неплавящегося электрода // Там же. — 1981. — № 11. — С. 11–13.
 21. Селянников В. Н. Некоторые зависимости тепловых и силовых характеристик дуги от электрического режима и геометрических параметров электрода // Там же. — 1981. — № 11. — С. 4–6.
 22. Чернышов Г. Г. Влияние силового воздействия дуги на формирование шва // Труды МВТУ им. Н. Э. Баумана. — 1981. — № 363.
 23. Финкельбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма. — М.: Изд-во иностр. лит., 1961. — 370 с.
 24. Лесков Г. И. Электромагнитная сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1970. — 335 с.
 25. Березовский Б. М., Суздальев И. В., Тахванин С. В. Давление сжатой и свободноточающей дуги при сварке неплавящимся электродом в среде аргона // НТС Судостроит. пром-сть. Сварка. — 1986. — № 1. — С. 26–31.
 26. Lin M. L., Eagar T. W. Influence of arc pressure on weld pool geometry // Welding J. — 1985. — 64, N 6. — P. 163–169.
 27. Лебедев В. К., Пентегов И. В. Силовое воздействие сварочной дуги // Автомат. сварка. — 1981. — № 1. — С. 7–15.
 28. Пентегов И. В. Силовое воздействие сварочной дуги (неканальная модель) // Там же. — 1987. — № 1. — С. 23–27.
 29. Гвоздецкий В. С. О функции распределения плотности тока в анодном пятне // Там же. — 1973. — № 12. — С. 20–24.
 30. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КОМБИНИРОВАННЫХ ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННЫХ ПРОЦЕССОВ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ И УСТРОЙСТВ ДЛЯ ИХ РЕАЛИЗАЦИИ

И. В. КРИВЦУН

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Разработаны математические модели и проведено численное исследование физических явлений, протекающих при взаимодействии лазерного пучка с дуговой плазмой и их совместном воздействии на обрабатываемый металл в условиях комбинированной (лазерно-плазменной) сварки и термообработки поверхности. Установлено, что в системе электрическая дуга–лазерный пучок возможно возникновение комбинированного лазерно-дугового разряда, который может быть положен в основу создания нового класса плазменных устройств — интегрированных лазерно-дуговых плазматронов для комбинированной сварки, наплавки, напыления и др. Разработаны принципы построения и методы расчета интегрированных плазматронов различного технологического назначения. Выполнены теоретические исследования, разработаны математические модели и проведено численное моделирование процессов лазерного и плазменного взаимодействия с дисперсными материалами, предложено программное обеспечение для компьютерного моделирования процесса плазменного напыления.

Mathematical models were developed and numerical study was conducted to investigate physical phenomena occurring in interaction of the laser beam with the arc plasma and their joint effect on the metal treated under the conditions of combined laser + plasma welding and surface heat treatment. It was found that the combined laser-arc discharge might form in the electric arc–laser beam system. This discharge can be used as the basis for development of a new class of plasma devices, i.e. integrated laser-arc plasmotrons for combined welding, surfacing, spraying, etc. Principles of design and methods for calculation of the integrated plasmotrons for different technology applications were developed. Theoretical studies were carried out, mathematical models were developed and numerical modelling was conducted to investigate the processes of laser and plasma interaction with dispersed materials. Software for computer modelling of the plasma spraying process is offered.

Введение. В последнее время все большее развитие получают комбинированные лазерно-дуговые и лазерно-плазменные процессы сварки, резки и модификации поверхности, реализуемые путем совместного воздействия на изделие лазерного пучка и электрической дуги, в том числе сжатой (плазменной), дуги [1–9]. При практической реализации большинства комбинированных процессов оба источника тепла воздействуют на металл в пределах общей зоны нагрева, причем дуга может гореть как с той стороны изделия, на которую направлен лазерный пучок, так и с противоположной. Происходящий в обоих случаях нагрев металла электрической дугой приводит к локальному повышению его температуры и, как следствие, к увеличению коэффициента поглощения лазерного излучения. В итоге эффективность соответствующего лазерного процесса возрастает, что особенно важно при использовании лазеров небольшой мощности.

При расположении источников тепла с одной стороны изделия пространственная стабилизация активного пятна дуги в результате локализации дуговой плазмы в зоне образования (под воздействием лазерного излучения) плазменного факела приводит к повышению устойчивости горения дуги при малых токах и больших скоростях ее перемещения относительно изделия и, как результат, к зна-

чительному росту производительности дуговой (плазменной) сварки и обработки металлов.

Если лазерный пучок проходит через столб дуги, то наряду с отмеченными явлениями, происходящими на поверхности обрабатываемого металла, может наблюдаться изменение полного энергетического баланса дугового разряда, связанное с дополнительным выделением энергии в объеме дуговой плазмы вследствие поглощения лазерного излучения. В том случае, когда мощность, вносимая в дугу лазерным пучком, соизмерима с ее электрической мощностью, реализуется промежуточный (между оптическим и дуговым) тип газового разряда — комбинированный лазерно-дуговой разряд [10, 11]. Интегральные и особенно локальные характеристики плазмы такого разряда существенно отличаются от соответствующих характеристик исходной дуговой плазмы. Что касается характеристик лазерного пучка, то они также претерпевают существенные изменения в результате поглощения и рефракции лазерного излучения в плазме разряда. Как следствие, энергия, вводимая в изделие при лазерно-дуговой или лазерно-плазменной обработке, не сводится к простой сумме энергокладов лазерного и дугового источников тепла, взятых в отдельности. Поэтому всестороннее рассмотрение комбинированного воздействия на материалы невозможно без детального теоретического исследования и математического моделирования

процессов взаимодействия лазерного пучка и электродуговой плазмы.

Взаимодействие лазерного пучка с плазмой столба сжатой дуги. Комбинированный лазерно-дуговой разряд. Рассматривается взаимодействие сфокусированного пучка излучения CO₂-лазера непрерывного действия с плазмой столба электрической дуги постоянного тока, объединяемых в специальном плазмотроне с аксиальным потоком газа (рис. 1). При построении математической модели разряда, возникающего при таком взаимодействии, принимаются следующие допущения:

- плазменная система имеет цилиндрическую симметрию, внешние магнитные поля отсутствуют, протекающие процессы стационарны;
- лазерный пучок является гауссовым (ТЕМ₀₀-мода), ось пучка совпадает с осью плазмотрона;
- плазма находится в состоянии локального термодинамического равновесия, собственное излучение плазмы — объемное;
- основными механизмами нагрева плазмы являются джоулево тепловыделение и обратное тормозное поглощение лазерного излучения, а перенос энергии в столбе происходит в результате теплопроводности и конвекции;
- течение плазмы вязкое, дозвуковое, режим течения — ламинарный.

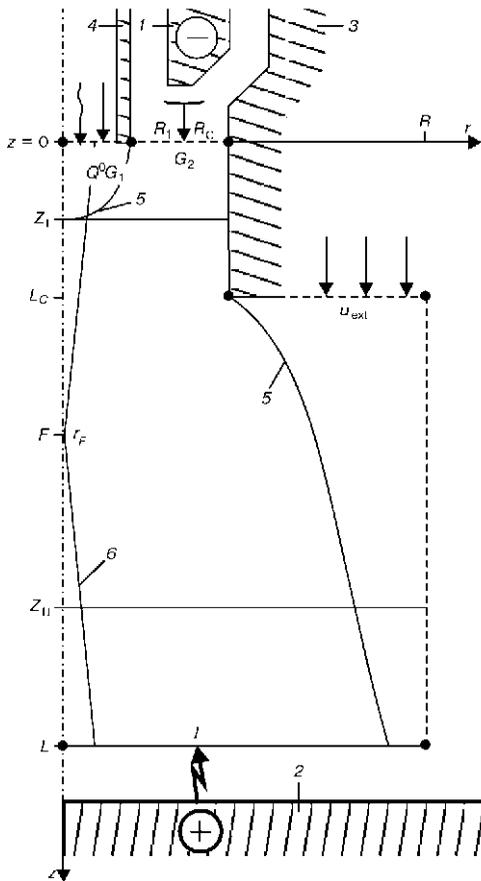


Рис. 1. Схема соосного объединения лазерного пучка с плазмой столба дуги: 1 — катод; 2 — анод; 3 — сопло плазмотрона; 4 — катодный насадок; 5 — границы плазмы; 6 — граница лазерного пучка

Для расчета характеристик плазмы исследуемого разряда используется система магнитогидродинамических (МГД) уравнений в приближении пограничного слоя [10]:

$$\rho C_p \left(v \frac{\partial T}{\partial r} + u \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \chi \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{j^2}{\sigma} + \kappa_\omega S - \psi, \quad (1)$$

$$\rho \left(v \frac{\partial u}{\partial r} + u \frac{\partial u}{\partial z} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \eta \frac{\partial u}{\partial r} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left(p + \mu^0 \frac{H^2}{2} \right), \quad (2)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \rho v) + \frac{\partial}{\partial z} (\rho u) = 0. \quad (3)$$

Здесь T — температура; u, v — аксиальная и радиальная составляющие скорости плазмы; ρ — плотность; C_p — удельная теплоемкость; χ — коэффициент теплопроводности; σ — электропроводность; κ_ω — коэффициент поглощения лазерного излучения; ψ — плотность мощности собственного излучения плазмы; η — коэффициент вязкости; p — давление; μ^0 — универсальная магнитная постоянная; H — напряженность магнитного поля тока дуги. Члены j^2/σ и $\kappa_\omega S$ в уравнении (1), где j — аксиальная составляющая плотности тока в разряде, а S — интенсивность излучения в лазерном пучке, описывают выделение энергии в плазме соответственно в результате протекания электрического тока и поглощения лазерного излучения.

Распределение плотности тока в разряде находится с помощью закона Ома, а осевая составляющая напряженности электрического поля E определяется из интегрального условия сохранения полного тока I . Величина S связана с комплексной амплитудой A_ω электрического поля лазерного пучка. В предположении, что относительное изменение параметров плазмы на расстояниях порядка длины волны λ лазерного излучения мало, для нахождения A_ω используется параболическое уравнение [10]

$$-2ik \frac{\partial A_\omega}{\partial z} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial A_\omega}{\partial r} \right) + k^2 (\epsilon_\omega - 1) A_\omega. \quad (4)$$

Здесь k — волновой вектор, равный $2\pi/\lambda$; ϵ_ω — комплексная диэлектрическая проницаемость плазмы на частоте лазерного излучения, равная $\epsilon'_\omega + i\epsilon''_\omega$.

Распределение давления в разряде вычисляется с учетом магнитного давления, а градиент газостатического давления на стенке канала ($0 \leq z \leq L_c$) — из условия сохранения полного расхода плазмообразующего газа $G = G_1 + G_2$ (рис. 1).

Краевые условия, необходимые для решения дифференциальных уравнений (1)–(4), на оси разряда выбираются из соображений, что система обладает цилиндрической симметрией. На внешней

границе расчетной области в пределах канала полагаются, что температура газа равна температуре стенки и выполняется условие «прилипания». На боковой границе открытого участка разряда ($z > L_C$) принимаются условия гладкого сопряжения с окружающей средой. Предполагается также, что радиус лазерного пучка существенно меньше радиуса расчетной области.

Во входном сечении расчетной области ($z = 0$) задаются радиальные распределения температуры и скорости плазмы, а также комплексной амплитуды электрического поля исходного лазерного пучка. При определении явного вида зависимостей $T(r, 0)$ и $u(r, 0)$ предполагается, что катод плазматрона имеет внутренний цилиндрический насадок (рис. 1), через отверстие которого в канал истекает однородный поток холодного газа. Распределения $T(r, 0)$ и $u(r, 0)$ в пределах электродного сопла, образуемого стенками канала и насадком, находятся путем решения одномерных уравнений энергии и движения дуговой плазмы. Явный вид зависимости $A_0(r, 0)$ задается в предположении, что в разряд вводится сфокусированный гауссов пучок лазерного излучения мощностью Q^0 , имеющий минимальную полуширину r_F в плоскости $z = F$ (рис. 1).

Для замыкания исходной системы уравнений необходимо определить зависимости термодинамических параметров, коэффициентов переноса и оптических свойств плазмы от температуры, давления и состава плазмообразующей среды. С этой целью разработана методика расчета свойств термически равновесной плазмы, содержащей две атомарные газовые компоненты (аргон и гелий). Данная методика включает определение ионизационного состава плазмы на основе уравнений Саха, закона парциальных давлений и условия квазинейтральности; расчет удельной теплоемкости (с учетом ионизационной составляющей) и плотности плазмы; вычисление коэффициентов тепло-

проводности, вязкости и электропроводности многокомпонентной плазмы в 13-моментном приближении метода Грэда; расчет излучательных потерь (рекомбинационно-тормозное излучение), коэффициента поглощения лазерного излучения (обратно-тормозное поглощение) и комплексной диэлектрической проницаемости плазмы [10]. Проведены расчеты указанных свойств Ar-He плазмы атмосферного давления в диапазоне температур 300...25000 К при различных соотношениях компонент в исходной смеси. Результаты расчетов хорошо согласуются с известными экспериментальными данными.

На основе описанной математической модели выполнено численное моделирование рассматриваемого разряда в аргоне и его смесях с гелием при следующих параметрах: $I = 5...250$ А; $R_C = 2,5$ и 4 мм ($R_1 = 1$ и $1,5$ мм); $L_C = 4$ и $1,5$ см; $G = 0,05...0,3$ г/с ($G_1 = 0,01...0,075$ г/с); $Q^0 = 0...1,5$ кВт; $r_F = 0,2...0,5$ мм; $F = 5...20$ мм. Как показали расчеты, воздействие сфокусированного излучения CO₂-лазера на плазму столба аргоновой дуги приводит к увеличению температуры ее центральных областей (рис. 2, а), что можно объяснить локальным нагревом плазмы лазерным пучком. Начиная с некоторого сечения $z = Z_I$ (см. рис. 1), являющегося началом области лазерно-дугового взаимодействия, температура T_0 на оси разряда резко возрастает до значений, существенно превышающих температуру плазмы обычной дуги в канале (рис. 2, б). Пройдя через максимум, T_0 по мере увеличения z начинает плавно снижаться (что соответствует началу переходной области $z = Z_{II}$), стремясь к своему асимптотическому значению. Снижение температуры при $z > Z_{II}$ обусловлено уменьшением нагрева плазмы лазерным пучком вследствие его ослабления при распространении в поглощающей среде. Следовательно, на начальном участке дуги в канале, находящейся под воздействием сфокусированного излучения CO₂-лазе-

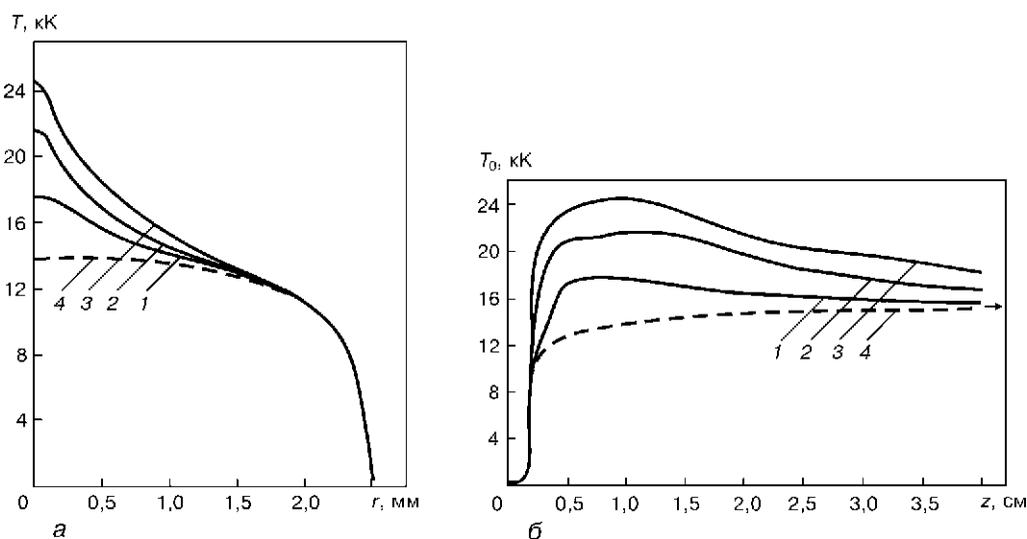


Рис. 2. Радиальные профили температуры плазмы в сечении $z = 10$ мм (а) и распределение осевой температуры по длине канала (б) при $R_C = 2,5$ мм ($R_1 = 1$ мм), $I = 100$ А, $G = 0,1$ г/с ($G_1 = 0,01$ г/с), $r_F = 0,2$ мм, $F = 10$ мм: 1 — $Q^0 = 0,5$; 2 — 1,0; 3 — 1,5; 4 — 0 кВт

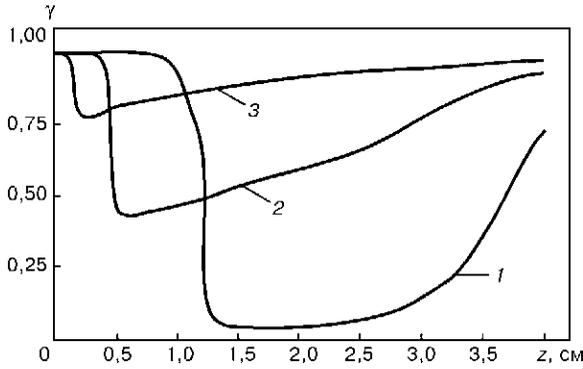


Рис. 3. Распределение параметра γ по длине разряда при $Q^0 = 1$ кВт: 1 — $I = 10$; 2 — 50; 3 — 150 А (остальные параметры те же, что и на рис. 2)

ра, вблизи оси пучка формируется относительно высокотемпературная область разряда, причем максимальная температура плазмы, достигаемая в таком разряде, увеличивается с повышением Q^0 .

Вызванный локальным повышением температуры рост электропроводности плазмы приводит к уменьшению напряженности электрического поля, необходимой для поддержания заданного тока дуги, и, как следствие, к перераспределению плотности тока в разряде. В рассматриваемых условиях увеличение σ вблизи оси дуги оказывается более существенным фактором, чем снижение постоянной по сечению разряда величины E , поэтому плотность тока возрастает в центре и несколько снижается у стенки канала. Отмеченное изменение теплового режима горения разряда приводит также к увеличению аксиальной составляющей скорости плазмы вблизи оси канала, связанному с резким снижением коэффициента вязкости аргона при $T > 10000$ К, уменьшением плотности плазмы и повышением роли электромагнитных сил в формировании плазменного потока.

Таким образом, при воздействии на плазму столба дуги сфокусированного пучка излучения CO_2 -лазера может происходить настолько существенная перестройка тепловых, электрических и газодинамических характеристик дуговой плазмы, что разряд по существу перестает быть дуговым и возникает новый вид газового разряда — комбинированный лазерно-дуговой разряд. Простран-

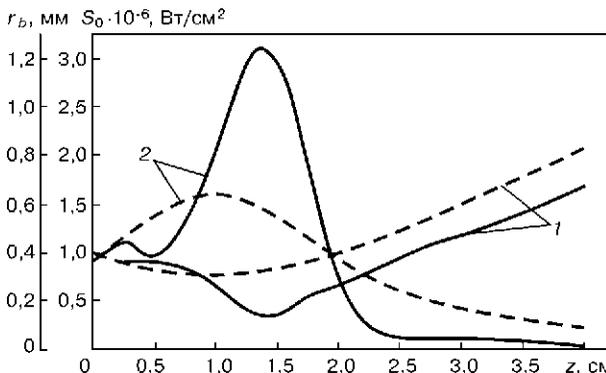


Рис. 4. Распределение радиуса лазерного пучка r_b (1) и интенсивности излучения S_0 (2) на его оси по длине разряда при $Q^0 = 1$ кВт: штриховые кривые — для исходного пучка; остальные параметры те же, что и на рис. 2

ственные распределения характеристик плазмы такого разряда зависят не только от мощности лазерного пучка, но и от тока дуги. Более того, при малых токах ($I < 10$ А) и $Q^0 < 0,7$ кВт возникновение лазерно-дугового разряда в рассматриваемой системе вообще невозможно, поскольку температура плазмы в этих условиях не превышает 10000 К и поглощение излучения CO_2 -лазера пренебрежимо мало. Однако именно в случае небольших токов ($10 \text{ А} < I < 25 \text{ А}$), при условии что мощность лазерного пучка достаточна для возникновения комбинированного разряда, наблюдаются наиболее резкие относительные изменения характеристик дуговой плазмы.

Для количественной оценки относительной роли лазерной и дуговой составляющих в энергетическом балансе разряда удобно использовать параметр

$$\gamma = EI / \left(EI + 2\pi \int_0^{R_c} \kappa_{\omega} S r dr \right), \quad (5)$$

характеризующий долю энергии, которая выделяется в некотором сечении разряда за счет протекания тока, от полной энергии, подводимой к плазме в этом же сечении (рис. 3). Происходящее при небольших значениях I резкое уменьшение параметра γ в начальных сечениях области лазерно-дугового взаимодействия означает, что здесь осуществляется практически скачкообразный переход разряда, поддерживаемого преимущественно протекающим током ($\gamma > 0,5$), в другой вид разряда, существующий в основном благодаря нагреву плазмы лазерным пучком ($\gamma < 0,5$). Необходимо подчеркнуть, что лазерно-дуговой разряд на участке, где плазма нагревается преимущественно лазерным излучением, нельзя отождествлять с непрерывным оптическим разрядом, так как при выбранных параметрах лазерного пучка и скорости набегающего потока газа стационарный оптический разряд в аргоне атмосферного давления не может существовать.

Наряду с изменением характеристик дуговой плазмы под воздействием лазерного пучка, наблюдается перераспределение интенсивности излучения в самом пучке, обусловленное поглощением и рефракцией лазерного излучения в оптически неоднородной плазме. Как показывают расчеты, в начале области лазерно-дугового взаимодействия происходит некоторое уширение пучка, которое в совокупности с его поглощением приводит к заметному снижению интенсивности лазерного излучения (рис. 4). Такая дефокусировка пучка вызвана тем, что в начальных сечениях этой области, где температура плазмы уже имеет максимум на оси разряда, но еще не превышает 16500 К (что соответствует минимальному значению ϵ'_{ω} для аргоновой плазмы), лазерный пучок распространяется в среде с минимумом ϵ'_{ω} , а следовательно, и с минимумом показателя преломления на его оси. Происходящее под влиянием лазерного нагрева увеличение осевой температуры плазмы выше указанного значения

приводит к тому, что минимум ее диэлектрической проницаемости смещается к периферии разряда. В результате вблизи оси пучка образуется область с $\partial \epsilon'_0 / \partial r < 0$ (рис. 5, кривая 1), играющая роль собирающей линзы для его центральных лучей, тогда как периферийные лучи пучка все еще испытывают дефокусировку. Увеличиваясь в диаметре с ростом z в результате прогрева плазмы лазерным пучком, плазменная линза (область с $\partial \epsilon'_0 / \partial r < 0$) постепенно заполняет собой все сечение пучка (рис. 5, кривые 2, 3), что означает переход к его интенсивной фокусировке по всему сечению. При этом эффективный радиус лазерного пучка уменьшается настолько, что, несмотря на поглощение пучка в плазме, максимальная интенсивность излучения на его оси возрастает и почти вдвое превышает соответствующее значение в фокусе исходного пучка, а само положение фокуса смещается на расстояние $\Delta f \approx 4$ мм (см. рис. 4).

Принципиальное влияние на поведение лазерного пучка в дуговой плазме оказывает его мощность. В случае малых мощностей излучения ($Q^0 < 0,3$ кВт) и $I < 100$ А температура плазмы на оси разряда не поднимается выше 16500 К и пучок распространяется в среде с $\partial \epsilon'_0 / \partial r > 0$, т. е. испытывает постоянное уширение. Иными словами, эффект дополнительной фокусировки лазерного пучка в дуговой плазме носит пороговый характер по мощности лазерного излучения и проявляется только при возникновении лазерно-дугового разряда. Поведение лазерного пучка в плазме зависит не только от мощности пучка, но и от тока дуги, а также картины течения газа на начальном участке канала плазмотрона.

Важным фактором, влияющим на характеристики плазмы комбинированного разряда и взаимодействующего с ней лазерного пучка, является состав плазмообразующего газа. Так, увеличение в рассматриваемой (Ar-He) смеси процентного содержания гелия, имеющего более низкий коэффициент поглощения, приводит к снижению роли лазерного нагрева плазмы в энергобалансе разряда, тогда как роль джоулева тепла, наоборот, повышается. В результате влияние излучения CO₂-лазера на характеристики дуговой плазмы ослабляется и для реализации комбинированного разряда в этих условиях требуется более высокая мощность лазерного пучка. С другой стороны, добавка гелия к аргону заметно ослабляет эффект фокусировки пучка в плазме, а при увеличении содержания гелия до 50 % указанный эффект исчезает полностью.

Что касается закономерностей лазерно-дугового взаимодействия на открытом участке разряда, то качественно они те же, что и на участке, стабилизированном стенкой канала. Выявленные в ходе моделирования отличия в их количественном проявлении прежде всего связаны с изменением характеристик самой дуговой плазмы при изменении способа стабилизации столба дуги и свидетельству-

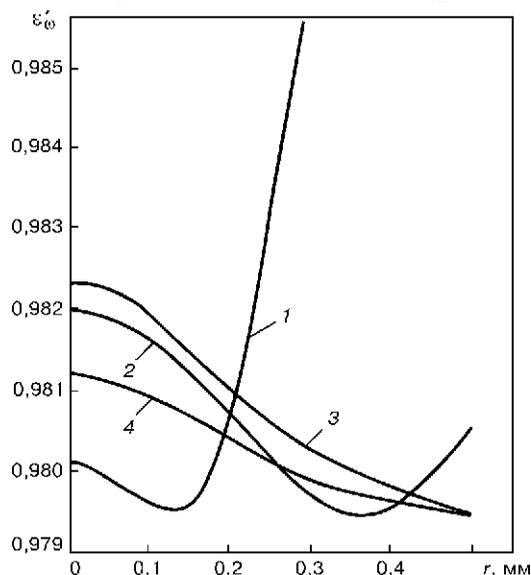


Рис. 5. Радиальные профили диэлектрической проницаемости плазмы при $Q^0 = 1$ кВт: 1 — $z = 3$; 2 — 5; 3 — 10; 4 — 20 мм (остальные параметры те же, что и на рис. 2)

ют лишь о различной степени взаимного влияния пучка и дуги в лазерно-дуговых процессах, реализуемых с использованием открытой либо сжатой дуги [10, 11].

Интегрированные плазмотроны для лазерно-плазменной обработки материалов. Лазерно-дуговой разряд как источник тепла для обработки материалов, обладающий широкими возможностями управления концентрацией тепловой и электромагнитной энергии, может быть положен в основу создания нового класса плазменных устройств — интегрированных лазерно-дуговых плазмотронов [11, 12] для реализации комбинированных процессов сварки, резки, наплавки, напыления, термообработки поверхности и др. Известны различные схемы построения интегрированных плазмотронов на основе соосного объединения лазерного пучка и плазменной дуги (рис. 6). Отличительная особенность таких устройств — конструкция катодного узла, позволяющая вводить лазерный пучок в дуговую плазму вдоль оси плазмоформирующего канала. С этой целью катодный узел выполняется либо в виде системы штыревых термокатодов (рис. 6, а), либо в виде трубчатого термоэмиссионного или термохимического катода (рис. 6, б).

По аналогии с дуговыми интегрированные плазмотроны могут быть прямого и косвенного действия, причем последние можно разделить на плазмотроны с самоустанавливающейся либо с фиксированной длиной дуги. Интегрированные плазмотроны прямого действия могут использоваться для лазерно-плазменной сварки, наплавки и резки металлов, а косвенного действия — для обработки диэлектрических материалов, закалки металлических поверхностей, нанесения покрытий и др.

В зависимости от расхода плазмообразующего газа лазерно-дуговые плазмотроны можно разделить на работающие в ламинарном или турбулентном режиме течения. Как в дуговых плазмотронах,

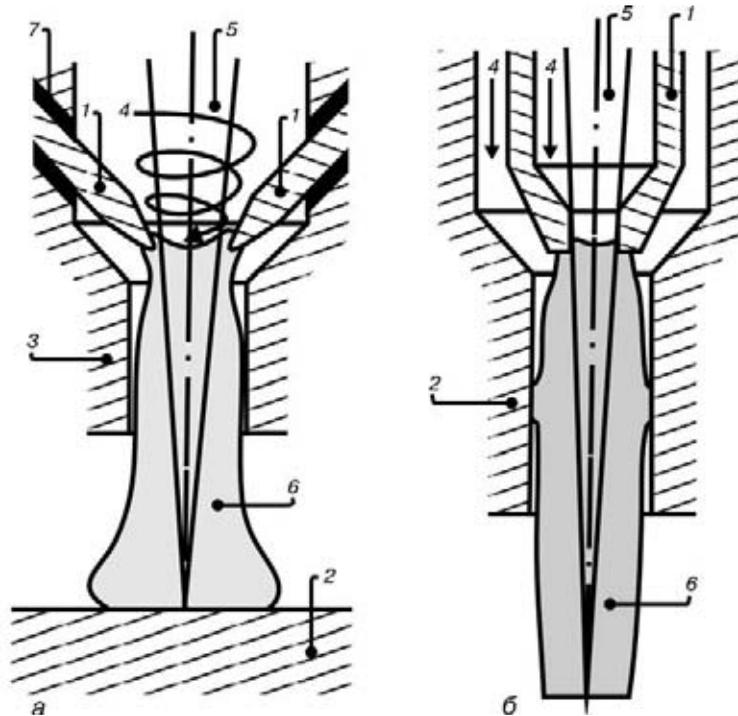


Рис. 6. Схемы интегрированных плазмотронов прямого (а) и косвенного (б) действия: 1 — катод; 2 — анод; 3 — плазмoформирующее сопло; 4 — плазмoобразующий газ; 5 — лазерный пучок; 6 — плазма; 7 — изолятор

в них можно использовать различные способы пространственной стабилизации разряда (например, вихревую газовую стабилизацию). При выборе способа стабилизации следует помнить, что за счет воздействия на дуговую плазму пучка излучения CO_2 -лазера в ней формируется высокотемпературная токопроводящая область, жестко связанная с осью пучка. Это само по себе делает комбинированный разряд пространственно более стабильным, чем дуговой.

Для численного моделирования процессов, протекающих в лазерно-дуговых плазмотронах осесимметричной схемы, разработаны математические модели комбинированного разряда в плазмотронах с ламинарным [11, 13] и турбулентным [11] течением плазмoобразующего газа. В основу равновесной ЛТР модели плазмы стационарного лазерно-дугового разряда в ламинарном потоке газа положена полная система МГД уравнений, обобщающая систему (1)–(3) на случай соизмеримых значений аксиальных и радиальных градиентов характеристик плазмы и позволяющая учесть закрутку газа в плазмотроне [11]. Данная система уравнений дополняется уравнениями Максвелла и законом Ома для нахождения напряженностей электрического и магнитного полей и плотности тока в разряде, а также параболическим уравнением для определения амплитуды электрического поля лазерного пучка, обобщающим уравнение (4) на случай пучков с азимутальными вариациями интенсивности излучения (ТЕМ_{mn}-моды).

Предложена равновесная модель разряда в интегрированных плазмотронах с дозвуковым турбулентным течением газа. Показано, что для описания плазмы комбинированного разряда в условиях, когда влияние факторов электромаг-

нитной природы на характер турбулентности несущественно и справедливо приближение пограничного слоя, можно использовать систему уравнений (1)–(3) относительно осредненных значений температуры и скорости плазмы, заменив коэффициенты вязкости и теплопроводности следующими выражениями: $\bar{\eta} = \eta + \eta_t$; $\bar{\chi} = \chi + \chi_t$. Здесь η , χ — коэффициенты молекулярной вязкости и теплопроводности плазмы, а η_t и χ_t — турбулентные составляющие указанных коэффициентов, которые могут быть определены на основе алгебраических моделей. Для вычисления η_t в пределах канала плазмотрона можно использовать комбинированную модель турбулентности — модель Прандтля в пристеночной области канала и модель Дайслера в пристеночной области, а на открытом участке течения — модель Мадни–Плетчера для круглой соосной струи. Коэффициент турбулентной теплопроводности χ_t , связанный с η_t через турбулентное число Прандтля Pr_t , может быть вычислен при условии $\text{Pr}_t = 1$. Полученная таким образом система уравнений позволяет рассчитывать характеристики плазмы и взаимодействующего с ней лазерного пучка как на дуговом, так и на бесштоковом участке течения, т. е. в плазменной струе, создаваемой лазерно-дуговыми плазмотронами косвенного действия.

Корректная постановка граничных условий вблизи катода для всех моделей разряда в лазерно-дуговых плазмотронах невозможна без исследования катодных явлений применительно к конкретной конструкции катодного узла плазмотрона. С этой целью разработана модель катодных процессов для трубчатого термоэмиссионного катода (рис. 7) интегрированного плазмотрона [11, 13].

При построении модели использовался наиболее общий подход, заключающийся в самосогласованном учете комплекса взаимосвязанных физических процессов, которые протекают в теле катода, на его поверхности и в прикатодной плазме.

Прикатодная плазма условно делится на две зоны: квазинейтральный ионизационный слой (предслой), где происходит генерация заряженных частиц, и бесстолкновительный слой пространственного заряда, где формируется основная часть катодного падения потенциала. Электроны, эмитируемые катодом, ускоряются электрическим полем пространственного заряда и приобретают энергию, достаточную для ионизации атомов газа в столкновительном ионизационном слое. Образующиеся здесь ионы и высокоэнергетические электроны плазмы, способные преодолеть катодное падение потенциала, попадают на поверхность катода и передают ему энергию, необходимую для нагрева катода и обеспечения тока термоэмиссии. Предложенная конструкция трубчатого катода позволяет использовать для дополнительного нагрева внутренней поверхности его рабочего конца часть мощности лазерного пучка, пропускаемого через отверстие в катод (рис. 7). С этой целью геометрические параметры указанной поверхности выбираются таким образом, чтобы периферийные лучи пучка, отразившись от внутренней конической поверхности, попадали в цилиндрическое выходное отверстие и испытывали там достаточное количество отражений для их полного поглощения материалом катода.

Для расчета температурного поля катода $T^c(r, z)$ используется стационарное уравнение теплопроводности с учетом джоулева тепловыделения в теле катода. При задании краевых условий на поверхности катода предполагается, что он запрессован в медную водоохлаждаемую обойму. Это позволяет использовать условия идеального теплового контакта. На поверхности катода вне зоны привязки дуги принимаются условия конвективно-радиационного теплообмена с окружающим газом. Для учета лазерного нагрева катода граничные условия в пределах его выходного отверстия записываются с учетом теплового потока q_c^l , вводимого лазерным излучением. В зоне катодной привязки дуги задаются самосогласованные граничные условия, определяемые расчетными распределениями теплового потока q_c^a , вводимого дугой, и плотности тока j_c на катоде.

Распределения величин q_c^a и j_c по поверхности катода, граничащей с плазмой, вычисляются с помощью следующих соотношений:

$$q_c^a = j_i \left(V_c - \bar{\varphi}_c + U + \frac{2k_B T}{e} \right) + j_e \left(\bar{\varphi}_c + \frac{2k_B T_e}{e} \right) - j_{em} \left(\bar{\varphi}_c + \frac{2k_B T_e^c}{e} \right), \quad j_c = j_i - j_e + j_{em}. \quad (6)$$

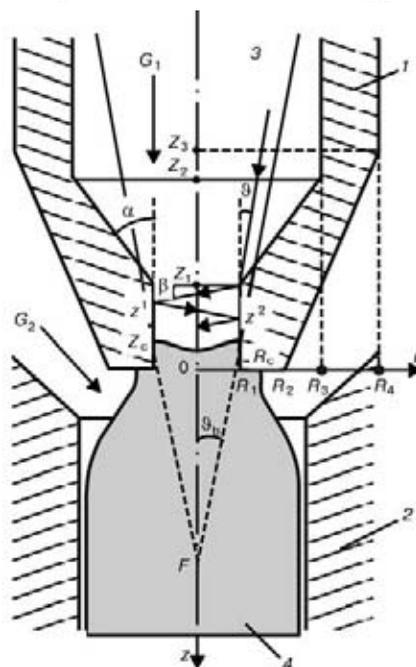


Рис. 7. Схема трубчатого термоэмиссионного катода интегрированного плазматрона: 1 – катод; 2 – плазмоформирующее сопло; 3 – лазерный пучок; 4 – плазма

Здесь $j_i = en_e \frac{\sqrt{k_B T_e}}{M} \exp \left[-\frac{1}{2} \right]$; $j_e = \frac{1}{4} en_e \times \sqrt{\frac{8k_B T_e}{\pi m_e}} \exp \left[-\frac{e V_c}{k_B T_e} \right]$; $j_{em} = A_R T_e^c \exp \left[-\frac{e \bar{\varphi}_c}{k_B T_e^c} \right]$ – локальные значения плотности ионного тока на катод, тока «обратных» электронов и тока термоэмиссии; V_c , $\bar{\varphi}_c$ – локальные значения катодного падения потенциала и работы выхода катода с поправкой Шоттки, определяемые на основе решения одномерного уравнения Пуассона в слое пространственного заряда; U – потенциал ионизации атомов плазмообразующего газа; k_B , A_R – постоянные соответственно Больцмана и Ричардсона; T , T_e , n_e – локальные значения температуры тяжелых частиц плазмы, температуры электронов и их концентрации на внешней границе предслоя; M – масса атома газа; e , m_e – заряд и масса электрона.

Следует отметить, что распределение j_c по области катодной привязки разряда должно удовлетворять интегральному выражению для полного тока дуги I .

Для нахождения распределения концентрации электронов на внешней границе ионизационного слоя используется допущение о наличии частичного локально-термодинамического равновесия (ЧЛТР). В этом случае состав плазмы определяется с помощью уравнения Саха, уравнения состояния и условия квазинейтральности. Входящие в эти уравнения температуры электронов и тяжелых частиц считаются постоянными по толщине прикатодного слоя плазмы, причем T принимается равной локальному значению температуры поверхности катода, а распределение T_e вдоль границы предслоя находится из уравнения баланса энергии

$$j_{em} \left(V_c + \frac{2k_B T^c}{e} \right) = j_i \left(U + \frac{2k_B T}{e} \right) + j_e \left(V_c + \frac{2k_B T_e}{e} \right) + j_c \left(\frac{5}{2} - \alpha_{T_e} \right) \frac{k_B T_e}{e}, \quad (7)$$

где α_{T_e} — постоянная термодиффузии. Найденное распределение температуры плазмы служит не только для замыкания модели катодных процессов, но и является граничным условием вблизи катода для описанных выше моделей лазерно-дугового разряда.

Распределение плотности теплового потока, вводимого лазерным излучением, по длине выходного канала катода можно записать следующим образом:

$$q_c^l = \int_{\frac{R_1}{F-Z_1}}^{\vartheta_b} \sum_i \delta[z - z^i(\vartheta)] S^i(\vartheta) \cos \beta \Gamma_{\omega}^i(\vartheta) d\vartheta, \quad (8)$$

где $\delta(x)$ — дельта-функция; S^i — интенсивность падающего излучения в сопряженных точках z^i для отраженных лучей пучка в выходном канале катода (см. рис. 7); Γ_{ω}^i — коэффициент поглощения лазерного излучения материалом катода в этих точках, а остальные обозначения соответствуют использованным на рис. 7.

С помощью разработанной модели проведено численное моделирование катодных процессов для трубчатого катода из активированного вольфрама ($W + 1\% Y_2O_3$), работающего в атмосфере аргона, с изменяемым нагревом рабочего конца катода пучком излучения CO_2 -лазера при следующих параметрах: $I = 100 \dots 300$ А; $R_1 = 1$ мм; $R_2 = 2$ мм; $R_3 = 3$ мм; $R_4 = 4,5$ мм; $Z_1 = -2$ мм; $Z_3 = -5$ мм; $\alpha = 42,5^\circ$; длина вылета катода равна 20 мм; $G_1 = 0,5$ л/мин; $G_2 = 1,5 \dots 3,5$ л/мин; $Q^0 = 0 \dots 5$ кВт; $\vartheta_b = 0,053$; $F = 14 \dots 22$ мм (для выбранных значений R_1 , Z_1 и ϑ_b нагрев катода лазерным излучением наблюдается при $F > 17$ мм). Влияние лазерного подогрева катода на характер протекания катодных процессов при различных значениях расстояния F , а значит, и мощности Q_c^l поглощаемого катодом лазерного излучения (определяемой как интеграл от q_c^a по внутренней поверхности катода) показано на рис. 8. Происходящий при увеличении F рост Q_c^l вызывает повышение температуры поверхности катода, особенно заметное внутри его выходного канала. Наблюдающаяся здесь неоднородность распределений T^c , j_c и q_c^a (рис. 8, а-в) связана с неоднородностью нагрева внутренней поверхности катода лазерным излучением, усиливающейся с ростом F (рис. 8, г).

Важной особенностью катодных процессов для исследуемого катода является снижение q_c^a при

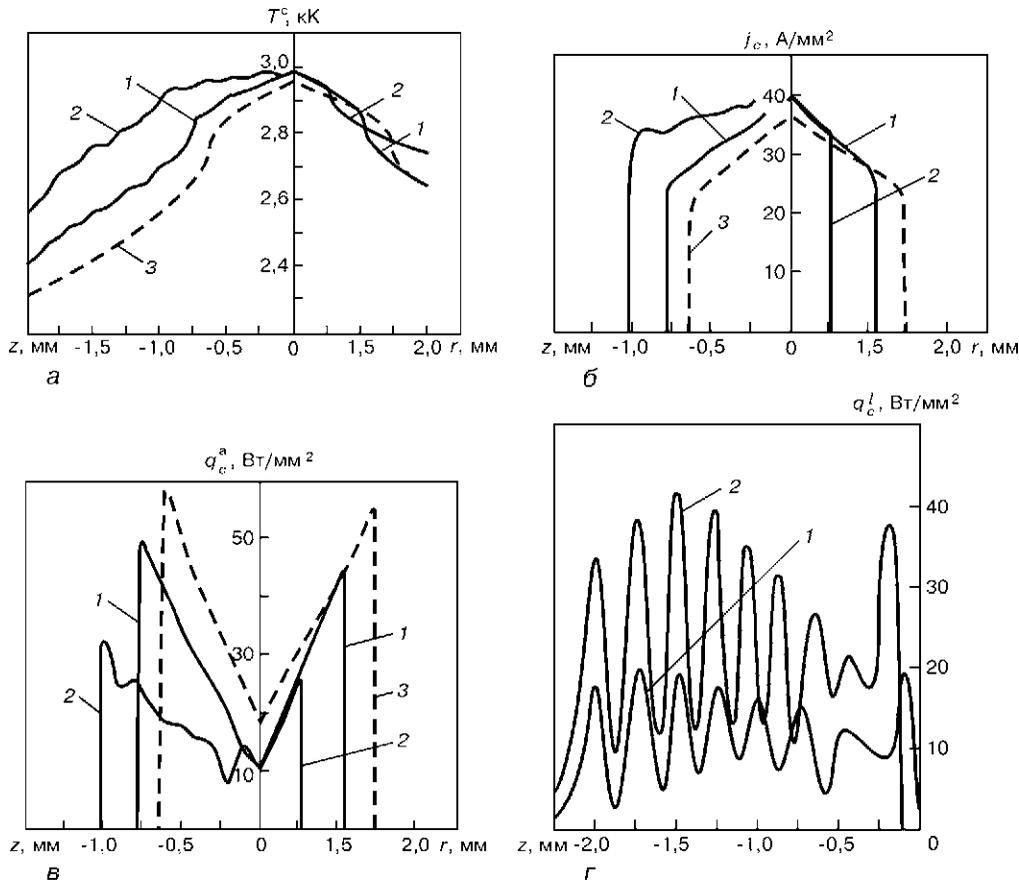


Рис. 8. Распределение температуры катода (а), плотности тока (б), плотности теплового потока, вводимого дугой (в) и лазерным пучком (г), по поверхности трубчатого термокатода при $I = 300$ А, $Q^0 = 5$ кВт, $G_2 = 2,5$ л/мин: 1 — $F = 19$ мм ($Q_c = 166$ Вт); 2 — 21 мм (325 Вт); 3 — $F < 17$ мм ($Q_c = 0$)

увеличении Q_c^l и неизменном токе дуги (рис. 8, в). Средняя плотность теплового потока \bar{q}_c^a изменяется при этом от 38 ($F < 17$ мм) до ($F = 22$ мм) 13 Вт/мм², а интегральная мощность, вводимая дугой, уменьшается таким образом, что полный энерговклад в катод увеличивается с ростом F весьма незначительно. Что касается плотности тока на катоде, то, поскольку площадь области привязки дуги с ростом Q_c^l несколько убывает, \bar{j}_c соответственно возрастает, а сама область смещается с торца катода на его внутреннюю, более нагретую поверхность (рис. 8, б). Заглубление разряда в отверстие катода, которое становится возможным благодаря происходящему здесь снижению V_c , приводит к увеличению части полного тока, текущей на катод в пределах его выходного канала. Так, например, при $I = 300$ А, $Q_c^l = 325$ Вт ($F = 21$ мм) эта часть тока составляет 230 А, а плотность тока в плазме на срезе выходного отверстия катода достигает значений порядка 102 А/мм², что значительно больше, чем на его поверхности. Следовательно, используя регулируемый лазерный нагрев трубчатого термо-катода, можно эффективно управлять распределением плотности тока, а значит, и концентрацией энергии в плазме вблизи такого катода.

Наряду с численным анализом катодных процессов, проведено полное моделирование разряда в лазерно-дуговом плазматроне с рассматриваемым катодом при следующих параметрах: радиус канала плазмформирующего сопла $R_{C1} = 3$ мм; его длина $L_{C1} = 5,5$ мм; $G_2 = 2,5$ л/мин; расстояние от среза плазмотрона до поверхности анода $D = 4...12$ мм (значения остальных параметров соответствуют указанным выше). Расчеты проводили на основе ЛТР-модели комбинированного разряда в ламинарном потоке газа. При постановке граничных условий вблизи поверхности трубчатого катода использовались расчетные распределения плотности тока и температуры плазмы в прикатодной области. Результаты моделирования процессов на катоде и в столбе лазерно-дугового разряда были положены в основу разработки конструкции и создания опытного образца интегрированного плазмотрона для лазерно-плазменной порошковой наплавки [14].

Экспериментальные исследования разработанного плазмотрона показали, что при токах дуги 100...280 А и мощности лазерного излучения до 4 кВт плазмотрон работает устойчиво. Были измерены вольт-амперные характеристики лазерно-дугового разряда с медным водоохлаждаемым анодом при различных значениях Q^0 . Как и следовало ожидать по результатам моделирования, напряжение на дуге уменьшается под влиянием лазерного пучка, причем основное его снижение происходит в диапазоне $Q^0 = 0...2,5$ кВт (рис. 9). Приведенная на этом рисунке расчетная зависимость полного напряжения на разряде от

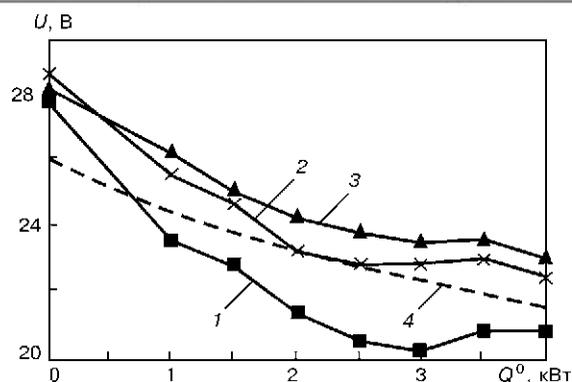


Рис. 9. Зависимости напряжения на разряде в лазерно-дуговом плазматроне от мощности лазерного пучка при $D = 8$ мм, $F = 16$ мм: 1 – $I = 150$; 2 – 200; 3 – 250 А; 4 – расчет при $I = 200$ А

мощности лазерного пучка демонстрирует вполне удовлетворительное совпадение с экспериментом.

Дуговое (плазменное), лазерное и комбинированное воздействие на металлы при сварке и термообработке поверхности. Рассматриваются процессы теплового и динамического воздействия плазмы и лазерного пучка на поверхность металла при дуговой, лазерной, а также лазерно-дуговой сварке и термообработке металлов в атмосфере инертных газов. Воздействие на металлы таких концентрированных источников тепла, как лазерный пучок, электрическая дуга или их комбинация, может сопровождаться нагревом поверхности до температур, сравнимых с температурой кипения. Подобный нагрев вызывает заметное испарение металла в окружающую среду, в результате чего она становится многокомпонентной, содержащей частицы внешнего газа и частицы металлического пара. Важным фактором, влияющим на процессы испарения металла в рассматриваемых условиях, является то, что внешняя по отношению к металлу среда существенно ионизирована.

Для описания дуговой, лазерной и комбинированной плазмы, граничащей с поверхностью испаряющегося металла, предложен единый подход (аналогичный использованному при моделировании катодных процессов), в рамках которого приповерхностный (кнудсеновский) слой плазмы условно делится на две зоны (рис. 10). Внешняя граница этого слоя, за которой начинается гидродинамическая область плазмы, находится на расстоянии от поверхности, равном нескольким длинам свободного пробега частиц, что при атмосферном давлении внешнего газа значительно меньше размеров зоны контакта плазмы с поверхностью металла и радиуса кривизны этой поверхности. Поэтому кнудсеновский слой можно считать плоским и квазиодномерным. Расчет характеристик плазмы на границе данного слоя с гидродинамической областью проводится путем введения определенных предположений относительно вида функций распределения частиц на границах слоя и использования балансных соотношений для потоков тяжелых частиц, потоков их импульса и энергии [15].

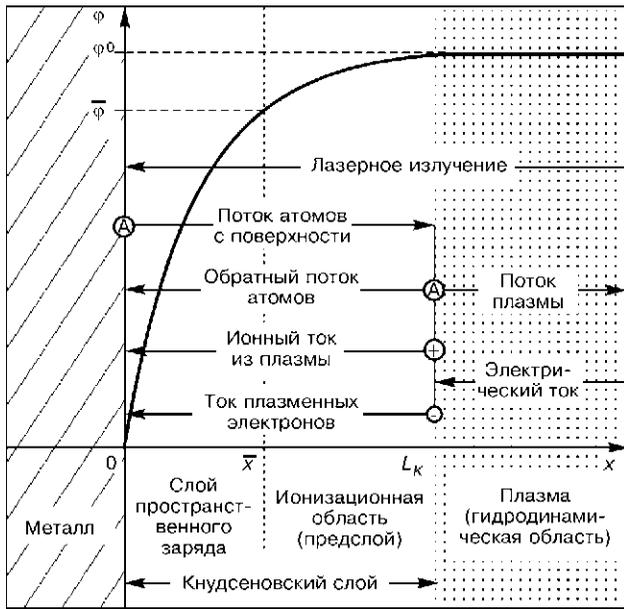


Рис. 10. Структура приповерхностной плазмы, потоки частиц и распределение потенциала в пределах кнудсеновского слоя

На внешней границе кнудсеновского слоя предполагается выполнение условий ЧЛТР (двухтемпературное приближение) для многокомпонентной плазмы, характеризующейся параметрами: n_e^0 , T_e — концентрация и температура электронов; $n_{\alpha Z}^0$ — концентрации атомов ($Z = 0$) и ионов ($Z \geq 1$) газа ($\alpha = g$) и металлического пара ($\alpha = m$); T — температура тяжелой компоненты плазмы; u_m — среднemasовая скорость частиц пара; j — нормальная к поверхности металла компонента плотности электрического тока, которая может быть представлена в следующем виде:

$$j = j_e - j_i \equiv \frac{1}{4} e n_e^0 \sqrt{\frac{8k_B T_e}{\pi m_e}} \exp\left[-\frac{e\phi^0}{k_B T_e}\right] - \sum_{\substack{\alpha = g, m; \\ Z \geq 1}} j_{\alpha Z}, \quad (9)$$

где ϕ^0 — потенциал плазмы относительно металла, а остальные обозначения соответствуют принятым ранее. Предполагается также, что если между плазмой и металлом протекает электрический ток (дуговая или комбинированная сварка), то металл является анодом дуги. В случае лазерной сварки или обработки материалов бестоковой плазменной струей этот ток полагается равным нулю.

$$n_{\alpha s} T_s = \left(n_{\alpha 0}^0 \left[2(1 + 2\gamma_{\alpha}^2) + \beta_{\alpha 0} \left\{ \frac{2\gamma_{\alpha}}{\sqrt{\pi}} \exp(-\gamma_{\alpha}^2) - (1 + 2\gamma_{\alpha}^2) [1 - \Phi(\gamma_{\alpha})] \right\} \right] + \sum_{Z \geq 1} n_{\alpha Z}^0 \left[2(1 + 2\gamma_{\alpha}^2) - \exp\left(-\frac{1}{2}\right) \left(1 - \frac{w_{\alpha i}^2}{2\pi} - \frac{\gamma_{\alpha i} w_{\alpha i}}{\sqrt{\pi}} \right) \right] \right) T; \quad (12)$$

$$\sum_{\alpha = g, m} \frac{n_{\alpha s}}{\sqrt{M_{\alpha}}} T_s^{3/2} = \sum_{\alpha = g, m} \left(\frac{n_{\alpha 0}^0}{\sqrt{M_{\alpha}}} \left[\gamma_{\alpha} \left(\frac{5}{2} + \gamma_{\alpha}^2 \right) \sqrt{\pi} + \beta_{\alpha 0} \left\{ \left(1 + \frac{\gamma_{\alpha}^2}{2} \right) \exp(-\gamma_{\alpha}^2) - \frac{\gamma_{\alpha}}{2} \left(\frac{5}{2} + \gamma_{\alpha}^2 \right) \sqrt{\pi} [1 - \Phi(\gamma_{\alpha})] \right\} \right] + \sum_{Z \geq 1} \frac{n_{\alpha Z}^0}{\sqrt{M_{\alpha}}} \left(\left[\gamma_{\alpha} \left(\frac{5}{2} + \gamma_{\alpha}^2 \right) \sqrt{\pi} + \exp\left(-\frac{1}{2}\right) \left\{ \left(1 - \frac{w_{\alpha i}^2}{8\pi} + \frac{\gamma_{\alpha i}^2}{2} \right) w_{\alpha i} - \frac{\gamma_{\alpha i} \sqrt{\pi}}{2} \right\} \right] \right) T^{3/2}, \right.$$

$$w_{\alpha i} \equiv \bar{V}_i \left(\frac{2\pi M_{\alpha}}{k_B T} \right)^{1/2} = \frac{2 \left\{ \exp(-\gamma_{\alpha i}^2) - \gamma_{\alpha i} \sqrt{\pi} [1 - \Phi(\gamma_{\alpha i})] \right\}}{1 - \Phi(\gamma_{\alpha i})}, \quad \alpha = g, m.$$

С учетом того, что длина свободного пробега ионов относительно кулоновских столкновений в предслое плазмы значительно меньше соответствующей длины для столкновений ионов с атомами и длины свободного пробега атомов по отношению к актам ионизации, для вычисления ионных токов $j_{\alpha Z}$, текущих на поверхность металла, можно получить выражения:

$$j_{\alpha Z} = Z e n_{\alpha Z}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right) \bar{V}_i, \quad \alpha = g, m; \quad Z \geq 1;$$

$$\bar{V}_i = \sqrt{k_B T_e \frac{\sum_{\delta = g, m; Z \geq 1} (Z + T/T_e) n_{\delta Z}^0}{\sum_{\delta = g, m; Z \geq 1} M_{\delta} n_{\delta Z}^0}}. \quad (10)$$

Здесь следует отметить, что скорость ионов \bar{V}_i на внешней границе слоя пространственного заряда должна удовлетворять критерию образования этого слоя (критерию Бома). Тогда, подставив полученные выражения в формулу (9), можно найти полное падение потенциала в кнудсеновском слое плазмы.

В качестве второй границы для получения балансных соотношений выбирается внешняя граница слоя пространственного заряда, являющегося в рассматриваемых условиях бесстолкновительным. Такой выбор обусловлен тем, что уже определены концентрации и скорость ионов (10), а функции распределения атомов газа и металла можно считать неизменными в пределах данного слоя. В этом случае, используя явный вид функций распределения тяжелых частиц на указанных границах, легко получить искомые балансные соотношения [15]:

$$n_{\alpha s} T_s^{1/2} = \left(n_{\alpha 0}^0 \left[2\gamma_{\alpha} \sqrt{\pi} + \beta_{\alpha 0} \left\{ \exp(-\gamma_{\alpha}^2) - \gamma_{\alpha} \sqrt{\pi} [1 - \Phi(\gamma_{\alpha})] \right\} \right] \right) T^{1/2} + \left(\sum_{Z \geq 1} n_{\alpha Z}^0 \left[2\gamma_{\alpha} \sqrt{\pi} + \exp\left(-\frac{1}{2}\right) w_{\alpha i} \right] \right) T^{1/2}, \quad (11)$$

$$\alpha = g, m; \quad \gamma_g = 0; \quad \gamma_m = \left(\frac{M_m u_m^2}{2k_B T} \right)^{1/2};$$

Здесь T_s , n_{ms} — локальное значение температуры поверхности металла и соответствующая концентрация атомов насыщенного пара; $\Phi(x)$ — интеграл вероятности. Соотношения (11)–(13) представляют собой систему пяти уравнений относительно неизвестных n_{m0}^0 , n_{gs} , β_{m0} , β_{g0} и T . Концентрации ионов $n_{\alpha z}^0$, входящие в эти уравнения, определяются из условия квазинейтральности плазмы, закона Дальтона и уравнений Саха, а температура электронов T_e , безразмерная скорость пара γ_m и температура поверхности T_s являются внешними параметрами.

До тех пор, пока парциальное давление ионизированного пара меньше внешнего давления p^0 , атомы металла, покидающие его поверхность, могут диффундировать в окружающую плазму (диффузионный режим испарения), а давление на поверхность остается практически равным внешнему. В этом случае для определения T_e , γ_m и j за пределами кнудсеновского слоя (в гидродинамической области) используется двухтемпературная модель многокомпонентной плазмы столба электрической дуги, оптического или комбинированного разряда с учетом взаимной диффузии частиц внешнего газа и металлического пара. Когда давление пара, увеличиваясь по мере повышения T_s , становится больше p^0 , начинается разлет пара (конвективный режим испарения), при этом давление на поверхность расплава может намного превышать внешнее давление, а унос потоком пара энергии сублимации атомов с поверхности металла может играть важную роль в ее энергетическом балансе. В случае конвективного режима испарения система (11)–(13) сводится к трем уравнениям (относительно n_{m0}^0 , β_{m0} , T), для замыкания которых используется модель однокомпонентной (металлической) ионизационно-равновесной плазмы.

Найденные с помощью балансных соотношений характеристики плазмы на границе слоя Кнудсена составляют основу для расчета потока тепла и давления плазмы на поверхность испаряющегося металла. В частности, на рис. 11 представлены результаты расчетов плотности теплового потока Q_p , вводимого в металл бестоковой плазмой (например, лазерной) плазмой при диффузионном режиме испарения ($\gamma_m \approx 0$). Величина Q_p возрастает с повышением электронной температуры плазмы, причем в диапазоне $T_e \leq 8000$ К увеличение температуры поверхности сопровождается существенным возрастанием теплового потока, тогда как при больших T_e влияние T_s на величину Q_p ослабляется. Полученные для бестоковой плазмы значения Q_p свидетельствуют о том, что при лазерной обработке металлов с образованием плазменного факела плотности мощности, вводимой лазерным пучком ($Q_L \sim 10^6$ Вт/см²) и лазерной плазмой, могут быть соизмеримы.

Если между плазмой и металлом протекает электрический ток, как, например, в случае лазерно-дуговой сварки, плотность теплового потока Q_p

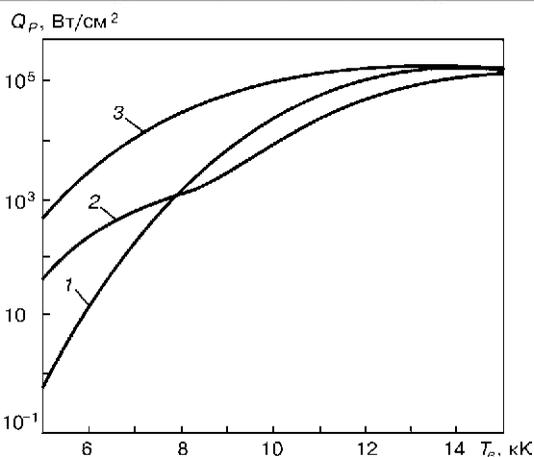


Рис. 11. Зависимость плотности теплового потока, вводимого в металл (Fe) бестоковой плазмой (Ar-Fe), от температуры электронов: 1 — $T_s = 300$; 2 — 2200; 3 — 2800 К

оказывается выше, чем для бестоковой плазмы, увеличиваясь с ростом j . Следовательно, пропускание тока через лазерную плазму посредством возбуждения электрической дуги в зоне лазерного воздействия на изделие позволяет более эффективно передавать металлу энергию, запасенную в лазерной плазме.

Давление на границе кнудсеновского слоя остается постоянным ($p = p^0$) до тех пор, пока температура поверхности металла такова, что соответствующее значение парциального давления пара меньше или равно p^0 , и начинает расти вместе с дальнейшим увеличением T_s . Рост p сопровождается разлетом пара и увеличением давления на поверхность ванны расплава, которое определяет режим проплавления металла в процессе воздействия лазерного пучка, электрической дуги или их комбинации. Роль граничной температуры поверхности, при которой начинается разлет пара во внешнюю среду атмосферного давления, в отсутствие ионизации играет температура кипения металла T_b . Температура поверхности металла, выше которой давление на поверхность начинает превышать атмосферное, при наличии ионизации оказывается существенно меньше T_b и уменьшается с ростом T_e (рис. 12). Таким образом, при лазерной сварке металлов излучением небольшой мощности (не приводящим к образованию лазерной плазмы) использование внешнего ионизатора (электрической дуги) позволяет существенно снизить температуру поверхности, при которой происходит переход от теплопроводностного режима проплавления металла к более эффективному режиму глубокого проплавления.

Для замыкания описанной модели теплового и динамического воздействия на металлы электродуговой плазмы, лазерного пучка или их комбинации необходимо определить распределение температуры поверхности T_s обрабатываемого металла в зоне воздействия рассматриваемого источника тепла. С этой целью можно использовать уравнение теплопроводности в объеме металла совместно с уравнением, определяющим форму свободной поверх-

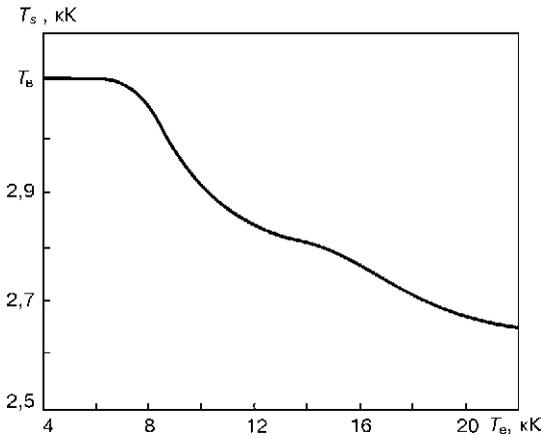


Рис. 12. Зависимость температуры поверхности металла (Fe), при которой давление ионизированного пара равно атмосферному, от температуры электронов в приповерхностной Ag-Fe плазме

ности ванны расплава, при самосогласованном задании в качестве граничных условий соответствующих распределений плотности теплового потока и давления на указанную поверхность.

Взаимодействие лазерного излучения и потока дуговой плазмы с дисперсными материалами. Рассмотрим особенности взаимодействия лазерного излучения с дисперсными материалами. При исследовании нагрева керамических частиц излучением CO₂-лазера необходимо учитывать, что в отличие от металлов, поглощающих лазерное излучение в тонком приповерхностном слое, большинство керамических материалов, являющихся диэлектриками, достаточно прозрачно в ИК-диапазоне и при характерных размерах частиц порядка длины волны излучения поглощают его энергию во всем объеме частицы [16]. Кроме того, неравномерность нагрева частиц, обусловленная интерференционной структурой электромагнитного поля, возбуждаемого в частице лазерным излучением, может приводить к неоднородности распределения поглощательных свойств материала частицы, зависящих от температуры.

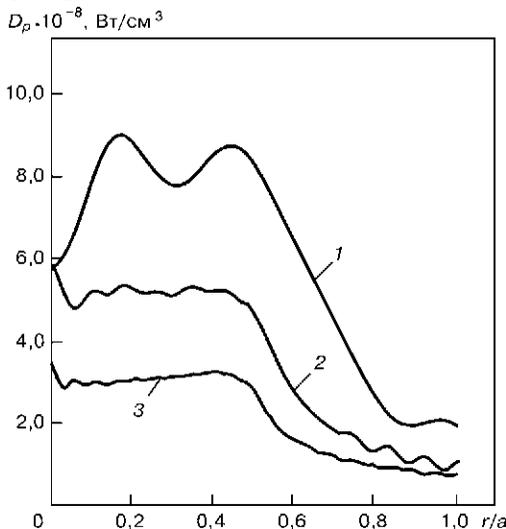


Рис. 13. Распределение поглощаемой мощности по объему частиц SiO₂ при $S^{\text{inc}} = 10^6$ Вт/см²: 1 — $a = 10$; 2 — 30; 3 — 50 мкм

Для нахождения распределения мощности излучения $D_p(r)$, поглощаемой радиально-неоднородной сферической частицей радиусом a , использовался метод слой-аппроксимации, в рамках которого частица условно делится на N однородных слоев с диэлектрической проницаемостью $\epsilon_s = \epsilon'_s + i\epsilon''_s$, постоянной в пределах каждого слоя ($a_{s-1} < r \leq a_s$, где a_s и a_{s-1} — внешний и внутренний радиусы s -го слоя, $s = 1, 2, \dots, N$). С помощью решения задачи дифракции плоской волны на слоисто-неоднородном шаре были получены следующие выражения для расчета поглощаемой мощности при $a_{s-1} < r \leq a_s$ [16]:

$$D_p(r) = \frac{S^{\text{inc}} \epsilon_s''}{8k} \sum_{m=1}^{\infty} (2m+1) \sum_{\gamma=1,2} \times \left\{ \left| d_{\gamma}^{(s)} \right|^2 F_{\gamma}^{(s)}(r) + 2\text{Re} \left[d_{\gamma}^{(s)} \tilde{a}_{\gamma}^{(s)*} H_{\gamma}^{(s)}(r) \right] + \left| \tilde{a}_{\gamma}^{(s)} \right|^2 G_{\gamma}^{(s)}(r) \right\},$$

$$F_1^{(s)} = k_s j_m(k_s r) k_{s-1}^* j_m^*(k_{s-1} r);$$

$$F_2^{(s)} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} [r j_m(k_s r)] \frac{\partial}{\partial r} [r j_m^*(k_s r)] + \frac{m(m+1)}{r^2} j_m(k_s r) j_m^*(k_s r); \quad (14)$$

$$H_{1,2}^{(s)} = F_{1,2}^{(s)}, j_m^*, j_m' \rightarrow n_m^*, n_m'^*;$$

$$G_{1,2}^{(s)} = F_{1,2}^{(s)}, j_m, j_m' \rightarrow n_m, n_m';$$

$$j_m^* \rightarrow n_m, n_m', n_m^*, n_m'^*.$$

Здесь S^{inc} — интенсивность падающего на частицу лазерного излучения; $j_m(x)$, $n_m(x)$ — сферические функции Бесселя и Неймана m -го порядка; $k_s = k\sqrt{\epsilon_s}$, а величины $d_{1,2}^{(s)}$, $\tilde{a}_{1,2}^{(s)}$ находятся с помощью рекуррентных соотношений.

Были рассчитаны радиальные распределения поглощаемой мощности в однородных частицах Al₂O₃, SiO₂ и TiO₂. В случае Al₂O₃ и TiO₂ величина D_p убывает от поверхности частицы к ее центру, причем с увеличением a , особенно для частиц из сильно поглощающего материала (TiO₂), неравномерность нагрева усиливается. Для частиц SiO₂ максимум поглощения, расположенный внутри частицы, уменьшается с ростом ее радиуса (рис. 13), в результате чего нагрев частиц SiO₂ при увеличении a происходит более равномерно.

Для расчета пространственно-временного распределения температуры $T_p(r, t)$ в частице, нагреваемой лазерным излучением, использовалось нестационарное уравнение теплопроводности с распределенным источником тепла:

$$\rho_p \bar{C}_p \frac{\partial T_p}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \chi_p \frac{\partial T_p}{\partial r} \right) + D_p. \quad (15)$$

Здесь ρ_p — плотность; χ_p — коэффициент теплопроводности; \bar{C}_p — эффективная теплоемкость материала частицы, вычисляемая с учетом скрытой теплоты плавления и парообразования, а распределение $D_p(r, t)$ рассчитывалось по формулам (14).

В предположении, что частица находится в потоке холодного газа с температурой T_{ext} , краевые условия к уравнению (15) задавались в виде

$$T_p(r) \Big|_{t=0} = T_0; \quad \frac{\partial T_p}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0; \quad (16)$$

$$-\left(\chi_p \frac{\partial T_p}{\partial r} \right) \Big|_{r=a} = \alpha_\tau (T_s - T_{ext}) + \beta_\tau \sigma_0 (T_s^4 - T_{ext}^4),$$

где T_0 — исходная температура частицы; β_τ — степень черноты материала частицы; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана; α_τ — коэффициент теплоотдачи, определяемый из критериальной зависимости. При проведении расчетов рассматривались случаи, когда оптические свойства материалов (Al_2O_3 , SiO_2) изменялись с температурой и когда они были постоянными. В первом случае предполагалось, что действительная часть комплексной диэлектрической проницаемости материала не зависит от температуры, а мнимая часть, обратно пропорциональная длине свободного пробега фононов, $\epsilon''(T_p) = A C_p(T_p) / \chi_p(T_p)$, где постоянная A определяется по известному значению ϵ'' при $T_p = T_0 = 293$ К.

Как показали расчеты при $S^{inc} = 10^6$ Вт/см², $a = 30$ мкм, неоднородное распределение источников тепла в частицах приводит к тому, что даже при $\epsilon = const$ температура поверхности частицы Al_2O_3 растет быстрее, чем температура ее центра, тогда как в случае SiO_2 наблюдается обратная картина (рис. 14). В соответствии с этим частица SiO_2 нагревается таким образом, что при $r = 1,5$ мкм реализуются условия взрывообразного испарения ее материала и радиус частицы скачкообразно уменьшается до указанного значения. Поглощаемая оставшимся материалом мощность излучения оказывается настолько малой, что частица начинает остывать.

При учете температурной зависимости оптических свойств материалов неоднородность нагрева частиц Al_2O_3 усиливается, а частиц SiO_2 несколько ослабляется (рис. 14). Это связано с перераспределением ϵ'' , а следовательно, и D_p по объему частиц. Учет зависимости диссипативных свойств материалов от температуры приводит также к увеличению расчетной скорости нагрева частиц Al_2O_3 , по сравнению с приближением однородных частиц, и к ее снижению в случае SiO_2 . Причиной этого являются соответствующие изменения сечений поглощения Q^d лазерного излучения рассматриваемыми частицами в процессе их нагрева [16].

Применительно к условиям плазменного напыления покрытий разработана математическая модель процессов нагрева и движения мелкодисперсных частиц в турбулентной плазменной струе, генерируемой дуговым плазматроном косвенного действия (с гладким каналом). Моделирование такой струи в зависимости от размеров канала сопла-анода используемого плазматрона, режима его работы и рода плазмообразующего газа

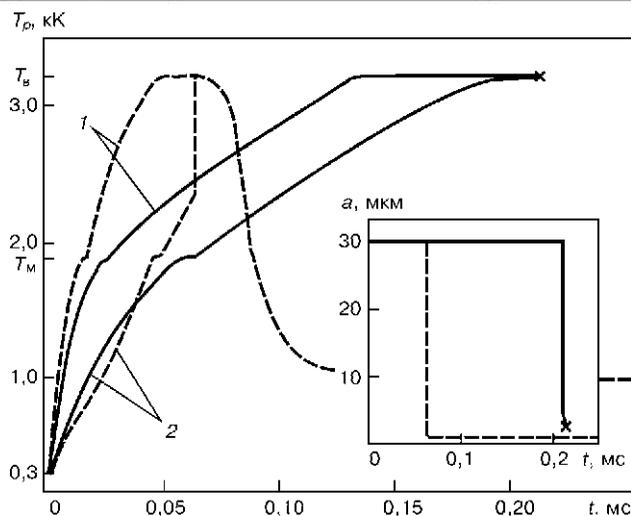


Рис. 14. Изменение во времени радиуса и температуры в центре (1) и на поверхности (2) частицы SiO_2 : сплошная кривая — $\epsilon = \epsilon' + i\epsilon''(T_p)$; штриховая — $\epsilon = const$; X — тепловой взрыв частицы

проводится на основе системы уравнений для описания разряда в дозвуковом турбулентном потоке газа, предложенной выше. Расчет температурного поля напыляемой частицы (предполагаемой сферической) при движении в слабозапыленной струе с известными распределениями температуры и скорости плазмы осуществляется с использованием уравнения теплопроводности (15) без учета внутреннего источника тепла ($D_p = 0$). Это уравнение решается при краевых условиях (16), где под T_{ext} следует понимать температуру плазмы в точке нахождения частицы. Расчет траектории и скорости частицы в зависимости от начального диаметра, материала частицы и условий ее ввода в струю сводится к решению уравнения движения частицы под действием силы аэродинамического сопротивления. Значения коэффициентов теплообмена и лобового сопротивления частицы вычисляются на основе критериальных зависимостей для обтекания сферы.

Для компьютерной реализации разработанной модели создано программное обеспечение CASPSP, представляющее собой пакет прикладных программ, позволяющих производить расчет характеристик турбулентных плазменных струй, а также моделировать процессы нагрева и движения напыляемых частиц [17]. Данное программное обеспечение предназначено для выбора оптимальных параметров режима напыления, имеет удобный интерфейс пользователя для работы в операционных системах Windows 9x/NT/2000 и может быть полезно при разработке различных технологий плазменного напыления.

Для оценки адекватности описанной математической модели и программного обеспечения для ее компьютерной реализации было проведено экспериментальное исследование и соответствующее компьютерное моделирование процессов плазмен-

ного напыления частиц Ni и Al₂O₃. Показано вполне удовлетворительное соответствие расчетных данных с экспериментальными [17].

1. Steen W. M. Arc augmented laser processing of materials // J. Appl. Phys. — 1980. — 51, N 11. — P. 5636–5641.
2. Diebold T. P., Albright C. E. «Laser-GTA» welding of aluminium alloy 5052 // Welding J. — 1984. — 63, N 6. — P. 18–24.
3. TIG or MIG arc augmented laser welding of thick mild steel plate / J. Matsuda, A. Utsumi, M. Katsumura et al. // Joining and Materials. — 1988. — N 1. — P. 31–34.
4. Yoneda M., Katsumura M. Laser hybrid processing // J. JWS. — 1989. — 58, N 6. — P. 427–434.
5. Walduck R. P., Biffin J. Plasma arc augmented laser welding // Welding and Metal Fabr. — 1994. — 62, N 4. — P. 172–176.
6. Tusek J. Sinergic operation of welding arc and laser beam — for practical application or for scientific research only? // Varilna tehnika. — 1996. — 45, N 2. — P. 39–46.
7. Dilthey U., Wieschmann A. Prospects by combining and coupling laser beam and arc welding processes // Rivista Italiana della Saldatura. — 2000. — 52, N 6. — P. 749–759.
8. Коваленко В. С., Кривцун И. В. Комбіновані лазерно-дугові процеси обробки матеріалів. Ч. I. Ефекти комбінованої обробки і способи її реалізації // Наук. вісті НТУУ «КПІ». — 2001. — № 5. — С. 33–44.
9. Коваленко В. С., Кривцун И. В. Комбіновані лазерно-дугові процеси обробки матеріалів. Ч. II. Технологічні
10. Laser-arc discharge: Theory and applications / V. S. Gvozdetzky, I. V. Krivtsun, M. I. Chizhenko et al. — Harwood Acad. publ. — 1995. — Vol. 3. — 148 p. — (Welding and Surfacing Reviews).
11. Seyffarth P., Krivtsun I. V. Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment. — London: Taylor&Francis, 2002. — Vol. 1. — 200 p. — (Welding and Allied Processes).
12. Пат. 5700989 США, МКИ В23К 26/00, 10/00. Combined laser and plasma arc welding torch / I. S. Dykhno, I. V. Krivtsun, G. N. Ignatchenko. — Оpubл. 23.12.97.
13. Кривцун И. В., Чижено М. И. Основы расчета лазерно-дуговых плазмотронов // Автомат. сварка. — 1997. — № 1. — С. 16–23.
14. Сом А. И., Кривцун И. В. Лазер + плазма: поиск новых возможностей в наплавке // Там же. — 2000. — № 12. — С. 36–41.
15. Кривцун И. В. Модель испарения металла при дуговой, лазерной и лазерно-дуговой сварке // Там же. — 2001. — № 3. — С. 3–10.
16. Бушма А. И., Кривцун И. В. Особенности нагрева мелкодисперсных керамических частиц лазерным излучением // Физика и химия обраб. материалов. — 1992. — № 2. — С. 40–48.
17. Компьютерное моделирование процесса плазменного напыления / Ю. С. Борисов, И. В. Кривцун, А. Ф. Мужиченко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 12. — С. 42–51.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВАРКЕ

В. А. СЕРЕНКО, В. Я. ЗУСИН, А. Н. СЕРЕНКО
(Приазов. гос. ун-т, г. Мариуполь, Украина)

Разработана математическая модель перемещения газовых пузырьков в сварочной ванне, учитывающая физико-механические процессы в ней, определяемые режимом сварки, свойствами основного и электродного металлов, степенью пересыщения жидкого металла газом и т. д. Моделирование движения газовых пузырьков в сварочной ванне показывает, что при определенных параметрах сварки они не успевают всплывать, могут захватываться зубчатым фронтом кристаллизации, вызывая образование пор в сварных швах и наплавленном металле.

Mathematical model of movement of gas bubbles in the weld pool has been developed. The model allows for physical-mechanical processes occurring in the weld pool, which are determined by welding conditions, properties of base and electrode metals, degree of oversaturation of liquid metal with gas, etc. Modelling of movement of the gas bubbles in the weld pool shows that under certain welding conditions they have no time to float to the surface and may be trapped by a serrated solidification front, thus causing formation of pores in the weld and deposited metal.

Процесс порообразования относится к сложным физико-химическим явлениям и его развитие обусловлено не только свойствами исходного металла, но и параметрами сварки [1]. Для получения количественных результатов процесса порообразования построим все рассуждения применительно к сварке и наплавке алюминия и его сплавов. Как установлено в [2–5], основной причиной порообразования при сварке алюминия и его сплавов является водород, попадающий в металл сварочной ванны из основного и присадочного металла.

Примем, как и в [6, 7], что стенка кратера передней части сварочной ванны является частью шарового сегмента радиусом R_0 , шириной провара B и глубиной провара h (рис. 1), а изотермическая поверхность фронта кристаллизации (задняя часть ванны) может быть описана универсальным уравнением, включающим параметры $l_{\text{жн}}$, $B/2$, H [8–10].

Предположим, что одиночный газовый пузырек радиусом r_0 находится в жидком металле сварочной ванны с начальными координатами x_0 ,

z_0 (в диаметральной плоскости ванны). Дальнейшее поведение пузырька определяется действием выталкивающей (архимедовой) силы и равнодействующей сил поверхностного натяжения в неоднородно нагретой жидкости. Кроме того, пузырек перемещается вместе с движением металла сварочной ванны, характер которого зависит от формы и размеров ванны, места расположения пузырька и других факторов [11, 12].

Изобразим движущийся в жидкости пузырек (рис. 2, а) в произвольном положении его траектории, определяемом координатами центра пузырька $A(x, z)$. Результирующая скорость перемещения пузырька в ванне v_p будет равна геометрической сумме переносной скорости $v_{\text{ж}}$, скорости всплывания v_v и градиентной скорости v_T в сторону повышения температуры.

Скорость всплывания газового пузырька в жидком металле, имеющем однородную температуру по объему, определяется размером пузырька, вязкостью и плотностью жидкости [13].

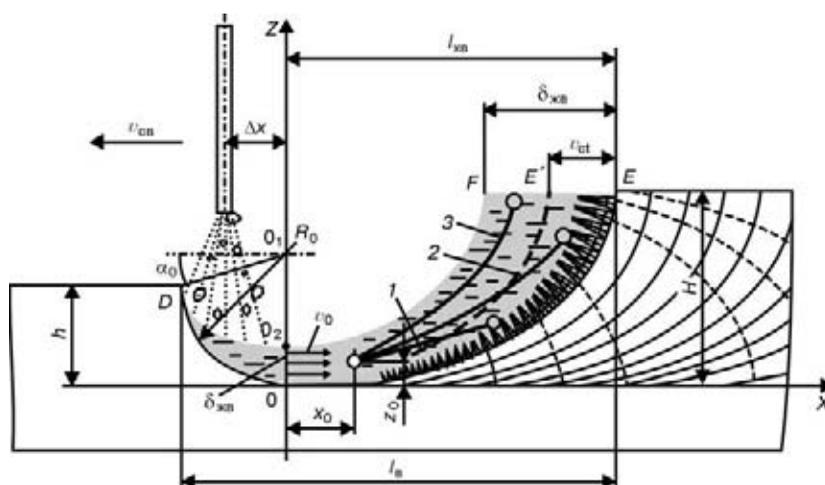


Рис. 1. Параметры сварочной ванны

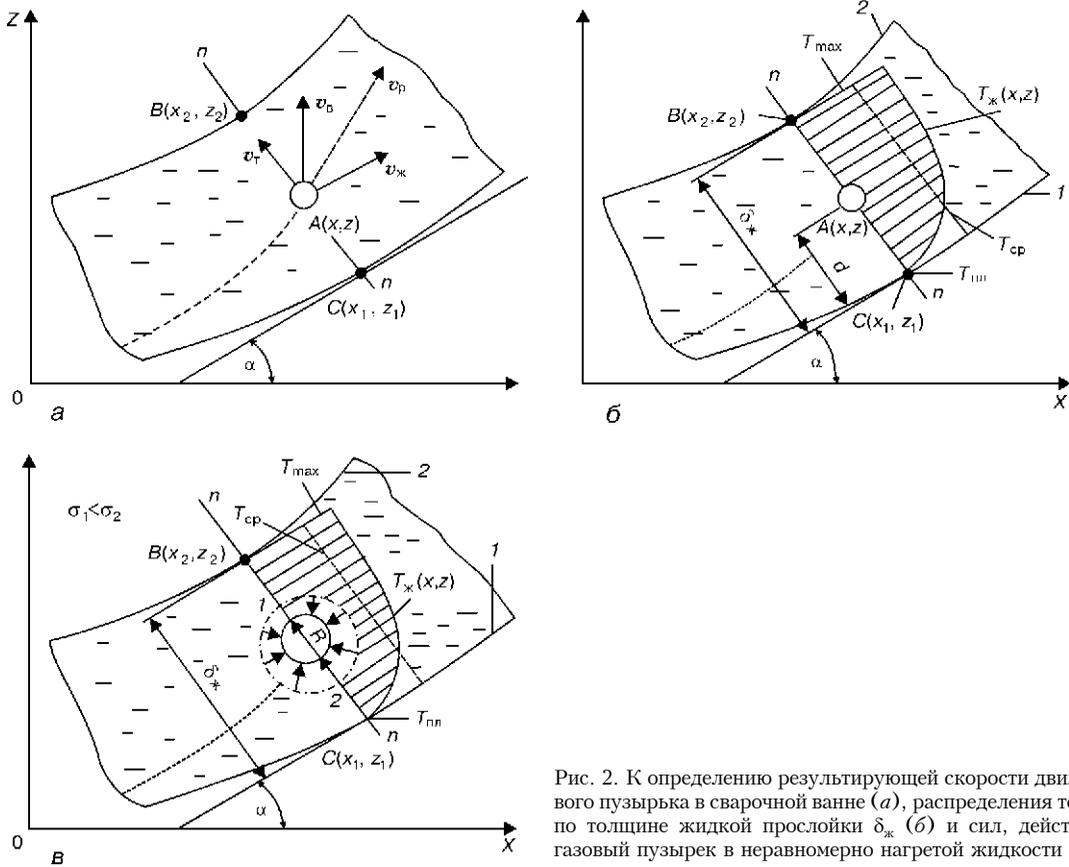


Рис. 2. К определению результирующей скорости движения газового пузырька в сварочной ванне (а), распределения температуры по толщине жидкой прослойки $\delta_{ж}$ (б) и сил, действующих на газовый пузырек в неравномерно нагретой жидкости (в)

Для пузырьков радиусом не более 0,75 мм скорость всплытия может быть определена соответственно по выражениям

$$v_b = \frac{2}{9} \frac{g(\rho_{ж} - \rho_r)}{\mu} r^2;$$

$$v_b = \left[\frac{g(\rho_{ж} - \rho_r)r}{\rho_{ж} + \rho_r} + \frac{\sigma}{r(\rho_{ж} + \rho_r)} \right]^{1/2}, \quad (1)$$

где g — ускорение силы тяжести, м/с²; $\rho_{ж}$, ρ_r — плотность соответственно жидкости и газа пузырька, г/м³; μ — динамическая вязкость жидкости, Па·с; σ — поверхностное натяжение жидкого металла, Н/м.

По мере движения газового пузырька в расплаве сварочной ванны его положение относительно поверхностей фронта кристаллизации и зеркала ванны изменяется. Поскольку температура в сварочной ванне распределяется неравномерно [14, 15], то движущийся пузырек будет попадать в зоны с различной температурой, что изменит скорость его всплытия, так как входящие в формулы (1) параметры $\rho_{ж}$, μ и σ зависят от температуры расплава. В ряде работ [16–18] получены параметрические уравнения для определения названных характеристик в зависимости от температуры жидкого металла:

$$\rho_{ж} = (a - b)(T - T_{пл}); \quad \mu = c + \frac{d}{T^2};$$

$$\sigma = \sigma_{пл} - \frac{d\sigma}{dT}(T - T_{пл}), \quad (2)$$

где $a, b, c, d, d\sigma/dT$ — коэффициенты, зависящие от типа металла или сплава; $T_{пл}$, $\sigma_{пл}$ — температура и поверхностное натяжение в точке плавления.

Для определения температуры металла в текущей точке $A(x, z)$, рис. 2, б) необходимо знать величину и характер ее распределения по толщине жидкой прослойки в сечении, проходящем через эту точку (сечение $n-n$). Толщина жидкой прослойки $\delta_{ж}$ равна отрезку CB прямой $n-n$, проходящей через точку A и являющейся нормалью к кривой в точке $C(x_1, z_1)$.

Решив совместную систему уравнений кривых 1, 2 и нормали $n-n$ (рис. 2), получим

$$\delta_{ж} = \sqrt{(x_1 - x_2)^2 + (z_2 - z_1)^2}, \quad (3)$$

где

$$z_1 = a_1 x_1^2; \quad z_2 = a_2 x_2^2 + \delta_{жн};$$

$$a_1 = \frac{H}{l_{XB}^2}; \quad a_2 = \frac{H - \delta_{жн}}{(l_{XB} - \delta_{жв})^2};$$

$$x_1 = \sqrt[3]{-q + \sqrt{q^2 + p^3}} + \sqrt[3]{-q - \sqrt{q^2 + p^3}};$$

$$x_2 = \sqrt{\left(\frac{1}{4a_1 a_2 x_1}\right)^2 - \frac{1}{a_2} \left(\delta_{жн} - z_1 - \frac{1}{2a_1}\right) - \frac{1}{4a_1 a_2 x_1}};$$

$$q = \frac{x}{4a_1^2}; \quad p = \frac{1 - 2a_1 z}{6a_1^2}.$$

Для удобства последующих расчетов целесообразно использовать относительное расстояние ξ от точки $C(x_1, z_1)$ до точки $A(x, z)$ (рис. 2, б):

$$\xi = \frac{d}{\delta_{ж}} = \sqrt{\frac{(x_1 - x)^2 + (z - z_1)^2}{(x_1 - x_2)^2 + (z_2 - z_1)^2}} \quad (4)$$

Как упоминалось выше, температура расплава в сварочной ванне распределена неравномерно, особенно по толщине. В работе [14] проводилось измерение температуры в различных зонах ванны с помощью платино-платинородиевой термопары. Эксперименты показали, что температура в сварочной ванне изменяется в широком диапазоне: от температуры, близкой к кипению металла (в пятне нагрева), до температуры плавления вблизи фронта кристаллизации.

Известны попытки теоретического определения средней температуры сварочной ванны на основе решения уравнения предельного состояния процесса распространения тепла быстродвижущегося мощного источника в полубесконечном теле [1]. Однако полученные значения температуры при таком расчете значительно выше экспериментальных [19, 20]. Установлено, что средняя температура сварочной ванны практически не зависит от режима сварки.

Аналогично результатам исследования [21] можно вывести зависимость изменения температуры металла ванны по мере удаления вдоль нормали $n-n$ от поверхности фронта кристаллизации (рис. 2, б, кривая 1) до зеркала ванны (рис. 2, б, кривая 2) в виде

$$T = T_{\max}[1 - (1 - \xi)^m] + T_{\text{пл}}(1 - \xi)^m, \quad (5)$$

где T_{\max} , $T_{\text{пл}}$ — температура металла соответственно на поверхности ванны и на фронте кристаллизации, К; m — показатель, характеризующий скорость изменения температуры.

Наличие резкого градиента температур изменяет движение газовых пузырьков в жидкости, поскольку появляется равнодействующая сил поверхностного натяжения R (рис. 2, в) и соответственно составляющая скорости в сторону повышения температуры [21–23]:

$$v_{\tau} = \frac{r}{2\mu} \frac{d\sigma}{dT} \frac{dT}{dn}, \quad (6)$$

где $d\sigma/dT$ — температурный коэффициент поверхностного натяжения, Н/(м·°С); dT/dn — градиент температуры жидкости в направлении нормали n , °С/м.

Переносная скорость перемещения газового пузырька в сварочной ванне равна скорости движения жидкого металла $v_{ж}$, значение которой зависит от параметров режима сварки (наплавки).

Авторы большинства работ, посвященных определению гидродинамических параметров жидкого металла сварочной ванны [6, 7 и др.], ограничивались анализом его состояния на передней стенке кратера ванны (см. рис. 1, от точки D до точки O). В то же время порообразование происходит в кристаллизирующейся задней части ванны

(от точки O до точки F), поэтому необходимо рассмотреть движение жидкого металла в этой области ванны.

В работах [24–27] показано, что скорость осевого потока жидкого металла достигает наибольшего значения в самой нижней плоскости сечения кратера ванны (см. рис. 1, сечение 00_1) и по мере перемещения в хвостовую часть ванны замедляется.

Примем в первом приближении, что проекция скорости $v_{ж}$ на ось X изменяется по линейному закону от v_0 (в сечении 00_1) до $v_{св}$ (в сечении EF), тогда

$$v_{жx} = (v_0 - v_{св}) \left(1 - \frac{Z}{H}\right) + v_{св}, \quad (7)$$

где $v_{св}$ — скорость сварки (наплавки), м/с.

Проекция $v_{ж}$ на ось Z изменяется по более сложному закону: в сечении 00_1 и в сечении EF $v_{жz} = 0$, а в промежутке от $Z > 0$ до $Z < H$ — по параболическому закону, при условии равенства проекции вектора переноса количества движения на ось Z для средней скорости $v_{жz}^{\text{cp}} = \frac{H}{\delta_{жв}} v_{св}$ и скорости, изменяющейся по закону параболы. Можно показать, что $v_{жz}$ будет определяться по зависимости

$$v_{жz} = \frac{6v_{св}}{H\delta_{жв}} Z(H - Z). \quad (8)$$

Примем, что скорость у дна сварочной ванны v_0 будет определяться в соответствии с работой [7] и сделаем поправку на изменение скорости под влиянием присоединяемой массы к жидкой прослойке вследствие плавления электрода

$$v_0 = K_n \left\{ \frac{[1 + 4AB(v_{св} + AC)]^{1/2} - 1}{2AB} \right\}. \quad (9)$$

Размеры ванны (длина, ширина и глубина проплавления) могут быть определены расчетом или по параметрическим уравнениям, полученным на основе экспериментальных данных.

Поправочный коэффициент K_n определяется, исходя из следующих соображений. В реальном процессе сварки плавящимся электродом через сечение 00_1 (см. рис. 1) секундный массовый расход жидкости увеличится в результате присоединяемой массы расплавленного металла электрода, что не учитывалось при выводе формулы (9). Увеличение массы металла, проходящей через сечение 00_1 , приведет к уменьшению скорости его течения в соответствии с выражением [6]

$$M_0 v_0 = M_0' v_0', \quad (10)$$

где M_0 , M_0' — секундные массовые расходы жидкости в сечении 00_1 при сварке плавящимся и неплавящимся электродом; v_0 , v_0' — скорости потока жидкости в том же сечении для тех же условий сварки.

Доля расплавленной массы металла шва пропорциональна площади проплавления $F_{\text{пр}}$, а доля

наплавленной массы, проходящей через сечение 00_1 , пропорциональна той части наплавленного металла, которая приходится на головную часть ванны. Тогда поправочный коэффициент K_n рассчитываем по зависимости

$$K_n = \frac{F_{пр}}{F_{пр} + F'_н}, \quad (11)$$

где $F'_н$ — площадь наплавленного металла, полученная за время прохождения дугой головной части ванны, m^2 .

Наиболее сложной проблемой при анализе гидродинамической обстановки в сварочной ванне является определение толщины жидкой прослойки под дугой. Об этом можно судить по значительному расхождению взглядов и оценок по ее формированию и значению в многочисленных теоретических и экспериментальных работах.

На наш взгляд, наиболее строгий аналитический подход к оценке толщины прослойки сделан в работе [6], поэтому, используя ее метод, запишем следующее выражение:

$$\delta_{жz} = h_b \frac{v_{св}}{v_z}, \quad (12)$$

где h_b — геометрический параметр ванны; v_z — скорость потока жидкой прослойки на передней стенке кратера ванны в рассматриваемом сечении ванны, m/c .

Толщина жидкой прослойки на дне ванны будет увеличиваться на значение, обратное коэффициенту K_n (11).

По мере движения жидкого металла в хвостовую часть ванны будет также происходить увеличение его массы за счет плавления электрода, что приведет к увеличению толщины жидкой прослойки $\delta_{жв}$ (по сравнению с ее толщиной у дна ванны) на величину

$$\frac{1}{K_{пв}} = 1 + \frac{F'_н S_{хв}}{F_{пр} S_B}, \quad (13)$$

где $S_{хв} = \pi B_b l_{хв} / 4$ — площадь проекции хвостовой части ванны, m^2 .

Таким образом, уточненные значения толщины жидкой прослойки на дне сварочной ванны и в ее верхней части (см. рис. 1) можно определить по зависимостям

$$\delta_{жн} + \delta'_{жн} \frac{1}{K_n}; \quad \delta_{жв} = \delta'_{жв} \frac{1}{K_{пв}}. \quad (14)$$

В соответствии со схемой, приведенной на рис. 2, можно определить результирующий вектор скорости движения газового пузырька в ванне как геометрическую сумму всех составляющих

$$v_p = v_b + v_r + v_{ж}. \quad (15)$$

При этом необходимо учитывать, что радиус пузырька газа r будет изменяться с течением времени t в соответствии с выражением из [1]

$$r = \sqrt{r_0^2 + 2D \frac{\Delta c_{ж}}{c_r} t}, \quad (16)$$

где r_0 — начальный радиус газового пузырька ($t = 0$), m ; $\Delta c_{ж}$ — пересыщение жидкого металла газами, $cm^3/100 г$; c_r — количество газа в единице объема, cm^3/cm^3 .

Коэффициент диффузии D зависит от температуры расплава в точке нахождения газового пузырька и определяется по зависимости

$$D = D_0 \exp(-U/RT), \quad (17)$$

где D_0 — коэффициент, зависящий от типа материала, cm^2/c ; U — теплота активации диффузии, $кал/(моль \cdot ^\circ C)$; R — газовая постоянная, $кал/(моль \cdot ^\circ C)$.

С учетом формул (2), (5), (6)–(9), (17) можно получить выражения для проекций результирующей скорости v_p (15) на оси координат x, z :

$$\begin{cases} v_{px} + v_{bx} + v_{rx} + v_{jx}, \\ v_{pz} = v_{bz} + v_{tz} + v_{jz}. \end{cases} \quad (18)$$

Поскольку проекции скорости на оси координат равны первым производным от соответствующих координат по времени, то заменяя v_{px}, v_{pz} на $dx/dt, dz/dt$, придем к уравнениям

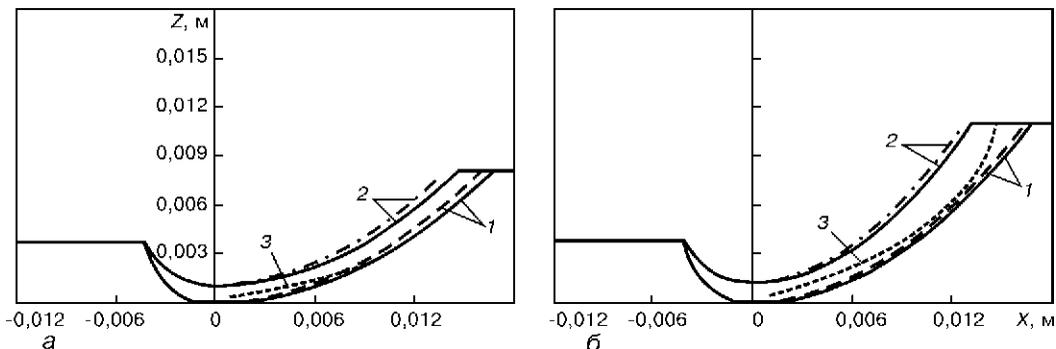


Рис. 3. Результаты расчета траектории газового пузырька ($r_0 = 0,3$ мм) в сварочной ванне: а — $v_{св} = 25$; б — 15 м/ч; 1 — фронт кристаллизации в исходном положении (сплошная кривая) и после перемещения за время t (штриховая); 2 — граница ванны (сплошная и штриховая то же, что и у кривой 1); 3 — траектория пузырька

$$\begin{cases} \frac{dx}{dt} = v_{bx} + v_{tx} + v_{жx}, \\ \frac{dz}{dt} = v_{bz} + v_{tz} + v_{жz}. \end{cases} \quad (19)$$

Правые части уравнений (19) включают коэффициенты и функции, содержащие координаты пузырька x , z и время t . Решение системы (19) позволяет найти закон движения пузырька, т.е. получить зависимости x и z движущегося пузырька в функции времени t . Путем исключения из уравнений $x = f(t)$, $z = f(t)$ времени t можно получить уравнение его траектории $z = f(x)$, позволяющее оценить вероятность пересечения траектории пузырька подвижного фронта кристаллизации сварочной ванны и, следовательно, вероятность образования пористости шва или наплавляемого металла. Так, если пузырек будет двигаться по траектории 1 (см. рис. 1), то после достижения им движущегося фронта кристаллизации $0E$ возможен его захват растущими кристаллами, что приведет к образованию поры в этой зоне шва. Движение пузырька по траектории 2 (см. рис. 1) вызовет образование поры в верхней части шва. Если за время t пузырек достигнет свободной поверхности жидкой ванны, то он покинет ее и поры образовываться не будут (траектория 3).

Учитывая, что общее решение системы дифференциальных уравнений (19), содержащих переменные коэффициенты, еще не найдено и получение его весьма затруднительно, авторами разработан алгоритм и составлена Mathcad-программа, позволяющая выполнить решение численным способом на IBM PC в диалоговом режиме. Программным продуктом является пакет Mathcad-2000 профессиональной ориентации.

В качестве иллюстрации получаемых результатов расчета в среде Mathcad по изложенной выше математической модели приведен рис. 3, из которого видно, что траектория газового пузырька может пересекаться с движущимся зубчатым фронтом кристаллизации ванны (рис. 3, а) или выходить на свободную поверхность жидкого металла сварочной ванны (рис. 3, б). В первом случае возникают поры в средней части шва, во втором — поры не образуются.

Таким образом, представленная математическая модель (сокращенный вариант) порообразования позволяет дифференцированно оценить влияние различных параметров процесса сварки на вероятность образования пор в металле шва и наметить меры по борьбе с ними.

1. Походня И. К. Газы в сварных швах. — М.: Машиностроение, 1972. — 256 с.
2. Редчиц В. В. и др. Оценка эффективности мер предупреждения пор в швах активных металлов при сварке

3. Никифоров Г. Д., Редчиц В. В. Механизм зарождения в сварочной ванне пузырьков газа при сварке активных металлов // Там же. — 1977. — № 8. — С. 53–56.
4. Зусин В. Я., Серенко В. А. Особенности дегазации сварочной ванны при наплавке алюминиевых сплавов порошковой проволокой // Вестн. Приазов. гос. техн. ун-та: Сб. науч. трудов. — 1995. — Вып. 1. — С. 189–191.
5. Зусин В. Я., Серенко В. А. Пути повышения плотности металла при наплавке алюминиевых сплавов порошковыми проволоками // Автомат. сварка. — 1996. — № 8. — С. 39–41.
6. Размышляев А. Д. Гидродинамические параметры пленки жидкого металла на передней стенке кратера ванны при дуговой сварке // Автомат. сварка. — 1982. — № 1. — С. 20–25.
7. Болдырев Л. М., Биржев В. А., Черных А. В. К расчету параметров жидкого металла на дне сварочной ванны при дуговой сварке // Свароч. пр-во. — 1992. — № 2. — С. 31–33.
8. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке. — М.: Металлургия, 1968. — Т. 1. — 695 с.
9. Теория сварочных процессов / Под ред. В. В. Фролова. — М.: Высш. шк., 1988. — 559 с.
10. Прохоров Н. Н., Прохоров Никол. Н. Обобщенное уравнение поверхности фронта кристаллизации при сварке // Свароч. пр-во. — 1969. — № 8. — С. 1–4.
11. Серенко В. А., Зусин В. Я. Анализ процесса порообразования в сварном шве. Ч. 1 // Вестн. Приазов. гос. техн. ун-та: Сб. науч. трудов. — 1999. — Вып. 9. — С. 171–176.
12. Серенко В. А., Зусин В. Я. Анализ процесса порообразования в сварном шве. Ч. 2 // Там же. — 2000. — Вып. 8. — С. 155–159.
13. Нesis Е. И. Кипение жидкостей. — М.: Наука, 1973. — 280 с.
14. Походня И. К., Фрумн И. И. О температуре сварочной ванны // Автомат. сварка. — 1955. — № 5. — С. 13–15.
15. Рабкин Д. М. Распределение температур в ванне при автоматической сварке алюминия // Автомат. сварка. — 1956. — № 2. — С. 1–11.
16. Еришов Г. С., Бычков Ю. Б. Свойства металлургических расплавов и их взаимодействие в сталеплавильных процессах. — М.: Металлургия, 1983. — 216 с.
17. Ниженко В. И., Флока Л. И. Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов: Справочник. — М.: Металлургия, 1981. — 208 с.
18. Андронов В. Н., Чекин Б. В., Нестеренко С. В. Жидкие металлы и шлаки: Справочник. — М.: Металлургия, 1977. — 128 с.
19. Ерохин А. А. Основы сварки плавлением. Физико-химические закономерности. — М.: Машиностроение, 1973. — 448 с.
20. Фрумн И. И., Походня И. К. Исследование средней температуры сварочной ванны // Автомат. сварка. — 1995. — № 4. — С. 18–20.
21. Явойский В. И., Явойский А. В., Сизов А. М. Применение пульсирующего дутья при производстве стали. — М.: Металлургия, 1985. — 176 с.
22. Братухин Ю. К., Евдокимова О. А., Пшеничников А. Ф. Движение газовых пузырей в неоднородно нагретой жидкости // Изв. АН СССР. Механика жидкости и газа. — 1979. — № 5. — С. 55–57.
23. Явойский В. И., Дорофеев Г. А., Повх И. Л. Теория продувки сталеплавильной ванны. — М.: Металлургия, 1974. — 496 с.
24. Демянцевиц В. П., Матюхин В. И. Особенности движения жидкого металла в сварочной ванне при сварке неплавящимся электродом // Свароч. пр-во. — 1972. — № 10. — С. 1–3.
25. Столбов В. И. и др. Движение металла в ванне при сварке трехфазной дугой глубоким проплавлением // Там же. — 1976. — № 9. — С. 51–53.
26. Размышляев А. Д. Исследование скорости движения жидкого металла в сварочной ванне при дуговой наплавке под флюсом // Там же. — 1979. — № 9. — С. 3–5.
27. Петров Г. А. Гидравлика переменной массы. — Харьков: Харьк. политехн. ин-т, 1964. — 223 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО БАЛАНСА ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ

К. А. ЮЩЕНКО, А. В. ЯРОВИЦЫН, П. П. КАЛИНА
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Исследованы условия горения и тепловые характеристики микроплазменной дуги при плазменно-порошковой наплавке на пластину и узкую подложку для токов 15...150 А. Установлено, что введение порошка в микроплазму снижает напряжение дугового разряда на пластине в среднем до 1,5 В и уменьшает общие тепловложения в основной металл на 17...8,6 % в зависимости от мощности дуги. Для наплавки порошком узкой подложки установлена зависимость эффективной мощности нагрева и эффективного КПД от ее ширины.

Conditions of burning and thermal characteristics of the microplasma arc in plasma-powder cladding on a plate and narrow substrate for currents of 15...150 A were studied. An addition of powder to the microplasma was found to reduce the arc discharge voltage at the plate to 1.5 V on the average and decrease the total heat input into the base metal by 17...8.6 %, depending upon the arc power. Dependence of the effective heat power and net efficiency upon the width of a plate was derived for powder cladding on the narrow substrate.

Тридцать лет плазменно-порошковая наплавка (ППН) широко применяется при восстановлении и упрочнении деталей. Основными направлениями развития процесса были создание нового оборудования, порошковых наплавочных материалов с повышенными служебными свойствами и внедрение новых технологий. Большинство решаемых практических задач соответствовало схеме математической модели распространения тепла от нормально-кругового источника на полубесконечном теле. Как правило, не было необходимости в сложных вычислениях, параметры режима наплавки определялись опытным подбором.

Последние десять лет, благодаря минимальным тепловложениям в основной металл и возможности проводить наплавку различными сплавами в широком диапазоне токов, ППН завоевывает новые сегменты рынка: ремонт изделий из жаропрочных никелевых сплавов и наплавка малогабаритных деталей с ограниченной поверхностью (валы, диски малого диаметра, тонкие пластины, узкие подложки). Проблемы борьбы с горячими трещинами в первом случае и обеспечение качественного формирования наплавляемого металла во втором вызывают потребность в специальном конструировании режимов ППН на базе создания рас-

четно-информационных систем, позволяющих с высокой вероятностью моделировать процессы распространения тепла во время всего цикла наплавки. Главные составляющие такой системы — база данных по тепловым характеристикам ППН и расчетный аппарат в виде композиции математических моделей распространения тепла, основанный на использовании расчетных схем Н. Н. Рыкалина [1], В. И. Махненко [2].

Для этого были изучены тепловые характеристики микроплазменной ППН в диапазоне токов 15...150 А. Основными задачами исследований являлись:

- изучение влияния ввода порошка на условия горения микроплазменного разряда на пластине и узкой подложке в области технологических параметров ППН на токах 15...150 А;
- сравнительная оценка тепловложений в основной металл при микроплазменном нагреве образца без порошка и наплавки с порошком в этом диапазоне токов;
- влияние физико-химических свойств присадочного порошка на тепловложение в основной металл при токе 15...150 А;
- основные закономерности эффективности использования порошка при ППН.

Эксперименты проводили для двух схем ППН: на пластину — моделирование тепловых характеристик ремонтной наплавки лопаток турбин (рис. 1, а) и на узкую подложку — моделирование тепловых характеристик ремонтной наплавки уплотнительных элементов газотурбинного оборудования (рис. 1, б).

Для максимального приближения условий эксперимента к реальным условиям наплавки при оценке тепловых характеристик процесса ППН использовали методику калориметрирования наплавленного образца в погружном калориметре,

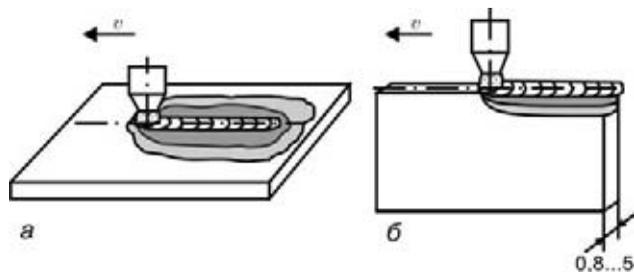


Рис. 1. Схемы плазменно-порошковой наплавки на пластину (а) и узкую подложку (б)

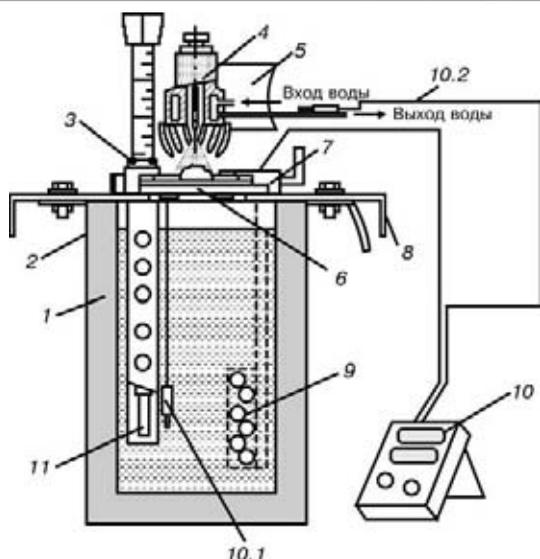


Рис. 2. Схема экспериментальной калориметрической установки (обозначения позиций см. в тексте)

разработанную согласно [3]. Потери тепла в плазмотроне в результате нагрева воды в рубашке охлаждения оценивали по методике проточного калориметра. Экспериментальная установка, схема которой приведена на рис. 2, состоит из калориметра 1 с образцом 3, зажатым в медную обойму 6 для предотвращения рассеивания тепла в атмосферу при наплавке; съемных опорных лепестков 2 и 8 для быстрого сбрасывания обоймы с образцом в калориметр; выводящей планки 7 для поджига дуги; плазмотрона 4 и подвижной консоли 5 привода перемещения; мешалки 9 для выравнивания температуры воды; цифрового термометра сопротивления 10 (10.1 — измерение температуры в калориметре; 10.2 — измерение температуры воды на выходе из рубашки охлаждения плазмотрона); тарировочного метастатического термометра Бэкмана 11. Условия эксперимента следующие: конфигурация плазмотрона $d_{пл}/d_{пор} = 3,5/9$ мм; $v = 4,5$ м/ч; $I = 75...150$ А; $Q_{Ar} = 23$ л/мин; внешняя и внутренняя длина дуги 5 мм; $Q_{воды} = 1,3...1,6$ л/мин на охлаждение плазмотрона; толщина пластины 4 мм, сталь 04X19АФТ. При наплавке использовали порошок 06X13Н4 фракцией 100...300 мкм и порошок типа стеллит 6 фракцией 53...155 мкм.

Количество тепла, переданное за время сварки в пластину в погружном калориметре, определялось как:

$$Q_k = K\Delta T_1, \quad (1)$$

где K — постоянная калориметрической системы; ΔT_1 — прирост температуры калориметрической системы после погружения в него нагретого образца; измерение температуры проводилось термометром сопротивления (рис. 2, поз. 10.1). Количество тепла, отведенное за время сварки из плазмотрона:

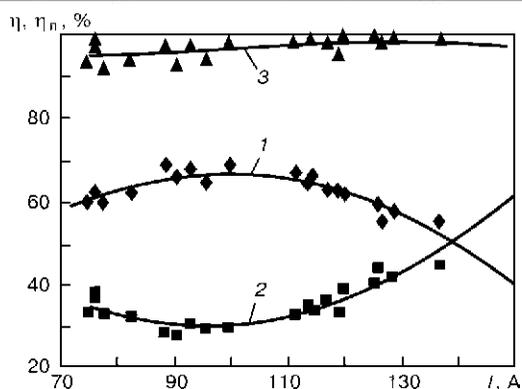


Рис. 3. Энергетический баланс при микроплазменной порошковой наплавке с расходом 4 г/мин порошка 06X13Н4: 1 — эффективный КПД η ; 2 — тепловые потери плазмотрона η_p ; 3 — сумма η и η_p

$$Q_{п} = \sum_{t_i} cm\Delta T_{2i}, \quad (2)$$

где c — теплоемкость воды; m — расход воды в минуту; ΔT_{2i} — разница между текущей температурой воды на выходе из рубашки охлаждения плазмотрона при сварке и температурой воды на входе в рубашку охлаждения; индекс i — номер измерения с момента зажигания дуги. Температуру воды измеряли через 10 с термометром сопротивления (рис. 2, поз. 10.2) на выходе воды из плазмотрона.

По экспериментальным данным составлены регрессионные зависимости в виде полиномов для расчета тепловых характеристик и эффективности использования порошка. Для каждого эксперимента подтверждена сходимость энергетического баланса (рис. 3) — одновременно оценивались расходы тепла дуги на нагрев изделия в погружном калориметре и на нагрев плазмотрона определением теплосодержания воды на выходе из его рубашки охлаждения.

Введение порошка в столб микроплазменного разряда изменяет условия его горения на пластине,

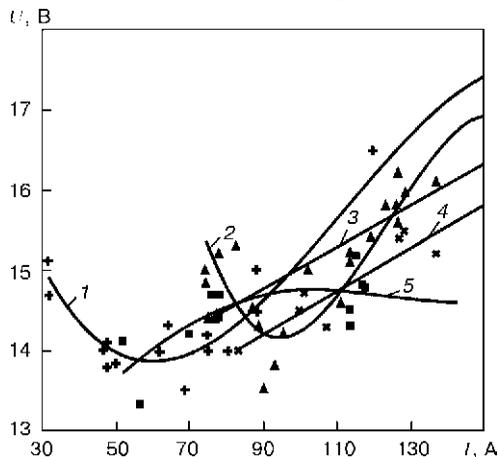


Рис. 4. Вольт-амперная характеристика дугового разряда микроплазмы при нагреве пластины толщиной 4 мм и ППН 4–8–12–16,5 г/мин порошка: 1 — микроплазменный нагрев пластины; 2 — наплавка с расходом 4 г/мин порошка 06X13Н4; 3 — наплавка с расходом 8 г/мин порошка 06X13Н4; 4 — наплавка с расходом 12 г/мин порошка 06X13Н4; 5 — наплавка с расходом 16,5 г/мин порошка стеллит 6

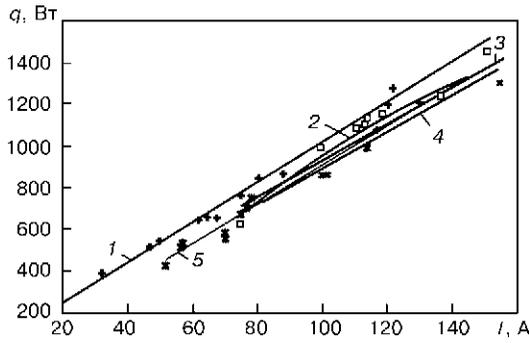


Рис. 5. Эффективная мощность нагрева изделия q микроплазмой и ППН 4–8–12–16,5 г/мин порошка на пластину толщиной 4 мм: 1–5 — то же, что и на рис. 4

снижая напряжение дугового промежутка. При ППН на токах в интервале 75...115 А напряжение сначала стабилизируется в районе 14,5 В, а затем до 150 А наблюдается более плавный рост напряжения относительно незапыленной струи (рис. 4).

Эффективная мощность нагрева изделия q в интервале 75...150 А при нагреве пластины и ППН возрастает линейно с повышением тока (рис. 5). Введение порошка в столб плазменной дуги уменьшает эффективную мощность нагрева пластины в рассматриваемом интервале токов в среднем на 75...135 Вт, что составляет на 17...8,6 % эффективной мощности меньше относительно нагрева образца без порошка. Параметр q уменьшается на 2...3 % с увеличением расхода порошка 06X13H4 на каждые 4 г/мин. Установлено, что различные физико-химические свойства порошка также незначительно изменяют общие тепловложения в основной металл — регрессия q при наплавке 16,5 г/мин порошка типа стеллит 6 занимает промежуточное положение между соответствующими регрессиями q с расходом 8 и 12 г/мин порошка 06X13H4.

При нагреве пластины микроплазмой без порошка зависимость эффективного КПД нагрева изделия η от тока носит пологопадающий характер: эффективный КПД уменьшается с 72 до 60 % (рис. 6). С увеличением расхода порошка от 8 до 12 г/мин при микроплазменной наплавке изменения η от тока ограничены диапазоном 63...59 %, при расходе 16,5 г/мин происходит его стабилизация на 61 %. Тепловые потери в плазмотроне

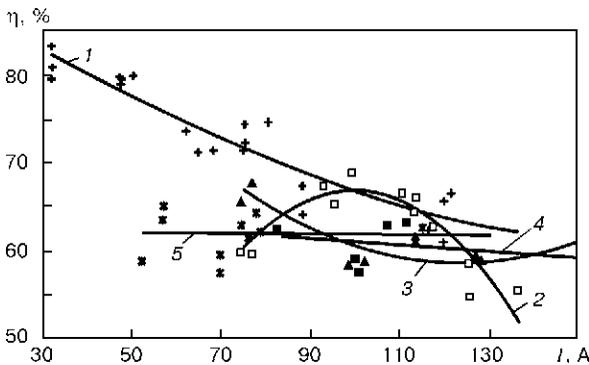


Рис. 6. Эффективный КПД нагрева пластины толщиной 4 мм микроплазмой без порошка и при ППН 4–8–12–16,5 г/мин: 1–5 — то же, что и на рис. 4

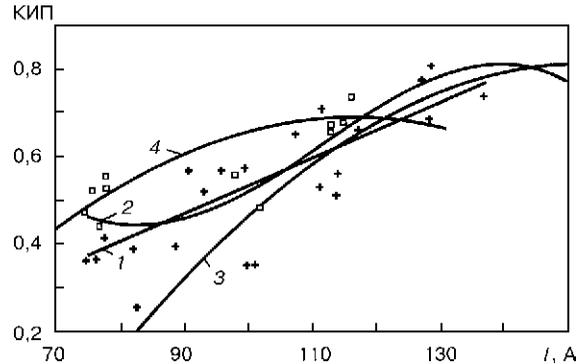


Рис. 7. Коэффициент использования порошка при ППН 4–8–12–16,5 г/мин в зависимости от тока: 1 — наплавка с расходом 4 г/мин порошка 06X13H4; 2 — наплавка с расходом 8 г/мин порошка 06X13H4; 3 — наплавка с расходом 12 г/мин порошка 06X13H4; 4 — наплавка с расходом 16,5 г/мин порошка стеллит 6

при нагреве пластины микроплазмой и ППН составляют 25...40 %.

Особая форма зависимостей эффективной мощности нагрева изделия и эффективного КПД от тока при наплавке с расходом 4 г/мин порошка на рис. 5, 6 объясняется переходным изменением напряжения слабозапыленного дугового промежутка (см. рис. 4).

Важной задачей при ППН является подача оптимального количества порошка в целях минимального проплавления основного металла. Для каждого тока из рабочего диапазона процесса максимальная масса порошка, которая переплавляется в сварочной ванне, ограничена ее теплосодержанием. Коэффициент использования порошка (КИП), представляющий собой отношение массы наплавленного валика к расходу порошка за минуту, зависит от ширины сварочной ванны и температуры плавления порошка; как правило, он составляет 0,4...0,8 в зависимости от тока. Регрессионные зависимости КИП от тока и расхода порошка приведены на рис. 7.

Горение микроплазменной дуги на узкой подложке (см. рис. 1, б) имеет целый ряд особенностей:

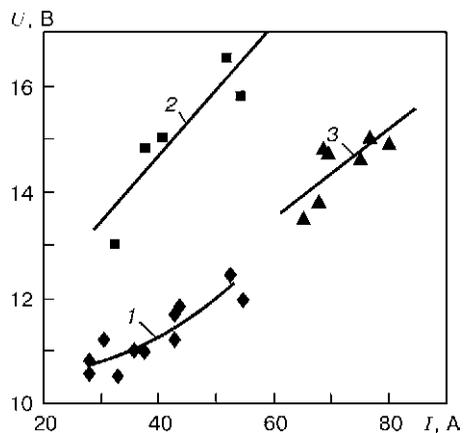


Рис. 8. Вольт-амперная характеристика дугового разряда микроплазмы при ППН узкой подложки с расходом 5 г/мин порошка 17-4PH ANVAL; $v = 6$ м/ч: 1 — конфигурация плазмотрона 3,5/9 мм, наплавка на подложку шириной 3 мм; 2 — конфигурация плазмотрона 3,5/6,2 мм, наплавка на подложку шириной 3 мм; 3 — конфигурация плазмотрона 3,5/6,2 мм, наплавка на подложку шириной 4 мм

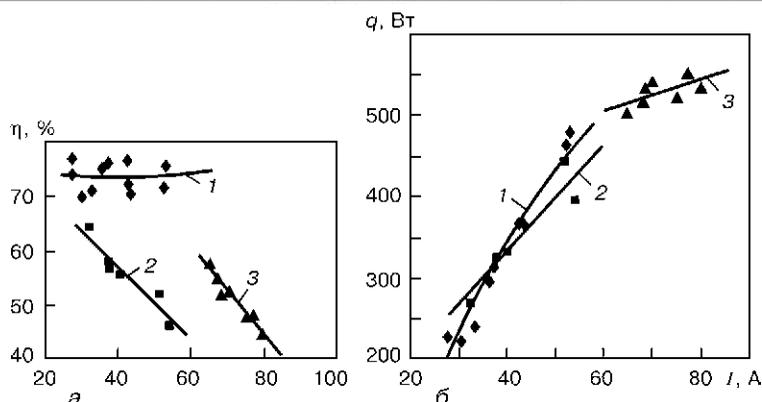


Рис. 9. Эффективные КПД (а) и мощность нагрева изделия (б) при ППН узкой подложки с расходом 5 г/мин порошка 17-4РН ANVAL; $v = 6$ м/ч: 1-3 — то же, что и на рис. 8

- дуга шунтируется лишь на небольшом участке поверхности, площадь которого определяется шириной подложки;
- факел микроплазмы рассекается торцом пластины и его периферийные участки продолжают нагревать боковую поверхность пластины ниже плоскости шунтирования дуги;
- сток тепла непосредственно из зоны сварки возможен только вглубь пластины.

В зависимости от мощности дуги при нагреве узкой подложки происходит: нагрев поверхности торца без его оплавления; контролируемое оплавление торца пластины, обеспечивающее возможность наращивания по высоте узкой подложки при наплавке; неконтролируемое оплавление, при котором не возможно наращивать узкую подложку при наплавке.

Аналогично пластине были исследованы тепловые характеристики ППН узкой подложки шириной 3...4 мм в интервале токов, обеспечивающих контролируемое оплавление, а именно: 30...50 и 60...80 А на двух различных конфигурациях плазмотрона.

Условия эксперимента: конфигурация плазмотрона $d_{пл}/d_{пор} = 3,5/6,2$, внутренняя длина дуги 7 мм или $d_{пл}/d_{пор} = 3,5/9$ мм, внутренняя длина дуги 2...5 мм; внешняя длина дуги 3 мм; $v = 6$ м/ч; $I = 15...85$ А; $Q_{Ar} = 21$ л/мин; $Q_{воды} = 1,3...1,6$ л/мин на охлаждение плазмотрона. При наплавке использовали порошок 17-4РН ANVAL фракцией 53...155 мкм, основной металл — сталь 04X19АФТ. Конфигурация $d_{пл}/d_{пор} = 3,5/9$ мм отличается меньшим расстоянием дугового промежутка внутри плазмотрона $L_{вн} = 2,5$ мм (от торца электрода до торца внешнего сопла) и более сосредоточенным вводом порошка. Конфигурация плазмотрона с $d_{пл}/d_{пор} = 3,5/6,2$ мм — большим $L_{вн} = 5$ мм и сосредоточенным вводом порошка.

Применение плазмотронов с сосредоточенным вводом порошка и большей длиной дуги при наплавке узкой подложки приводит к возрастанию рабочего напряжения в среднем на 2 В (рис. 8, кривые 2, 3), т.е мощность дуги становится эквивалентной мощности дуги при наплавке на пластину

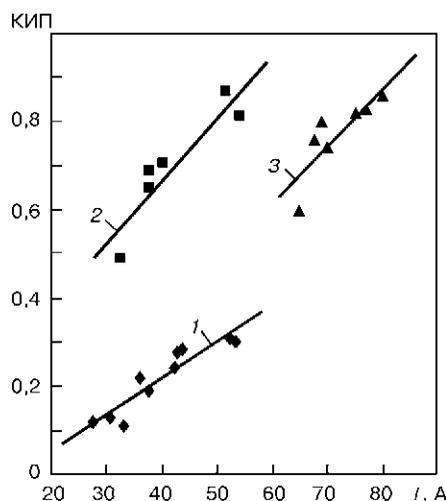


Рис. 10. Коэффициент использования порошка в зависимости от тока, ширины узкой подложки и сосредоточенности ввода порошка: 1-3 — то же, что и на рис. 8

(см. рис. 5). В зависимости от длины дуги и конфигурации плазмотрона наплавку узкой подложки можно проводить как при стабильном $\eta = 73\%$ (рис. 9, а, кривая 1), так и при падающих 65...40 % КПД в рабочем диапазоне тока (рис. 9, а, кривые 2, 3) при конфигурациях плазмотрона с более сосредоточенным вводом порошка и соответственно большей длиной внутреннего участка дуги. Однако по общему тепловложению в основной металл существенных различий по эффективной мощности нагрева для узкой подложки толщиной 3 мм не наблюдается (рис. 9, б, кривые 1, 2). Эффективная мощность нагрева торца толщиной 3 мм при ППН составляет 250...450 Вт, для 4 мм — 500...550 Вт. С увеличением обжатия столба дуги при вводе порошка (уменьшение диаметра промежуточного сопла до 6,2 мм) соответственно большее его количество попадает в зону наплавки и резко возрастает эффективность использования порошка, достигая значения 0,9 (рис. 10, кривые 2, 3).

Заключение

Изучены тепловые характеристики ППН на пластину и узкую подложку. Получены численные регрессии и на их основе построены графические зависимости тепловых характеристик процесса

ППН в диапазоне токов 15...150 А. Доказано, что при наплавке на пластину увеличение расхода порошка от 4 до 16,5 г/мин, а также изменение физико-химических свойств порошка не оказывает существенного влияния на общие тепловложения в изделие. Уменьшение тепловложений в основной металл при ППН происходит вследствие изменения условий горения дугового разряда.

Рабочий диапазон тока при наплавке узкой подложки составляет 20...25 А. С одной стороны он ограничен мощностью дуги, достаточной для формирования наплавляемого порошка, с другой — предельной мощностью дуги, позволяющей контролировать оплавление торца пластины. На

примере ППН на узкую подложку шириной 3 мм плазмотронами с расстоянием дугового промежутка внутри плазмотрона 2 и 5 мм показано, что в основной металл вкладывается одинаковое количество тепла при различной тепловой нагрузке плазмотрона. Численные регрессии представленных зависимостей предназначены для моделирования распространения тепла при наплавке.

1. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
2. *Махненко В. И., Кравцов Т. Г.* Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров. — Киев: Наук. думка, 1978. — 159 с.
3. *Попов М. М.* Термометрия и калориметрия. — 2-е изд. — М.: Металлургиздат, 1954. — 943 с.

MODELLING FLUID FLOW AND SOLIDIFICATION STRUCTURE DURING GTA WELDING

V. PAVLYK, U. DILTHEY

(ISF-Welding Institute, Aachen University, Germany)

The determination of the solidification conditions during fusion welding (temperature gradient, local solidification rate, weld pool shape) is carried out with a numerical, macroscopic FEM calculation of the weld pool fluid flow and of the temperature distribution, as presented in this article. The possibilities of the new numerical algorithms for the generation and visualisation of the microstructure formation during solidification are demonstrated. The spectres of application extend from welding and casting to processes with rapid solidification. In particular, the computer simulations of the solidification conditions and the formation of the dendritic morphology during the directional solidification in TIG welding are described. Moreover, the simulation results are compared with the experimental findings.

Определены режимы кристаллизации при сварке плавлением (температурный градиент, скорость локальной кристаллизации, форма сварочной ванны) с помощью численного расчета по методу конечных элементов в макроскопическом масштабе течения металла в сварочной ванне и распределения температур. Продемонстрированы возможности новых численных алгоритмов формирования изображений и визуализации микроструктуры, образующейся при кристаллизации. Спектр применения этих алгоритмов широк — от сварки и литья до процессов с быстрой кристаллизацией. В частности, описано компьютерное моделирование режимов кристаллизации и формирования дендритной морфологии в процессе направленной кристаллизации при ТИГ сварке. Представлено сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными.

Introduction. During fusion welding a series of microstructural transformations takes place in the fusion zone (FZ) and in the heat-affected zone (HAZ) of the material to be welded [1–4]. Already in the molten pool the inclusions start to form. During the weld pool solidification a columnar grain structure develops in the weld seam (Figure 1, *a*). Under certain conditions equiaxed grains can also appear in the centre part of the weld. Columnar grains consist, in turn, of packages of dendrites (Figure 1, *b*) or cells arising due to instability of the planar solidification front [5]. The selection of columnar grains is a result of the competitive growth of the arrays of dendrites or cells at the grain boundary during solidification. In some alloys eutectic structures are also possible. In

the interdendritic area, segregations of the alloy elements and impurities occur, that influences evolution of the non-metallic inclusions and tendency to solidification cracking. In the HAZ, grain growth (Figure 1, *c*) recrystallisation, particle dissolution and other structural transformations depending on the material, take place, that has a direct impact on the mechanical properties and weldability. In the case of ferritic steels the final microstructure constituents (grain boundary ferrite, Widmanstätten ferrite, acicular ferrite, bainite, etc.) are formed during the γ - α transformation at cooling. Besides the cooling rate, the steel composition and the stresses accompanying the transformation, the type and amount of the austenite decomposition products (Figure 1, *d*) depends

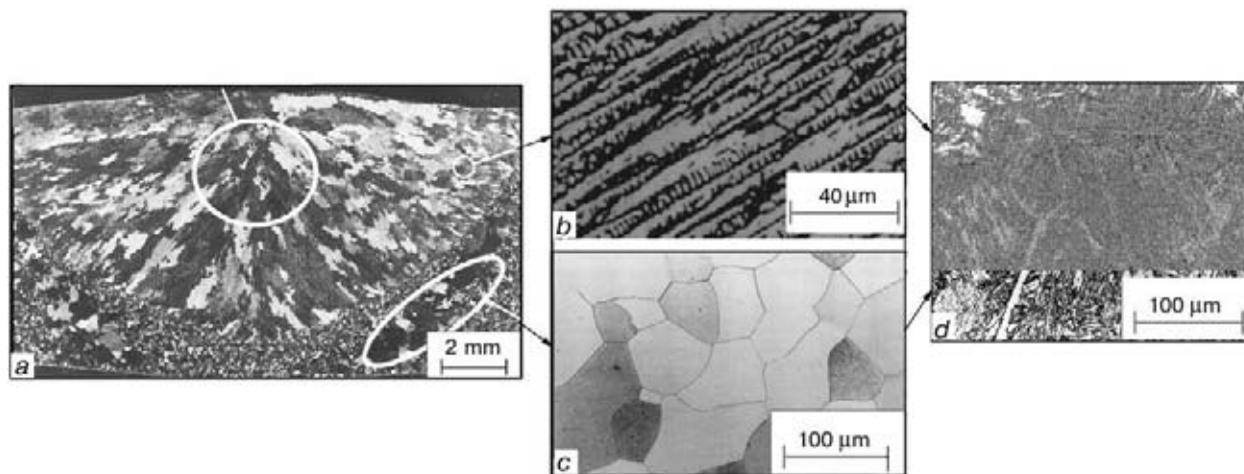


Figure 1. Structural constituents of a weld (schematically): columnar grains in the fusion zone (*a*), arrays of dendrites or cells (*b*), grain growth in the HAZ (*c*), grain boundary ferrite, Widmanstätten ferrite, acicular ferrite, bainite, etc. in ferritic steels (*d*)

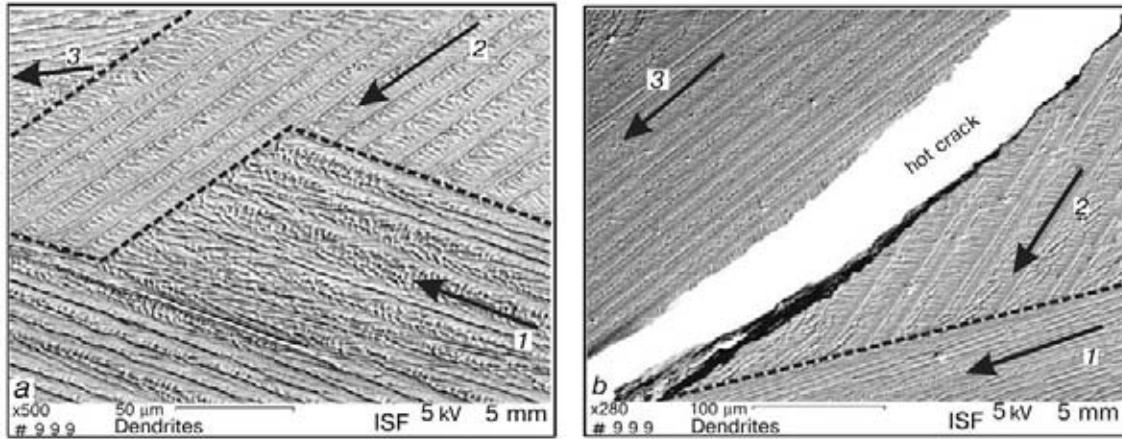


Figure 2. Grain structure in a GTA-weld of an AlCu₄Mg alloy. Each grain (numbered with 1, 2 and 3) consists of an array of dendrites with the same crystallographic orientation, which is shown with the arrow. Formation of the grain boundaries (dotted lines), results from the dendrite competition during solidification. A hot crack along the boundary between grain 2 and grain 3 is shown in (b)

on the type and distribution of the inclusions and also on the size and form of the primary austenite grains [1]. In the weld seam, these grains are formed either at transformation of dendrites/cells of the primary δ -ferrite to the austenite or directly from the liquid phase at solidification, depending on the solidification mode. In the HAZ, the grain size distribution and the shape of austenite prior to the transformation are governed by the recrystallisation and by the grain growth. Thus, during welding of both non-ferrous alloys and steels the final microstructure is determined by an interrelated chain of various phenomena starting with the inclusion formation in the liquid phase, progressing with the grain and dendrite/cell evolution in the course of solidification and accomplishing by the transformations in the solid state.

Weld pool solidification begins by epitaxial growth of columnar grains from partially melted grains of the base metal along the fusion boundary [2, 3]. Low solidification rate and high temperature gradient just at the beginning of solidification promote planar solidification front to be stable [3]. As this front advances in the direction to the weld centre, the solidification velocity increases rapidly resulting in transition from the planar to cellular or dendritic growth. Thus, in the absence of equiaxed grains nucleated ahead of the main solidification front, the columnar grains consisting of dendrites/cells fill the entire volume of the weld. Each grain is a single crystal with a unique crystallographic orientation, which coincides with the orientation of the dendrite trunks. The dendrites having smaller angle between one of their principle axis and the local direction of the temperature gradient grow slightly ahead of the others, cutting them off. This, together with variation of the temperature gradient along the solidification front, results in a grain selection during solidification. The above is illustrated in Figure 2 upon examples of the weld structures in an aluminium alloy. The boundaries between the grains develop in course of the dendrite competition under continually changing solidification conditions. The grain 3 in Figure 2, a

seems to be best, while the grain 2 in Figure 2, b to be worst aligned with respect to the temperature gradient.

Since the achievable properties of the weld and the weldability are essentially affected by the microstructure, the microstructure modelling has grown to a significant branch of the welding science. A traditional and widely used way to model the microstructure considers thermodynamic, kinetics and geometry/morphology using phenomenological, analytical and/or statistical approach. A comprehensive description of this important methodology which provides a deeper understanding of the microstructure assisting in the welding process optimisation and control is presented by Grong [4]. Another, rapidly developing modelling approach can be thought as *direct microstructure simulation*. Any microstructure is associated with a steep gradient of some physical property or characteristics at the boundary between different phases or different microstructure constituents, the boundary evolution being affected by temperature, concentration and, in some cases, also stress fields. Thus, in the direct computer modelling of microstructure the evolution of this boundary in both *space* and *time*, coupled to the above outer fields, is calculated. The direct or implicit information about the boundary allows to visualise the process of the microstructure formation. To these methods belong very popular Phase-Field (PF) [6–8] and Cellular-Automata (CA) [9–14] techniques.

The solidification behaviour, the grain structure in fusion zone and the microstructure during solid state transformations in weldments are determined by the time dependent temperature field and by the weld pool shape. These in turn are influenced by a strong convection in the molten pool, which contributes to the overall heat and mass transfer. Therefore, in order to perform a consistent microstructure simulation during welding the temperature field and the weld pool geometry have to be calculated, taking into account the fluid flow phenomena. In the last two decades considerable progress has been made in modelling and

numerical simulation of fluid flow and heat transport during arc welding. A great number of models and numerical results have been presented on this subject (see [15, 16] for references). Although, a number of questions are still to be clarified, and some phenomena, for example turbulence, require a more detailed investigation, basically, the physical models of driving forces and numerical methods to solve the weld pool fluid flow and heat transfer problem are well developed.

This paper is aimed to present some recent developments in the field of computer modelling of microstructure during weld pool solidification. We will consider the results obtained using a modified CA methods, coupled to numerical Finite Difference (FDM) and Finite Element (FEM) methods. For the numerical modelling of thermo-fluid phenomena general-purpose Computational Fluid Dynamics (CFD) code FIDAP¹, which is commercially available, was used. The details of the above simulation techniques can be found in the listed literature [10–12, 14, 17–21], where additional principle references are given in turn.

Macroscopic modelling of weld pool and temperature field. The principal phenomena driving heat and mass transfer in the weld pool are shown in Figure 3. All of them, except viscous drag of plasma, have been included in the model. For determination of the fluid flow in the weld pool and the temperature field in the entire workpiece the equations of energy, mass and momentum conservation as well as of the free surface were solved in order to obtain the temperature distribution in the entire workpiece and the weld pool dimensions. The following basic assumptions were made: 1) the problem is symmetric in longitudinal plane along the welding direction; and 2) the flow is laminar, incompressible and Newtonian. The solid-to-liquid phase change was modelled artificially increasing viscosity by factor of 10^3 in the temperature range between the liquidus $T_L = 1793$ K and the solidus $T_S = 1758$ K for the HSLA-steel S460M. Temperature dependent thermal conductivity, specific heat, density and viscosity were used [21]. The surface tension as function of temperature and the surface active element sulphur was described with the model of Sahoo et al. [22]. In addition to the Marangoni effect, the electromagnetic body forces and buoyancy were considered to be the driving forces of the weld pool convection. The heat exchange between the workpiece and the environment were described by sub-models of the arc heat source, evaporation, radiation and convection. The comprehensive 3 dimensional thermo-fluid models of weld pool have been elaborated on the basis of commercial FEM-CFD code FIDAP. User supplied subroutines were used to implement the electromagnetic body forces, surface tension model and models of the overall heat flux.

¹FIDAP is a registered trade mark of Fluent Inc., Lebanon, USA.

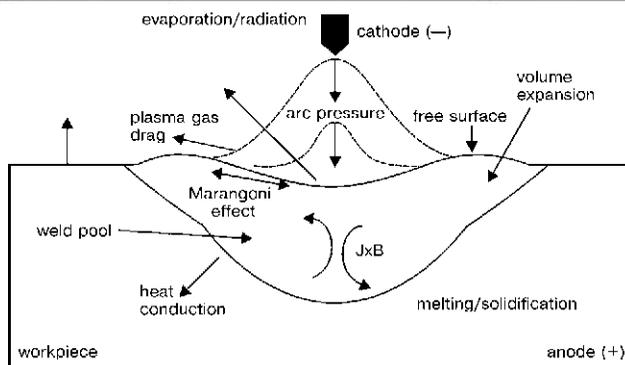


Figure 3. Principal phenomena of heat and fluid flow in GTA weld pool

More details about the model and numerics can be found in [21].

Figure 4 shows the calculated temperature distribution during a GTA welding of S460M steel plate of 6 mm thickness. Only half of the plate were considered due to the plane symmetry of the problem. The calculated weld pool boundary is shown with the black line.

The mesh configuration in the region of the weld pool and the calculated velocity vector plot are shown in Figure 5. The mesh was built up of 27-node quadrilateral elements, which provide quadratic interpolation functions. The mesh was adapted in all three dimensions in order to ensure accurate spatial resolution in the vicinity and, especially, near the free surface of the weld pool, where steep gradients of the variables are expected. The entire workpiece was divided into two volume entities named «solid» and «fluid». The fluid flow equations were solved only in the last one, which is located in the region where the weld pool pool is expected to form, the energy equation being treated in the entire volume consisting of both «solid» and «fluid» entities.

The velocity vector plot clearly shows the maximum velocities to be concentrated near the weld pool surface. This is caused by a dominating role of the thermo-capillary effect in the weld pool development. An interaction of all driving forces of fluid flow and heat transfer results in a complex weld pool circulation pattern and in a non-trivial weld pool bottom shape.

An excellent agreement between calculated and experimental weld pool top shape is demonstrated in Figure 6. The isotherms between liquidus and solidus depict the mushy zone, in which the solidification takes place. In order to model solidification structure the data about the temperature gradients and the local solidification velocity are needed. They can be readily obtained by tracking the calculated temperature profiles in directions perpendicular to the solidification front (*A*, *B* and *C* in Figure 6 as examples). The temperature courses along *A*, *B* and *C* directions are presented in Figure 7. The latent heat release between the liquidus and the solidus temperatures results in a typical bends on the temperature curves. The temperature gradients were obtained differentiating the

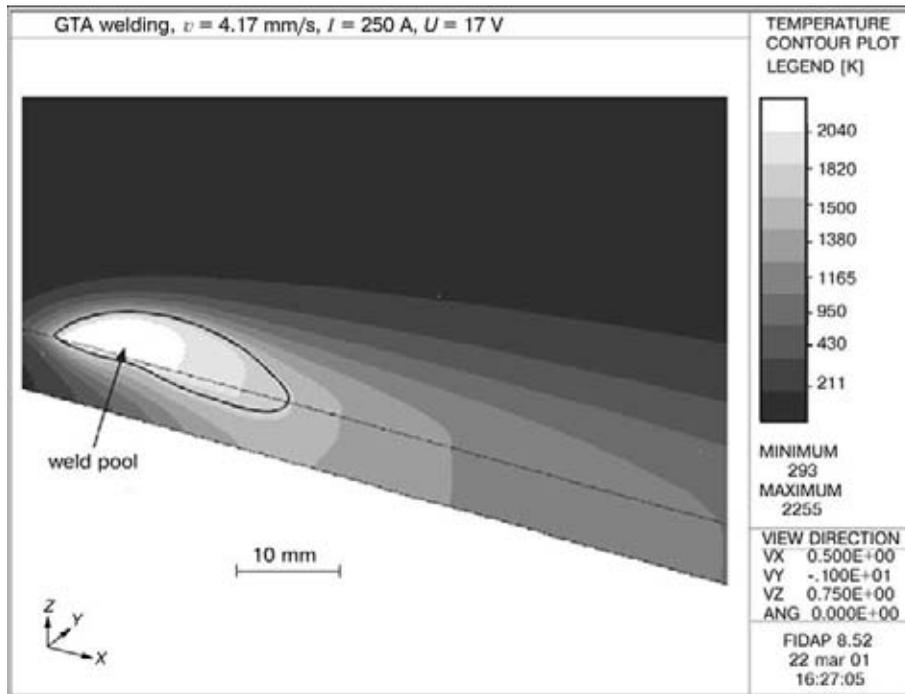


Figure 4. Simulated temperature field in a 6 mm thick S460M steel plate. Helium-GTA welding, welding velocity is 4.17 mm/s, current is 250 A, voltage is 17 V, arc efficiency and length is 0.85 and 1.6 mm, respectively. Liquidus and solidus isotherms are shown with black line

temperature curves. The gradients in the mushy zone and in its vicinity as functions of temperature are shown in the inner graph in Figure 7. Characteristic values of the calculated temperature gradients were used for the direct simulations of dendritic structure, results of which are presented later on in this paper.

Microscopic modelling of dendrite/cell morphology. Dendrite or cell growth during solidification of an alloy is governed by: 1) temperature field; 2) so-

lute diffusion in liquid and solid and partitioning at the solid-liquid interface (SLI); 3) phase diagram; and 4) solutal, curvature and kinetic undercooling [18]. In addition, specific dendrite/cell morphology arises essentially due to the SLI instability and anisotropy of the interfacial tension and kinetic coefficients [5]. For constrained directional solidification, which is a typical case in welding, the time evolution of the temperature field can be assumed as known,

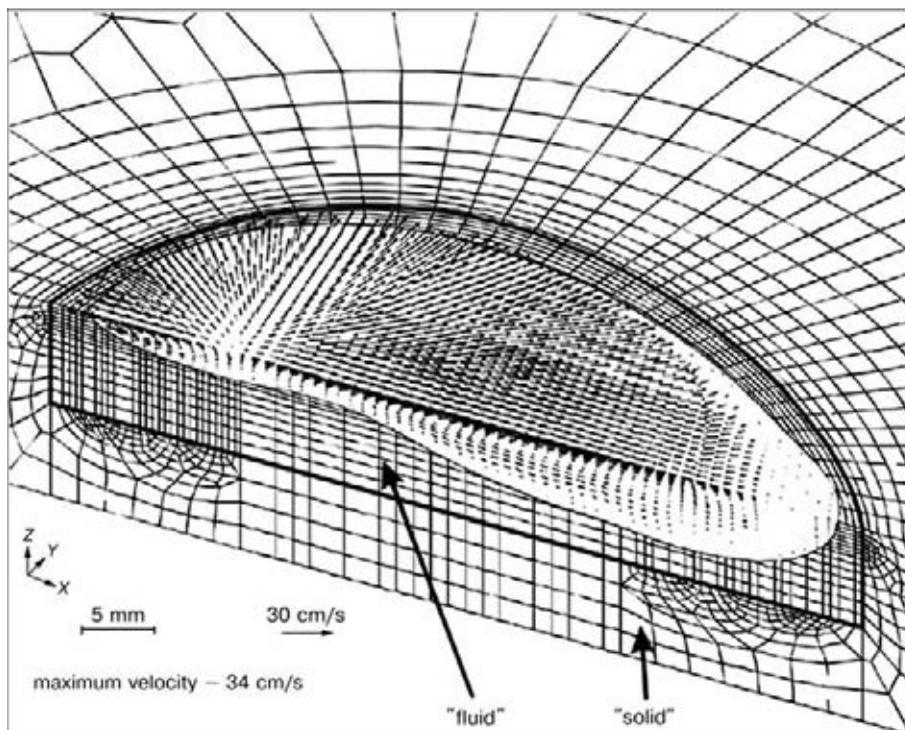


Figure 5. Adaptive FEM mesh in the region of weld pool and calculated velocity field. Equations of fluid dynamics are solved only within the volume bounded with the thick black line («fluid» entity)

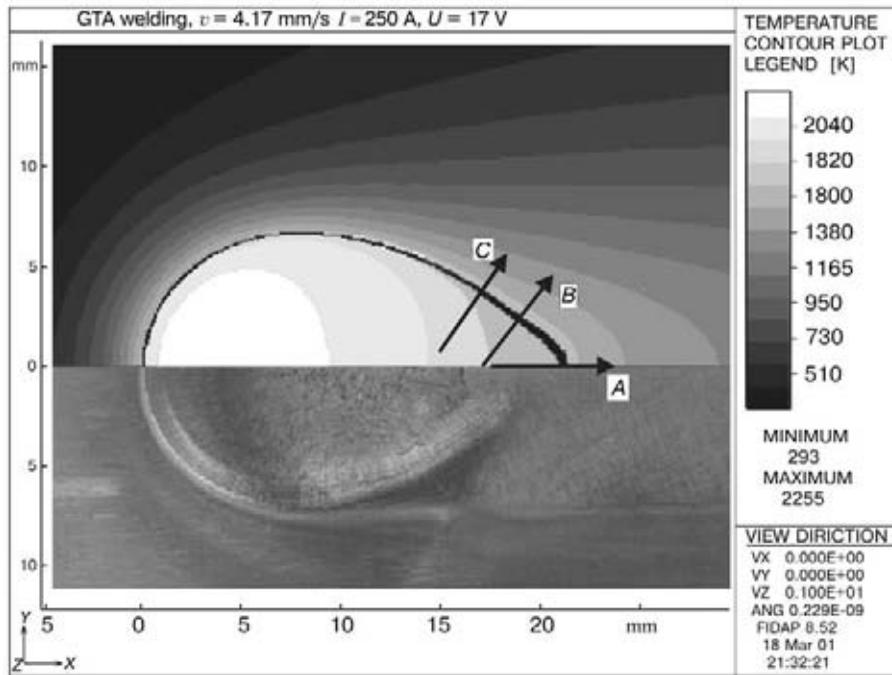


Figure 6. Calculated temperature distribution and mushy zone (top). Top view of experimental weld pool after an abrupt termination of the arc (bottom). A, B and C – directions along which the temperature gradients and solidification velocities are determined (see also Figure 7)

since heat diffuses much faster than alloy elements [5]. To model directly the above structures, solute and SLI evolution in *space* and *time* must be calculated.

In the CA-FDM-model developed by the authors [11] solute diffusion is solved with an explicit FDM-scheme. The interface velocity is calculated from the mass balance at the interface, taking into account the solute partitioning and assuming the interface to be in equilibrium with both phases. The equilibrium interface temperature is determined by the solutal and curvature undercooling. A solid fraction variable is introduced, with the aid of which the interface is implicitly tracked and the curvature and orientation are calculated. Simple CA-rules define the states of

the numerical cells, based on the solid fraction variable. The CA-rules provide the interface continuity and numerical stability of the method.

A result of simulating solidification morphology in a Fe–C system is shown in Figure 8. The simulation was started from a planar solid seed with three disturbances with the size of one cell (Figure 8, frame 1). A constant temperature gradient G directed from the bottom to the top and a constant cooling rate were imposed. A deviating from the direction of the temperature gradient crystallographic orientation of the seed was set. After short time the three disturbances evolve to the dendrites, followed by the secondary and ternary arm development. The initial distance between the dendrites appears to be not stable result-

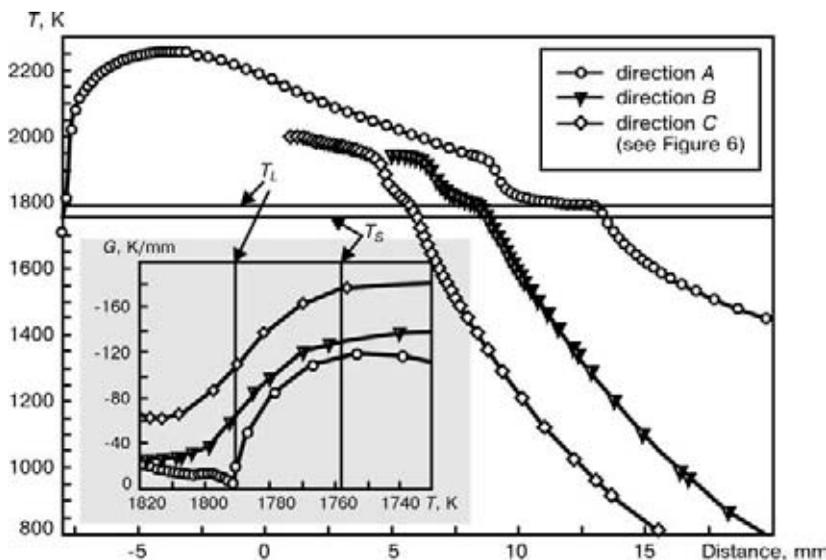


Figure 7. Temperature profiles along directions A, B and C (see Figure 6) and temperature gradients in the mushy zone as functions of temperature

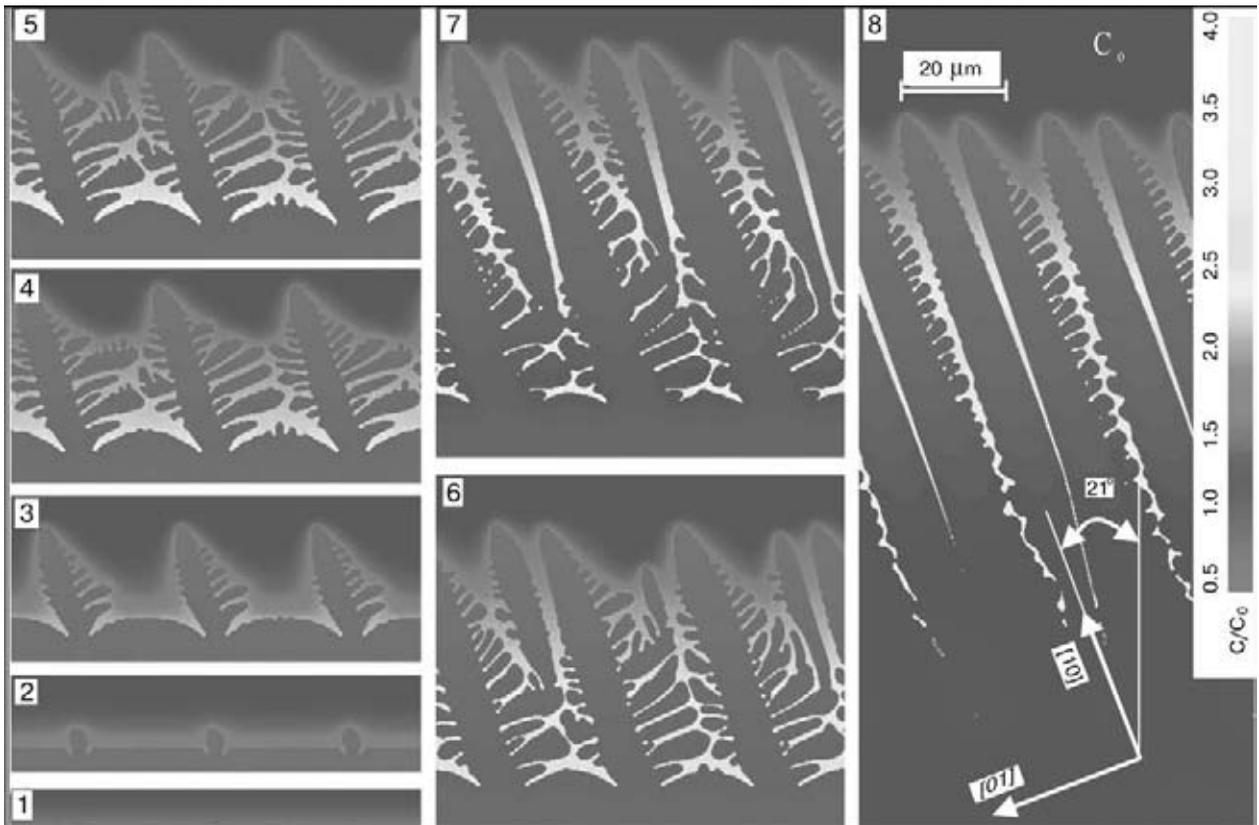


Figure 8. CA-FDM simulation of dendritic structure, Fe-0.11 wt.% C, $v = 10^{-2}$ m/s, $G = 3 \cdot 10^5$ K/m. The instability of solidification front results in dendrite development with subsequent adjustment of the primary arm spacing. The simulation on $1.6 \cdot 10^6$ grid points took $2 \cdot 10^5$ time steps

ting in a transformation of three ternary arms to the primary dendrite trunks. Finally, a stable dendrite structure with the primary dendrite arm spacing of 10–15 μm is formed. What we can gain from such simulation are: arm spacing, tip and 100 %-solid temperatures (non-equilibrium liquidus and solidus during solidification) and solute segregation (shown on the scale).

The model was successfully used to simulate dendritic / cell morphology during electron beam surface re-melting of an Al-Si alloy [14, 18–20]. The numerical results were found to agree with the experimental observations as well as with another numerical model. Moreover, the model reproduces, at least qualitatively, experimentally observed «seaweed» structures, which are neither pure dendritic nor cellular (Figure 9).

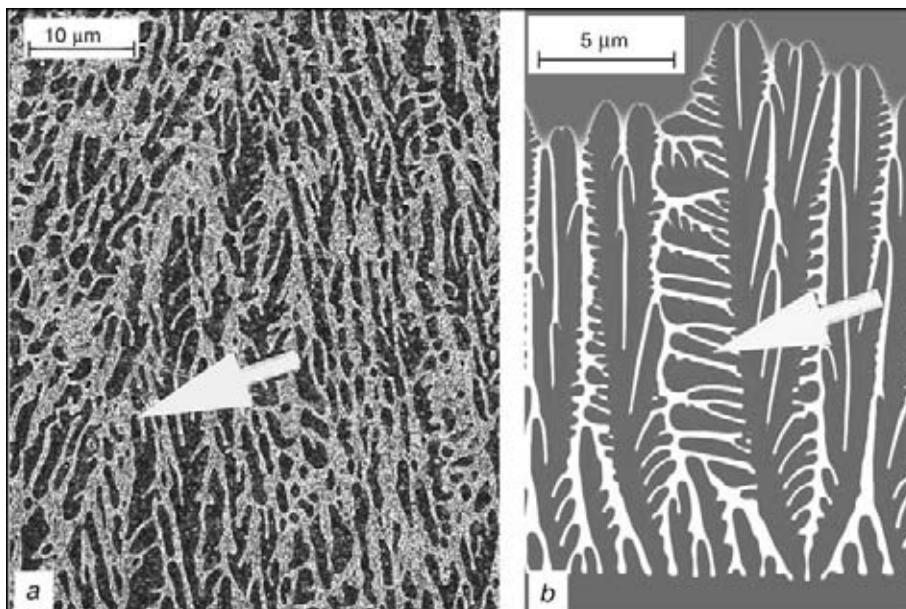


Figure 9. Dendrite-seaweed structure in an Al-Si alloy remelted with an electron beam. Experimentally observed tip splitting, which leads to a non-regular morphology (a) is reproduced by the CA-FDM simulation (b) [20]

To simulate the dendritic structure coupled to the macroscopic weld pool and temperature calculations (previous section), the solidification velocity correlated to the welding speed and the specific temperature gradients along directions *A* and *C* (see Figure 4), which are presented in Figure 5, were used in the next examples. Figure 10 shows the simulated dendritic structure for two locations in the mushy zone. The solute concentration is depicted with different grey shades and with the iso-concentrates. The simulation sequence were similar to that, described above. The domain height up to 3000 cells were used in order to catch the whole mushy zone and to reach a steady-state as well. The steady-state means, that the dendrite tips and the position, where 100 % solid is reached, are at constant temperatures and move with the constant velocity, which is equal to the solidification velocity. Although, the primary dendrite arm spacings given by the simulations are equal for two cases, the size of the mushy zone is quite different. The higher temperature gradient in case *b* (Figure 10) results in a smaller distance between the dendrite tip and the region of total solid, which means a more compact mushy zone. From the microscopic CA-FDM simulation in case *a* (Figure 10), the mushy zone has the length of 0.46 mm. From the other side, the macroscopic numerical modelling (see Figure 7) results in the same distance of 0.46 mm between the solidus and the liquidus in the direction along the symmetry plane (*A* in Figure 6). In the direction *C* this distance is equal to 0.24 mm, which is slightly smaller than the length of the mushy zone given by the micro-simulation (0.28 mm in Figure 10, *b*). It proves the consistency between the macro-modelling of fluid flow and temperature field from one side and the micro-modelling of dendritic structure from the other.

Finally, a non-direct experimental validation of the dendritic modelling can be derived from the comparison between the simulated primary dendrite arm spacing and the micrograph, shown in Figure 11. The micrograph was taken from the top in the middle of the weld shown in Figure 6. In the low-alloy steel used, the original δ - or γ -dendritic structure is naturally destroyed during the phase change on cooling (γ - α transformation). Therefore, only with the aid of a special etching it was possible to reveal the interdendritic carbides, which are visible in Figure 11 as white lines. The distance between this tracks corresponds to the primary arm spacing, which is of the order of 50 μm in the experiment, as well as in the simulation.

Current restrictions of the CA-FDM model are: 1) 2D implementation; 2) two phases; 3) two components; 4) no convection in the melt is considered.

Conclusions and outlook. Several novel modelling techniques for direct microstructure simulations in material processing were developed recently. Among them the coupled CA-FDM techniques, presented here, was used to simulate dendritic structures in welds. The new theoretical and numerical deve-

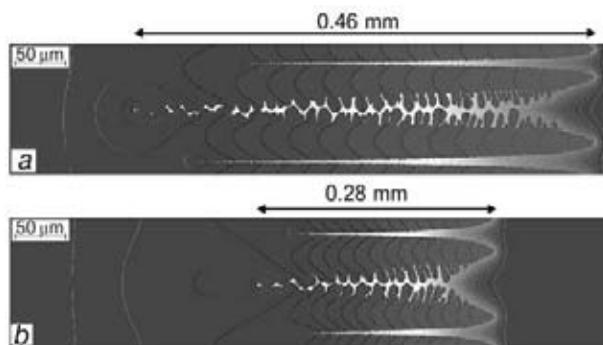


Figure 10. Simulated dendritic structure in Fe-0.11 % C system, which corresponds to S460M steel. Solidification velocity is 4.17 mm/s, $G = 100$ (*a*) and 200 (*b*) K/mm which approximately correspond to the solidification conditions along directions *A* and *C*, shown in Figure 6. Grid size 600×3000 cells

lopments and enormous increase in computer power allow direct simulations of the microstructural phenomena taking place during solidification. The direct microstructure modelling using novel Cellular Automata technique can be thought as a «computational metallography», which can be useful for both, estimation of the influence of process parameters on the solidification microstructure and for teaching purposes. In order to make the simulation results more quantitative, than qualitative, and to spread the using of this methods many efforts still needed. The computing codes have to be optimised, in order to make simulations faster and available on common computers.

The application of the direct microstructure modelling to the real welding conditions requires a coupling between the macroscopic heat and fluid flow modelling in the weld pool and the micro-modelling techniques. An example of such coupling with respect to the dendrite solidification phenomenon was presented in this paper. A challenge for future research is a self consistent modelling, in which the results of micro-simulations, in terms of more precise latent heat release as a non-equilibrium function of temperature and non-equilibrium liquidus and solidus, will be implemented in the macro-simulations. It is to expect, that for a high speed welding application non-equi-

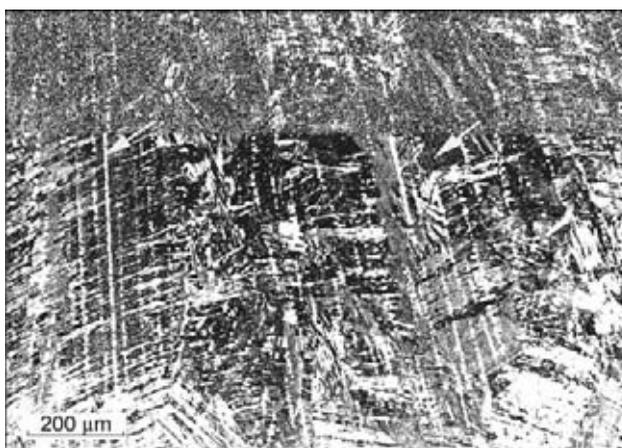


Figure 11. Experimental micrograph taken from the top in the middle of the weld shown in Figure 6. A special etching reveals the interdendritic segregations, which enable to estimate the primary dendrite arm spacings

librium effects can be essential in determining both the weld pool dimensions and solidification structures.

Acknowledgements. *The authors gratefully acknowledge the financial support of the Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) within the Collaborative Research Center (SFB) 370 «Integrated Modelling of Materials» and within the project «Kurzzeitmetallurgie».*

- Bhadeshia, H.K.D.H. and Svensson, L.-E. (1993) Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal. Ed. by H. Cerjak and K.E. Easterling. In: *Mathematical modelling of weld phenomena*. London: The Institute of Materials, 109–180.
- David, S.A. and Vitek, J.M. (1989) Correlation between solidification parameters and weld microstructures. *Int. Math. Rev.*, **34**, 213–245.
- David, S.A. and Babu, S.S. (1997) Microstructure modelling in weld metal. Ed. by H. Cerjak and H.K.D.H. Bhadeshia. In: *Mathematical modelling of weld phenomena 3*. London: The Institute of Materials, 151–180.
- Grong, J. (1994) *Metallurgical modelling of welding*. London: The Institute of Materials.
- Kurz, W. and Fisher, D.J. (1989) *Fundamentals of solidification*. Trans. Tech. Pub., Aedermannsdorf.
- Tiaden, J. and Grafe, U. (1999) A phase-field model for diffusion and curvature controlled phase transformations in steels. In: *Proc. of the Int. Conf. on Solid-Solid Phase Transformations'99 (JIMIC-3)*, PTM'99. The Japan Institute of Metals, 737–740.
- Steinbach, I., Pezzolla, F., Nestler, B. et al. (1996) A phase field concept for multiphase systems. *Physics D*, **94**, 135–147.
- Steinbach, I. and Schmitz, G.J. (1998) Direct numerical simulation of solidification structure using the phase field method. Ed. by B.G. Thomas and C. Beckermann. In: *Modelling of casting, welding and advanced solidification processes VIII*. Warrendale, TMS, 521–532.
- Desbiolles, J.-L., Gandin, Ch.-A., Joyeux, J.-F. et al. (1998) A 3D CAFE Model for the prediction of solidification grain structures. *Ibid.*, 433–440.
- Dilthey, U., Pavlyk, V. and Reichel, T. (1996) Struktursimulation von Schweißgut und Wärmeeinflusszone. *Bleche Rohre Profile*, **43**, 637–641.
- Dilthey, U., Pavlyk, V. and Reichel, T. (1997) Numerical simulation of dendritic solidification with modified cellular automata model. Ed. by H. Cerjak and H.K.D.H. Bhadeshia. In: *Mathematical modelling of weld phenomena 3*. London: The Institute of Materials, 85–105.
- Dilthey, U., Reichel, T. and Pavlyk, V. A modified cellular automata model for grain growth simulation. *Ibid.*, 106–113.
- Gandin, Ch.-A. and Rappaz, M. (1994) A coupled finite element-cellular automata model for the prediction of dendritic grain structures in solidification processes. *Acta Met.*, **42**, 2233–2246.
- Pavlyk, V. and Dilthey, U. (1999) Application of cellular automata technique for simulating dendrite morphology and grain growth. Ed. by J.M. Vitek et al. In: *Trends in welding research*. ASM Int., Mat. Park, 61–66.
- Jonsson, P.G., Szekely, J., Choo, R.T.T. et al. (1994) Mathematical models of transport phenomena associated with arc-welding processes: a survey. In: *Modelling simul. mater. sci. eng.*, Vol.2, 995–1016.
- Weckman, D.C. (1999) Modelling thermofluids phenomena in arc welds. Ed. by J.M. Vitek, S.A. David, J.A. Johnson, H.B. Smart and T. DebRoy. In: *Trends in welding research*. ASM Int., Mat. Park, OH, 3–12.
- Kumar, M., Sasikumar, R. and Kesavan, Nair P. (1998) Competition between nucleation and early growth of ferrite from austenite – studies using cellular automata simulations. *Acta Mater.*, **46**, 6291–6303.
- Nestler, B., Pavlyk, V., Ludwig, A. et al. (1998) Numerical simulation of microstructure formation during electron-beam surface remelting of an Al–Si alloy. In: *Mathematical modelling of weld phenomena 4*. Ed. by H. Cerjak and H.K.D.H. Bhadeshia. London: The Institute of Materials, 332–351.
- Nestler, B., Ludwig, A., Sahn, P.R. et al. (1999) Simulationmethoden zur Gefügemodellierung bei schneller Erstarrung. *Kurzzeitmetallurgie*. Bergmann H.W. und Reichstein S. Red., Hrsg. von der Universität Bayreuth, Lehrstuhl für metallische Werkstoffe, Bayreuth, 225–240.
- Nestler, B., Pavlyk, V. (1999) Gefügeausbildung beim Umschmelzen metallischer Randschichten mittels Hochenergiebestrahlung. *DFG Schwerpunktprogramm «Kurzzeitmetallurgie»*, Sa 335/25–3.
- Pavlyk, V. and Dilthey, U. (2001) A numerical and experimental study of fluid flow and heat transfer in stationary GTA weld pools. Ed. by H. Cerjak and H.K.D.H. Bhadeshia. In: *Mathematical modelling of weld phenomena 5*. London: The Institute of Materials.
- Sahoo, P., DebRoy, T. and McNallan, M.J. (1988) Surface tension of binary metal-surface active solute systems under conditions relevant to welding metallurgy. *Metallurgical Transact. B*, Vol. 19B, 483–491.

ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЕ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОМ ПРОЦЕССЕ

М. Л. ЖАДКЕВИЧ, В. Л. ШЕВЦОВ (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),
А. М. ПАЛЬТИ (Ин-т технической теплофизики НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрены особенности прохождения электрического тока через контакты электрод–шлаковый расплав в различных электрошлаковых технологиях. Выделены три различных типа контакта, отличающихся разным значением контактного падения напряжения. Определены плотности тепловых потоков, выделяющиеся на контактах всех трех типов. Получены данные по перегреву пленки металла на торце оплавляемых электродов.

Peculiarities associated with the electric current flowing through the electrode–slag melt contacts in cases of various electroslag technologies are considered. Three types of contacts differing in the contact voltage drop values have been distinguished. Densities of heat flows at all the three types of the contacts have been determined. Data on overheating of a metal film at the melted electrode tips are presented.

Основой электрошлакового процесса является теплота, выделяемая при прохождении электрического тока через систему электронных и ионных проводников, которые подключены к источнику тока. Обычно в электрошлаковых установках шлаковый расплав (ионный проводник) снизу ограничен поверхностью жидкого металла, электронным проводником, который является одним из электродов. Другой электрод подводится к ионному расплаву сверху или сбоку и может быть расходуемым, т.е. расплавляться в ходе процесса, или нерасходуемым — использоваться только для подвода тока. Конструкции, ограничивающие ионный расплав, также бывают двух типов — охлаждаемые и неохлаждаемые.

Конкретная комбинация указанных элементов приводит к осуществлению различных электрошлаковых технологий. Так, применение неохлаждаемых ограничивающих конструкций из металла и расходуемых электродов позволяет осуществить электрошлаковую сварку (ЭШС). Использование охлаждаемой ограничивающей конструкции и расходуемого электрода приводит к электрошлаковому переplаву (ЭШП) или литью (ЭШЛ). Объединение расходуемого электрода и футерованной огнеупором ограничивающей конструкции обеспечивает проведение процесса центробежного электрошлакового литья (ЦЭШЛ) и т.п.

При прохождении электрического тока через систему проводников электрошлаковой установки он преодолевает сопротивление электродов, шлаковой ванны и различного типа контактов электрод — шлаковый расплав. Таким образом, при электрошлаковом процессе имеет место контакт проводников с различной природой проводимости. В результате взаимодействия потенциалов между электродом и шлаковым расплавом появляется так называемый двойной электрический слой — слой зарядов на электроде и слой ионов противоположного знака в

расплаве. В месте контакта возникает разность потенциалов, которая является барьером на пути электрического тока. Постоянный электрический ток через такой барьер проходит в результате электрохимических реакций — окислительных (на аноде) и восстановительных (на катоде) [1–3]. Переменный ток может проходить через контакт электронных и ионных проводников не только в результате электрохимических реакций, но и перезарядки двойного электрического слоя, аналогично тому, как это имеет место при прохождении переменного тока через обычный конденсатор. Однако при промышленной частоте тока, которая в основном используется в электрошлаковых процессах, преимущественным оказывается первый путь.

Исследования электрохимических реакций, протекающих на стальном электроде, погруженном в шлаковый расплав на основе CaF_2 , показали, что на аноде скорость реакции определяется образованием поверхностного слоя насыщенного оксидами. На электроде создается тонкая нейтральная пленка FeO . Диффузия FeO в расплав лимитирует дальнейшее повышение тока. На стальном катоде в расплаве на основе CaF_2 в отличие от анода отсутствуют предельные токи [4].

Во всех электрошлаковых технологических процессах можно выделить три типа контактов между ионными и электронными проводниками тока.

1. Контактная поверхность представляет собой границу раздела двух несмешивающихся жидкостей — шлакового и металлического расплавов. Такой контакт имеет место на границе раздела металлической и шлаковой ванн, а также на жидкометаллической пленке, образующейся на оплавляемых элементах (расходуемых электродах, свариваемых кромках и приплавляемых вставках), т.е. при ЭШС, ЭШП, ЭШЛ и ЦЭШЛ.

Торцы расходуемых электродов в этих процессах могут рассматриваться как идеальный

капельный самоочищающийся электрод. Сопротивление прохождению электрическому току на таких электродах связано только с разрядом ионов и диффузией носителей зарядов из объема расплава [5]. При электрошлаковом процессе происходит интенсивное перемешивание жидкого шлака. Это значительно облегчает подход носителей заряда к поверхности контакта и скачок потенциала на оплавляемых электродах определяется только разрядом ионов.

В работе [4] приведены графики зависимости анодной и катодной поляризации стальных электродов от плотности тока. При оптимальных режимах процессов ЭШП плотности тока на торце расходующих электродов диаметром от 50 до 500 мм находятся в пределах $10 \dots 50 \text{ А/см}^2$. При таких плотностях тока анодное падение напряжения составит порядка 0,5 В, а катодная поляризация — менее 0,1 В. При ЭШП на переменном токе поляризация электродов периодически изменяется, поэтому на оплавляемом торце электрода должно установиться некоторое среднее перенапряжение. Таким образом, в реальном электрошлаковом процессе при контакте первого типа падение напряжения на стальных электродах можно оценить порядка 0,25 В.

2. Контакт осуществляется через межфазную поверхность, отделяющую расплав от твердого электрода, температура поверхности которого выше точки плавления шлака. Такой контакт имеет место на нерасходуемых электродах (в основном графитовых), которые используются при порционной электрошлаковой отливке или для плавления шлака в графитовых тиглях при «жидком» старте процесса ЭШП крупных слитков.

На поверхности контакта этого типа в анодный полупериод в первую очередь разряжаются ионы кислорода, поэтому на графитовых электродах протекает электрохимическая реакция с образованием газовой смеси $\text{CO}_2 + \text{CO}$ [6]. Из-за устойчивости газовой фазы на нерасходуемом электроде электродное сопротивление в катодный полупериод также приближается к анодному, т.е. сопротивление электрическому току второго типа контакта значительно выше, чем у первого. Кроме того, при повышении плотности тока толщина газовой прослойки на нерасходуемом электроде возрастает и приэлектродное падение напряжения в таких контактах может достигать 2 В [7].

3. Контакт шлакового расплава с поверхностью, температура которой ниже температуры плавления шлака. Такой тип контакта имеет место на охлаждаемой стенке кристаллизатора в классическом ЭШП, а также на токоведущих кристаллизаторах при электрошлаковой наплавке. При таком контакте электронный и ионный проводники отделены друг от друга твердой перегородкой, образованной затвердевшими компонентами шлакового расплава, так называемым шлаковым гарнисажем. Механизм прохождения

тока через такой контакт остается прежним, так как кристаллизация ионных жидкостей существенно не изменяет тип проводимости. Известно [8], что заряды в твердом ионном кристалле переносятся междуузельными ионами. В кристаллических материалах, содержащих Al_2O_3 и CaF_2 , преобладает ионно-кислородная и ионно-фтористая проводимости, т.е. переносчиками зарядов через «двойной» электрический слой являются ионы кислорода и фтора [9]. В контактах этого типа основное сопротивление электрохимическому току создает диффузия носителей заряда через твердую прослойку. Скорость этой диффузии относительно мала, поэтому сопротивление контактов третьего типа значительно выше, чем у первого. Доля тока, проходящего в цепи электрод — кристаллизатор, при обычном ЭШП из-за большого сопротивления этой цепи мала и можно пренебречь теплотой, выделяющейся непосредственно у стенки охлаждаемого кристаллизатора.

Однако при ЭШП с большим коэффициентом заполнения кристаллизатора или при проведении электрошлаковых процессов с токоведущим кристаллизатором на отдельных участках охлаждаемой стенки плотность тока возрастает и на этих участках создаются условия, при которых шлаковый гарнисаж не образуется, несмотря на интенсивное охлаждение контакта. В этом случае роль шлакового гарнисажа, отделяющего «горячий» расплав от «холодного» электрода, выполняет газовая прослойка, возникающая в результате электрохимических реакций у поверхности контакта. Тогда контакт третьего типа на определенных участках превращается в контакт второго типа с аналогичной картиной тепловыделения у межфазовой поверхности.

Проведем оценку плотности источников теплоты q_c , выделяющейся у поверхности электродов при различных типах контактов электрод — шлак. При жесткой характеристике источника питания, используемой для осуществления электрошлаковых процессов, величина q_c составит

$$q_c \sim U_c^2 / (RV_c) \sim U_c^2 / (\rho \delta_c^2), \quad (1)$$

где V_c — объем слоя, равный $F\delta_c$; F — площадь оплавляемого торца электрода; δ_c — толщина «двойного» слоя у поверхности электрода; ρ — удельная электропроводность шлака.

Толщина «двойного» электрического слоя будет порядка длины Дебая [10] и может быть определена по формуле

$$\delta \approx (kT/n\pi)^{1/2} / (2ez), \quad (2)$$

где z — заряд иона; e — заряд электрона; k — постоянная Больцмана; T — абсолютная температура; n — плотность заряженных ионов.

Приведем оценку указанной толщины для флюса АНФ-6 (60 % CaF_2 + 40 % Al_2O_3). Заряд

иона кальция равен 2, а плотность заряженных ионов

$$n = n(\text{CaF}_2) + n(\text{Al}_2\text{O}_3) = \gamma N_A [0,6/\mu(\text{CaF}_2) + 0,4/\mu(\text{Al}_2\text{O}_3)],$$

где γ — плотность флюса; N_A — число Авогадро; $\mu(\text{CaF}_2)$ — молярная масса CaF_2 , равная 79 г/моль. Тогда приблизительная плотность ионов кальция составит $0,2\gamma N_A/\mu(\text{CaF}_2) \sim 3 \cdot 10^{27}$. При температуре 2000 К толщина слоя Дебая по формуле (2) для контакта первого типа (расходуемый электрод — шлак) составит порядка 3,0 мкм. В случае графитового нерасходуемого электрода (контакт второго типа), когда плотность тепловыделения в 4 раза выше и соответственно плотность флюса, а значит и плотность заряженных ионов, по крайней мере, в несколько раз ниже, получим для толщины ($\delta \sim n^{1/2}$) слоя значение 6,0 мкм. Подставляя эти значения в формулу (1) и принимая угол раствора конуса электрода 90° и его диаметр 0,1 м, а также $I = 4$ кА, $\rho = 3,6 \cdot 10^{-3}$ Ом·м, найдем значения q_c . На расходуемых электродах (контакт первого типа, $U_c = 0,25$ В) плотность тепловыделения на контактной поверхности составляет порядка $3 \cdot 10^{10}$, а на графитовых электродах (контакт второго типа, $U_c = 2$ В) — $1,2 \cdot 10^{11}$ Вт/м³.

Оценка распределения источников теплоты по объему всей шлаковой ванны, проведенная нами с учетом указанных выше значений q_c , показывает, что непосредственно на контактах первого типа выделяется около 1 % теплоты шлаковой ванны, а у контактов второго типа толщиной δ_m — до 6 %.

Используя полученные значения q_c , исходя из простых теплофизических соображений, можно найти степень перегрева пленки металла толщиной δ_m , стекающей с оплаваемого электрода. От температуры пленки зависит температура капель, поступающих в металлическую ванну, а значит степень рафинирования металла и форма фронта кристаллизации слитка. Эти параметры в основном определяют качество выплавляемого металла.

Теплота, выделяющаяся в «двойном» слое, уходит в двух противоположных направлениях: в жидкую шлаковую ванну $(\lambda_s/\delta_s)(T_c - T_s)$ и к пленке стекающего металла $(\lambda_m/\delta_m)(T_c - T_m) - q_0$:

$$q_c \delta_c \sim U_c^2 / (\rho \delta_c) \sim \{(\lambda_m/\delta_m)(T_c - T_m) - q_0\} + (\lambda_s/\delta_s)(T_c - T_s), \quad (3)$$

где q_0 — тепловой поток, уходящий в электрод. По данным работы [11], $q_0 \leq 0,8$ МВт/м², кроме того, $\lambda_s \delta_m / (\lambda_m \delta_s) \leq 10^{-2}$ ($\lambda_s = 2$ и $\lambda_m = 28$ Вт/(м·К)). Откуда следует, что третье слагаемое в соотношении (3) на порядок меньше первого и им можно пренебречь. Тогда

$$q_c \delta_c \sim (\lambda_m/\delta_m)(T_c - T_m) - q_0, \quad (4)$$

а превышение температуры поверхности стекающей пленки над температурой плавления составит:

$$T_c - T_m \sim (q_c \delta_c + q_0) \delta_m / \lambda_m. \quad (5)$$

Принимая $\delta_m \approx 1,0$ мм [12], а также приведенные выше данные и формулы (3) и (5), для средней температуры перегрева металла в пленке (контакты первого типа) получаем $T_m \approx 40$ К. Это значение аналогично полученному в [12]. Следует ожидать, что при ЭШС, когда плотность тока у оплаваемой электродной проволоки в несколько раз выше, перегрев также будет выше.

1. *Металлургия электрошлакового процесса* / Б. И. Медовар, А. К. Пыкуленко, В. Л. Шевцов и др. — Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.
2. *Митчелл А.* Электрохимические процессы при ЭШП // Спец. электрометаллургия. — Киев: Наук. думка, 1972. — Т. 2. — С. 72–84.
3. *Дудко Д. А., Рублевский И. Н.* Влияние рода тока и полярности на металлургические процессы при электрошлаковой сварке // Автомат. сварка. — 1958. — № 3. — С. 69–78.
4. *Mitchell A., Veynon G.* Electrode polarization in the DC electroslag melting of pure iron // Met. Trans. — 1971. — 2, N 12. — P. 3333–3345.
5. *Делимарский Ю. К.* Химия ионных расплавов. — Киев: Наук. думка, 1980. — 327 с.
6. *Ивановский Л. Е., Лебедев В. А., Некрасов В. Н.* Анодные процессы в расплавленных галогенидах. — М.: Наука, 1983. — 267 с.
7. *Величко Т. Л., Никулин А. А.* Краевые условия на границе электрод — шлаковая ванна с учетом поляризации электродов // Электротермия. — 1978. — Вып. 12. — С. 6–7.
8. *Автомян Л. С., Укше Е. А.* Твердые электролиты, проблемы кристаллизации суперионных проводников // Физическая химия. Современные проблемы. — М.: Химия, 1983. — С. 92–113.
9. *Миненко В. Н., Сердюк Л. Ф.* О поведении концентрированных гальванических элементов в цепях переменного тока // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1970. — № 11. — С. 29–31.
10. *Фейнман Р., Лейтон Р., Сендс М.* Фейнмановские лекции по физике. — М.: Мир, 1966. — Т. 5. — 296 с.
11. *Шевцов В. Л., Пальти А. М., Каменский Ю. М.* К вопросу расчета температуры металла стекающего с оплаваемого торца расходуемого электрода // Пробл. СЭМ. — 1986. — № 4. — С. 16–19.
12. *Шевцов В. Л., Пальти А. М.* Параметры пленки жидкого металла на оплаваемом торце электрода с учетом трения шлака // Там же. — 1983. — № 19. — С. 24.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ В УСЛОВИЯХ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

Л. И. МАРКАШОВА, Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. В. АРСЕНЮК

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

На примере соединений титана, алюминия, меди и сталей различного класса рассматриваются закономерности пластической деформации, реализуемой в зоне сварки при изменении скорости деформирования $\dot{\epsilon}$ в диапазоне $\dot{\epsilon} \sim 1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$. Показано, что во всем диапазоне скоростей внешнего нагружения пластическая деформация в зоне сварки имеет гетерогенный характер при изменении величины локализованной деформации $\sim 40 \dots 1000 \%$ и более, протяженность области локализации $\sim 20 \dots 200 \text{ мкм}$. Дислокационный механизм пластической деформации (реализуемый как основной механизм при низких скоростях деформирования) сменяется другими, осуществляемыми за счет коллективных форм движения дефектов кристаллической решетки и поворотов (ротаций) деформируемых микрообъемов. Показана взаимосвязь механизмов реализации пластической деформации в зоне сварки разнородных материалов с процессами массопереноса и фазообразования.

Principles of plastic deformation realised in the joining zone at a strain rate varied from $\dot{\epsilon} \sim 1 \cdot 10^{-4}$ to $1 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ are considered by an example of welded joints in Ti, Al and Cu, as well as in different steel grades. It is shown that plastic deformation in the joining zone is of a heterogeneous character over the entire range of external loading rates, the localised strain value ranging from about 40 to 1000 % and more, and the length of the localisation region being about $20 \dots 200 \text{ }\mu\text{m}$. The dislocation mechanism of plastic deformation (being the basic mechanism at low strain rates) is changed into others occurring due to collective forms of displacement of the crystalline lattice defects and turns (rotations) of the deformed microvolumes. Relationships of the mechanisms of realisation of plastic deformation in the joining zone between dissimilar materials with the mass transfer and phase formation processes are given.

Резко возрастающая к настоящему времени востребованность новых материалов (композиционных, разнородных) требует специальных технологий их получения, среди которых особое место занимают различные способы сварки давлением. К сожалению, качество таких соединений характеризуется нестабильностью и большим разбросом механических характеристик. Это связывают с ограничением технологических параметров при сварке давлением, что приводит, как правило, к уменьшению площади физического контакта, увеличению объема несплошностей, а также к наличию охрупчивающих оксидных пленок и инертностью поверхности раздела относительно поверхности первоначального контакта [1, 2]. В случае сварки разнородных металлов (особенно металлов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью) возникает проблема, связанная с образованием в зоне контакта новых фаз — интерметаллидных, карбидных, легкоплавких эвтектик различного стехиометрического состава и т. д. [3, 4]. Насколько эффективно будут преодолеваются эти проблемы зависит от оптимального развития основных физико-химических процессов (пластической деформации, массопереноса и фазообразования), активируемых термомеханическими условиями сварки. Причем, для различных типов свариваемых материалов (в зависимости от типа решетки, величины энергии дефектов упаковки, фазового состава и наличия в них фазовых выделений) и для различных внешних условий сварки эти процессы будут существенно отличаться.

Не менее важная задача — исследование взаимосвязи формирующихся при сварке структурно-фазовых параметров (величины зерна, субзерна, плотности дислокаций, химического состава, плотности и распределения новых фазовых образований) с механическими свойствами сварных соединений. Здесь важно выявить какой конкретный вклад вносит каждый из структурных параметров в изменение механических характеристик сварных соединений (свойств прочности и пластичности).

Некоторые из результатов исследования по этим вопросам изложены в настоящей статье.

Пластическая деформация. Анализ особенностей пластической деформации свариваемых материалов в условиях сварки давлением (распределение, степень локализации и механизмы ее протекания) показывает, что во всех случаях технологических режимов при используемых скоростях деформирования ($\dot{\epsilon} \sim 1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$, что соответствует диапазону режимов сварки от диффузионной (ДСВ) до сварки взрывом (СВз)), деформация имеет гетерогенный характер с локализацией в области контакта (рис. 1). Для режимов, характерных для ДСВ, степень локализованной деформации достигает $40 \dots 60 \%$ при общей (оцениваемой по осадке свариваемых образцов) деформации $\sim 4 \dots 5\%$. При этом соотношение локализованной деформации сжатия $\epsilon_{\text{л.сж}}$ и растяжения $\epsilon_{\text{л.раст}}$ составляет $\epsilon_{\text{л.сж}} \sim 8 \dots 10 \epsilon_{\text{л.раст}}$. Наблюдается также заторможенность пластической деформации непосредственно у границы раздела свариваемой пары, что связано с состоянием контактирующих поверхнос-

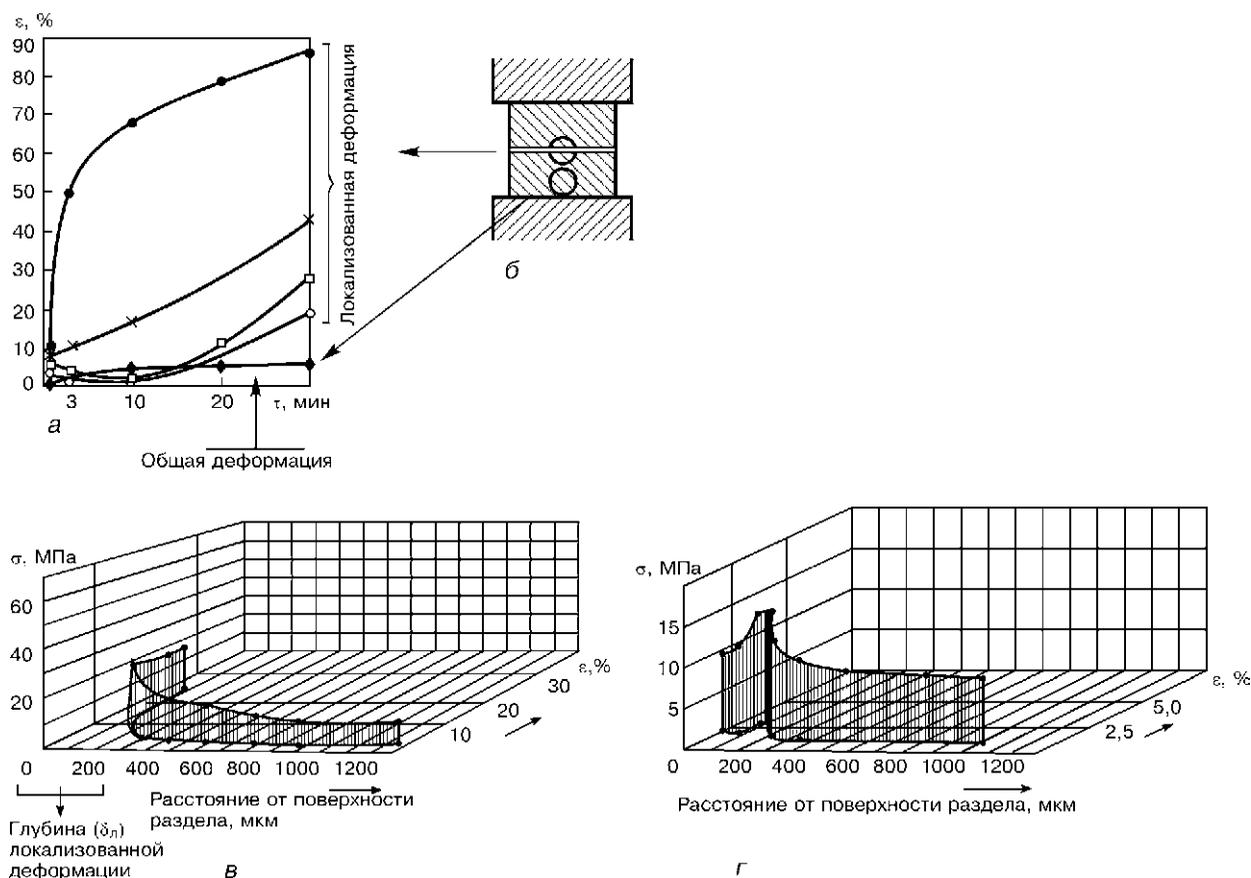


Рис. 1. Распределение деформации в соединениях никеля, ДСВ: *a* — соотношение общей объемной макродеформации и локализованной на различной глубине зоны сварки (● — 35 мкм; × — 200; □ — 300; ○ — 400; ◆ — макродеформация); *б* — схема процесса сварочного нагружения; *в, г* — диаграммы распределения напряжений и локализованной деформации (σ — сжатие, ε — растяжение) на различном расстоянии от поверхности раздела свариваемых материалов

тей (наличием поверхностных оксидов и шероховатостей, обусловленных предварительной обработкой контактирующих поверхностей под сварку).

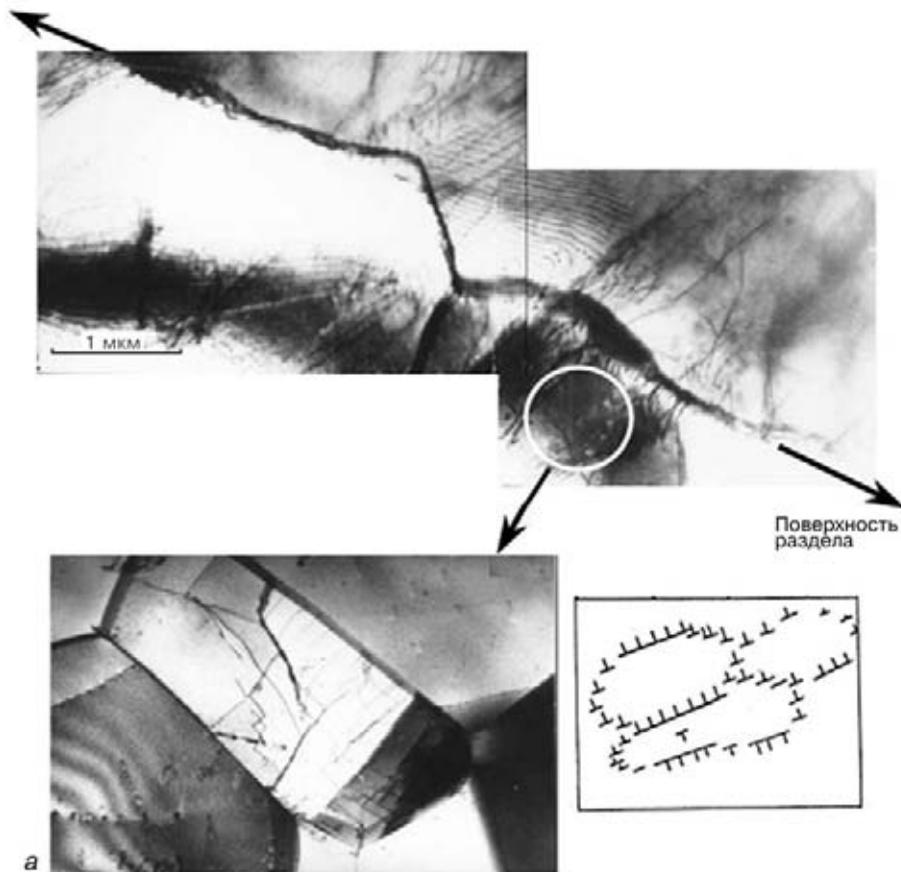
В условиях импульсного нагружения (например, при ударной сварке в вакууме (УСВ)) аналогичный ДСВ уровень общей деформации (~ 4...5 %) приводит к степени локализованной деформации ~ 90...95 %. Степень пластической деформации в приконтактной зоне при сварке взрывом (СВз) составляет уже около 1000 %, при этом соотношение деформации растяжения и деформации сжатия составляет $\varepsilon_{\text{л.раст}} \sim 15...20 \varepsilon_{\text{л.сж}}$. Протяженность зоны локализованной деформации δ отличается при различных способах сварки давлением и составляет соответственно 25...30 (ДСВ), 25...50 (УСВ), 150...200 мкм и более (СВз).

Исследования тонкой структуры методами трансмиссионной электронной микроскопии и статистический анализ типов структур [5–12] позволил сделать вывод о механизмах пластической деформации, реализуемых в зоне сварки при различных скоростях внешнего нагружения. Так, в ходе высокотемпературного деформирования соответственно нарастанию скорости нагружения (при переходе от режимов диффузионной сварки к ударной, магнитно-импульсной и взрывом) в области сварки формируются структуры в следующей последовательности: дислокационные плоские

скопления, клубковые, блочные, ячеистые (рис. 2, *a*), фрагменты и полосовые структуры различного типа (рис. 2, *б–г*).

На характер формирующихся структур (кроме скоростей деформирования) оказывают влияние и другие факторы, зависящие от свариваемых материалов (тип решетки, величина энергии дефектов упаковки (ЭДУ)). Так, при режимах с повышенными скоростями деформирования (СВз) в общем объеме всех типов структур в материалах с низкими значениями ЭДУ (медь, сплав никель-хром) нарастает доля двойникования, фрагментирования и поворотов микрообъемов (рис. 2, *г*). Для металлов с более высокими значениями ЭДУ (алюминий и др.) характерно нарастание доли коллективных форм движения дефектов кристаллической решетки и мощных полос сдвига (ПС), рис. 2, *б* [10, 11]. В случае сварки сложных по фазовому составу материалов (с фазовыми выделениями интерметаллидного и карбидного типов) характер полосообразования отличается: полосовые структуры представляют собой полосы переориентации (ПП) — более дискретные по сравнению с ПС и с резко меняющейся ориентировкой в области торможения полос фазовыми выделениями (рис. 2, *в*) [12].

Согласно выявленным закономерностям и анализа типов структур (рис. 3) можно сделать



вывод, что при минимальных скоростях деформирования ($\dot{\epsilon} \sim 1 \cdot 10^{-4} \dots 1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) пластическая деформация, локализованная вдоль поверхности раздела, осуществляется преимущественно дислокационным скольжением в сочетании с кристаллографическими поворотами деформируемых объемов. С повышением скорости деформирования до $\dot{\epsilon} \sim 1 \cdot 10^4 \dots 1 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ пластическая деформация в зоне сварки реализуется путем коллективных форм движения дефектов решетки, мощных трансляций в виде ПС и ПП в сочетании с поворотами (ротацией) различных по размеру микрообластей, включая и двойникование [10, 11], являющееся одним из видов поворотных механизмов деформации [5]. Изменение типа решетки деформируемого материала (от ГЦК, ОЦК к ГПУ-решетке), а также снижение ЭДУ деформируемого металла приводит к увеличению доли поворотных механизмов пластической деформации.

Как показывают результаты исследований, для интенсификации процесса сварки и повышения качества изделий металл в приконтактной зоне должен иметь структуру, не создающую барьеров для реализации действующих механизмов пластической деформации.

Имея экспериментальную информацию о механизмах пластической деформации, проявляющихся в тех или иных условиях сварочного деформирования, появляется возможность разработки технологических приемов, позволяющих оптимизировать режимы сварки разнородных ме-

таллов. Так, за счет специальной подготовки контактирующих поверхностей, заключающейся в их очистке от интерметаллидных фаз (очистка проводилась на глубину распространения локализованной деформации, т. е. $\sim 200 \text{ мкм}$), удалось увеличить ресурс пластичности в зоне контакта свариваемых узлов высокопрочных алюминиевых сплавов типа 1201, что позволило минимизировать параметры соударений при восстановительном ремонте сваркой взрывом тонкостенных оболочечных металлоконструкций летательных аппаратов [12]. Применяя специальные формирующие обоймы в значительной степени была повышена пластичность в зоне контакта соединений титана с медью при диффузионной сварке в вакууме [10]. В результате использования эффекта фазовой нестабильности в температурном интервале фазовых переходов удалось в процессе сварки значительно повысить пластичность жаропрочного сплава интерметаллидного типа Ti_3Al при ДСВ [13].

Массоперенос и фазообразование. Особенности массопереноса и фазообразования в области контакта разнородных металлов и изменения этих процессов в зависимости от скорости внешнего нагружения исследовали методами радиоактивных индикаторов (последовательным радиоавтографированием и измерением интегральной активности), электронной аналитической растровой микроскопии и трансмиссионной электронной микроскопии.

Было установлено, что в условиях низких скоростей деформирования (ДСВ) в зоне контакта на-

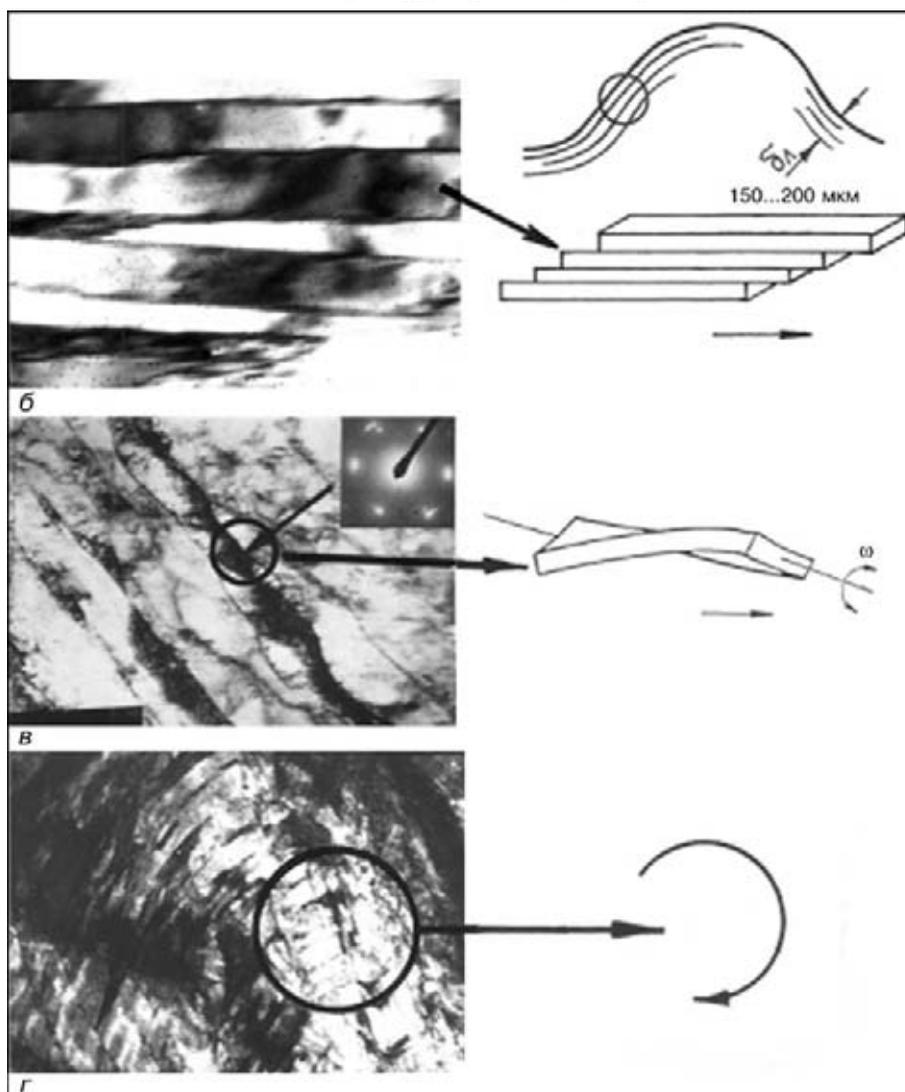


Рис. 2. Структурные изменения в области контакта в зависимости от термодформационных условий сварки в соединениях: *a* – ячеисто-субзеренная структура, $\times 15000$ (XH77TiO, ДСВ); *b* – полосы сдвига, $\times 20000$ (Ni, СВз); *c* – повороты и полосы переориентации соответственно в соединениях

блюдается значительное повышение скорости массопереноса (эффективный коэффициент диффузии в этой области соизмерим с коэффициентами зернограничной и поверхностной диффузии). Однако по глубине зоны локализованной деформации диффузионная подвижность атомов металла резко уменьшается и на расстоянии $\sim 7...10$ мкм от поверхности раздела свариваемых материалов снижается в $150...200$ раз [14]. Предварительная механическая обработка подготовленных под сварку контактирующих поверхностей обычно приводит к увеличению интенсивности массопереноса, а также расширению области активного массопереноса, что обусловлено изначально повышенной дефектностью механически шлифованных свариваемых поверхностей и последующим активным перераспределением дислокаций в термодформационных условиях сварки. Взаимосвязь массопереноса с подвижностью дефектов кристаллической решетки показана на рис. 4, *a, б*. Здесь на отдельных дислокациях и в системах скольжения в меди и титане

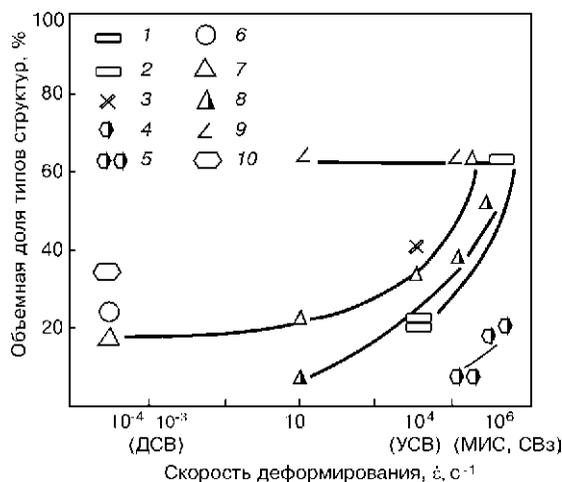
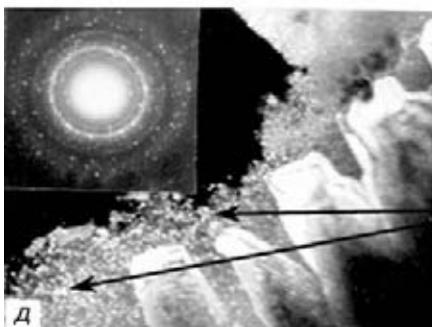
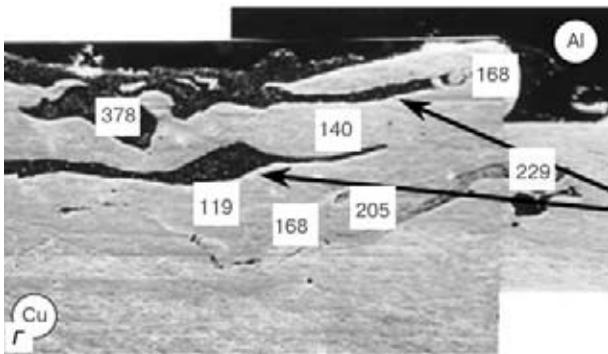
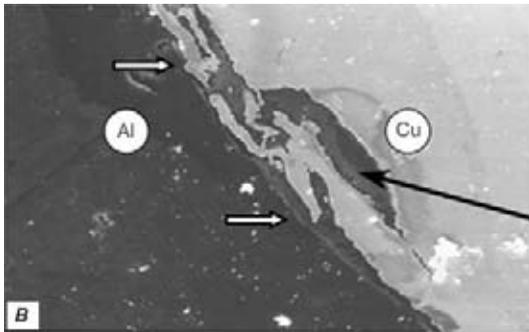
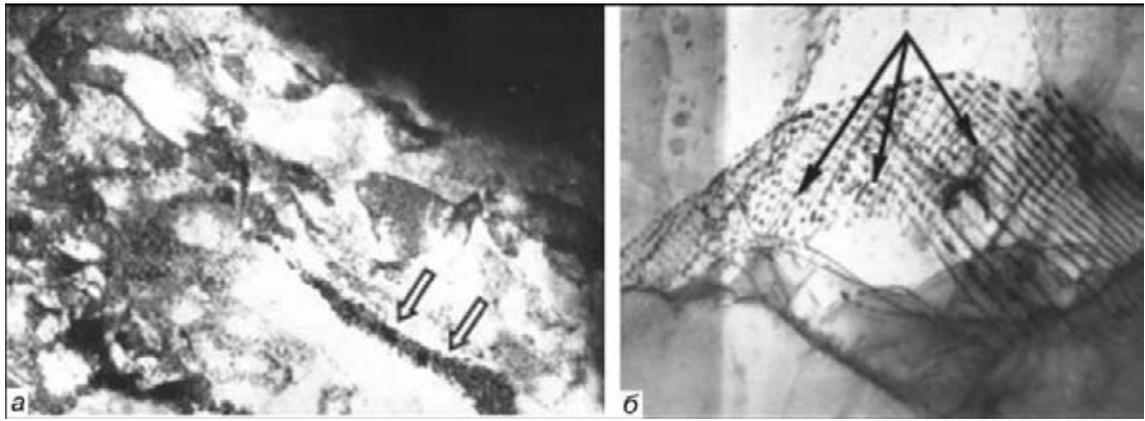


Рис. 3. Изменение типов структур в зоне локализованной деформации при увеличении скорости внешнего нагружения: 1 – ПП; 2 – ПС; 3 – коллективное движение дефектов; 4 – повороты зерен; 5 – пово-



но он выражен в условиях наиболее высоких скоростей сварочного нагружения (МИС, СВз). При исследовании методами растровой электронной микроскопии в различных режимах (во вторичных электронах, характеристическом излучении) слои перемещенных масс просматриваются как обособленные области (адекватные по интенсивности отражения основному металлу) и как области переходного контраста, что обусловлено изменением концентрационных соотношений элементов в слоях (рис. 4, в, з). Другой экспериментально наблюдаемый механизм массопереноса проявляется как хаотический перенос по зоне сварки ультрадисперсных частиц и образований кластерного типа. Распределение подобного типа ультрадисперсных частиц сравнительно равномерное, достаточно четко наблюдается при электронно-микроскопических исследованиях на просвет в режиме темного поля при больших ($\times 200000 \dots 300000$) увеличениях (рис. 4, д). Третий из наблюдаемых механизмов массопереноса — перенос частиц коллективными формами движущихся дефектов кристаллической решетки, т.е. мощными полосами сдвига. Например, при исследовании на просвет полученного сваркой взрывом соединения сталь–алюминий наблюдали перенос частиц железа размером $\sim 1,0$ мкм полосами сдвига в алюминиевую составляющую слоистого соединения на глубину $\sim 100 \dots 120$ мкм от поверхности раздела. Причем, направление движения ПС не имеет какой-либо кристаллографической направленности. Кроме того, часто проявляется механизм массопереноса, связанный с отрывом от свариваемой поверхности частиц более твердого (метаемого) металла и направленным перемещением этих частиц сквозь массив смежного материала. Движущиеся частицы имеют размерность до нескольких микрон, движение проходит вдоль треков-каналов, его направление совпадает с направлением внешних действующих напряжений. Глубина «дрейфа частиц» зависит от интенсивности действующих внешних напряжений. Так, глубина перемещения частиц циркония в медь при УСВ (рис. 4, е–з) составляет порядка нескольких микрон, в соединении железо–алюминий–медь, выполненного сваркой взрывом, глубина перемещения частиц железа в алюминий

видны сегрегационные скопления элементов и зарождение новых мелкодисперсных фаз. С переходом к высокоскоростным способам сварочного деформирования (УСВ, МИС, СВз), судя по структурным, концентрационным и фазовым изменениям, массоперенос осуществляется не только за счет дислокационного, но и по иным механизмам [15, 16]. К таким механизмам относится механический перенос слоев металла. Эффект такого типа проявляется непосредственно у поверхности сопряжения разнородных металлов, причем особен-

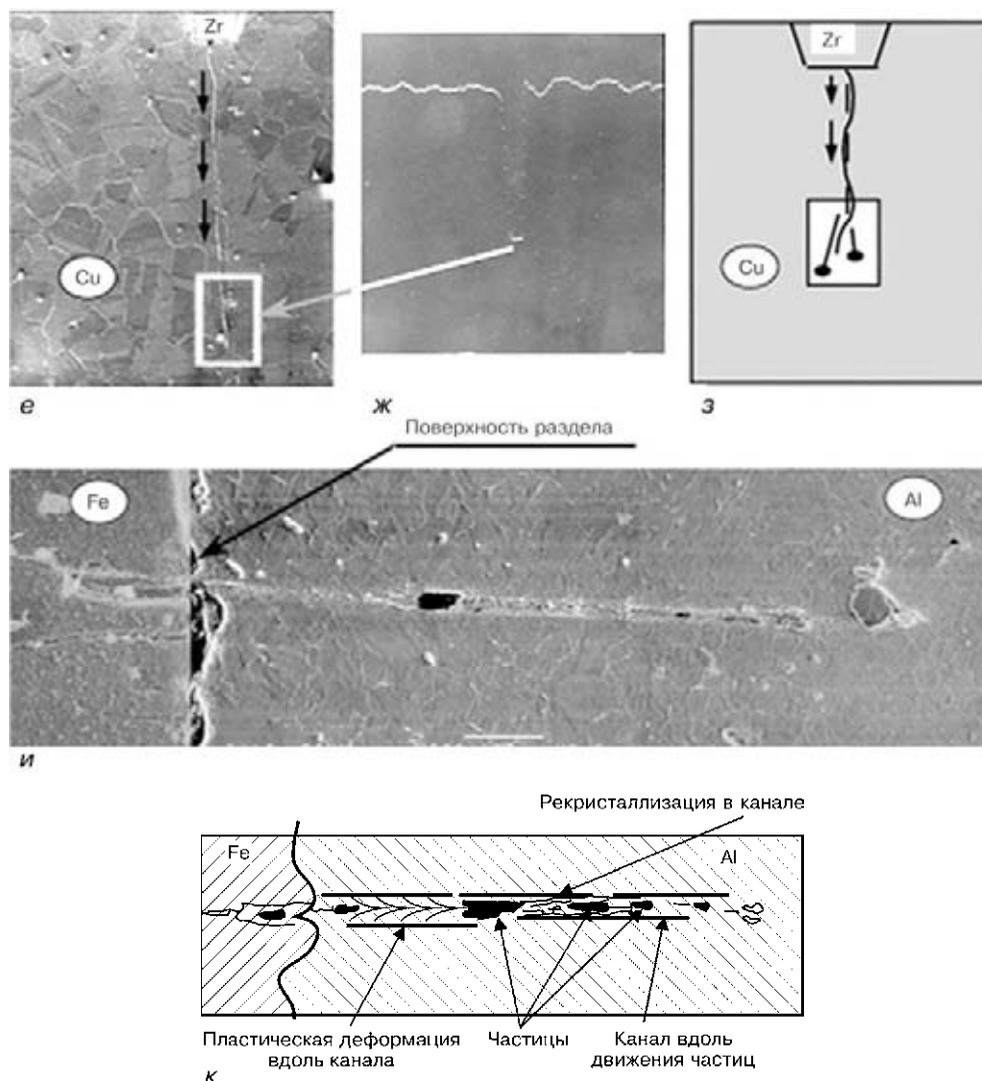


Рис. 4. Характер массопереноса в разнородных соединениях при различных скоростях сварного нагружения: *a* – сегрегационные скопления и ультрадисперсные фазы вдоль суб- и межзеренных границ (соединение Ti + Cu, ДСВ) в титане, $\times 20000$; *b* – дислокационные системы скольжения в меди, $\times 30000$; *в* – механический перенос слоев металла (Al в Cu) в зоне контакта при МИС, $\times 400$; *г* – то же в условиях СВз, $\times 710$; *д* – механический перенос ультрадисперсных частиц Cu в Al при МИС, $\times 200000$; *e-z* – механический перенос частиц Zr в Cu при УСВ (*e* – структурное изображение переноса частиц $\times 140$); *ж* – соответствующее распределение концентрации Zr в этой области; *з* – схема процесса); *и* – структурное изображение переноса частиц Fe в Al при СВз, $\times 200$; *к* – схематическое изображение данной области

составляет ~ 600 мкм и более (рис. 4, *и-к*). Как правило, каналы, вдоль которых осуществляется движение частиц, представляют собой либо захлопнутые полости, либо полости, частично заполненные движущимся потоком различных по размеру частиц. Кроме того, во всех случаях металл в области треков-каналов испытывает значительные упругопластические деформации, свидетельством чему являются четко выраженные следы деформации, фрагментации, а также рекристаллизации (рис. 4, *и-к*). Кроме того, взаимодействие движущихся частиц с другим металлом, сквозь который перемещаются частицы, отсутствует, однако обнаруживается диффузный след в канале, т. е. стенки канала как бы «легированы» элементами движущейся частицы.

Таким образом, в условиях высокоскоростного внешнего нагружения в зоне контакта разнородных металлов действует несколько механизмов массопе-

реноса, среди которых превалирует механический перенос потоков масс и частиц различного размера в направлении действующих внешних сварочных напряжений.

Что касается процессов фазообразования, протекающих в зоне сварки разнородных материалов, то следует отметить, что при низкоскоростных способах сварки процессы фазообразования в основном связаны с дефектами кристаллической решетки – отдельными индивидуальными дислокациями и их скоплениями (субзеренными и межзеренными границами). Процесс фазообразования, как правило, реализуется по следующей схеме: на первых этапах на дислокациях образуются сегрегационные скопления, на базе которых формируются дискретные фазовые образования интерметаллидного и карбидного типа, последующее слияние которых приводит к образованию цепочек фаз и сплошных фазовых прослоек (рис. 5, *a, б*).

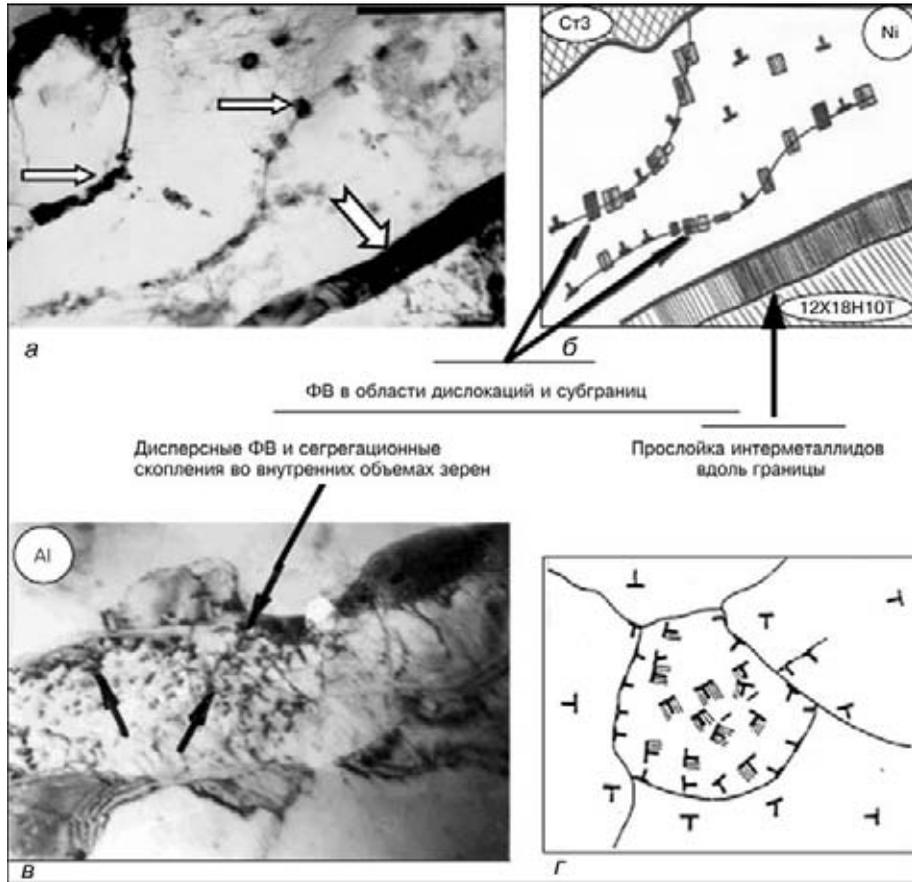


Рис. 5. Фазаобразование в зоне контакта разнородных сварных соединений: а – формирование дисперсных фаз и интерметаллидных прослоек на дислокациях и субграницах в соединении Ст3 + Ni + 12X18H10T, сварка прокаткой, X37000; б – схема, соответствующая структурному изображению; в – характер и распределение мелкодисперсных фаз в соединении Ст3 + Al, СВз, X37000; г – схематическое изображение распределения фаз

Следует отметить, что область образования хрупких фаз привязана к зоне локализации деформации и при низкоскоростных способах сварки (ДСВ) происходит направленный рост новых фаз вдоль плоскости контакта.

Термодеформационные условия с использованием высокоскоростных способов сварки способ-

ствуют диспергированию образующихся интерметаллидных, карбидных фаз и рассредоточению их по широкой зоне сварки, что предотвращает образование сплошных прослоек вдоль поверхности раздела. Поэтому высокоскоростные способы сварки представляются более предпочтительными с точки зрения обеспечения качества сварных

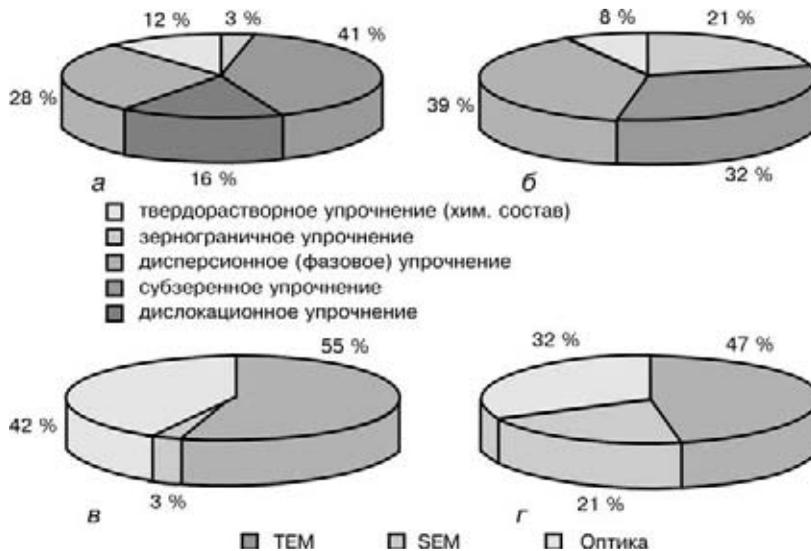


Рис. 6. Диаграммы, отражающие вклад структурно-фазовых составляющих в локальной зоне сварки со стороны Al при инерционной (а) и конвенциональной (б) сварке трением; информационный вклад методик исследований при оценке механических свойств соединений при инерционной (в) и конвенциональной (г) сварке трением

соединений из разнородных материалов. Благоприятная для качества сварных соединений форма фазообразования может обеспечиваться не только повышением скорости сварочного деформирования, но и изменением температурного поля зоны сварки. Так, температура, соответствующая температурному интервалу рекристаллизации, приводит не только к общему росту зерна, но и формированию сплошных зернограничного типа хрупких прослоек, окаймляющих зерна. В противоположность этому температура сварки, соответствующая температуре полигонизации, активизирует дислокационные и фазовые изменения по внутреннему объему зерен, что обеспечивает образование новых фаз, равномерно распределенных по металлу (рис. 5, в, г).

Исследование закономерностей и механизмов основных физико-химических процессов, сопутствующих формированию сварных соединений, в первую очередь, создает предпосылки для оптимизации используемых и разработки новых технологий сварки. Во-вторых, (и это не менее важно) экспериментальный фактаж, полученный с использованием комплекса методов исследования, позволяет сделать оценки вкладов различных структурно-фазовых параметров материалов (химического состава, величины зерна, субзерна, плотности дислокаций, морфологии и распределения фазовых выделений и т. п.) в изменение механических характеристик сварных соединений (как прочностных, так и свойств пластичности). На примере соединения стали Ст3 с алюминием, выполненного при различных режимах сварки трением, показано, что в изменение предела текучести соединения конкретный вклад химического состава в зоне контакта (твердорастворное упрочнение) составляет ~ 3...21 %; величины зерна и субзерна (зеренное и субзеренное упрочнение) соответственно ~ 40...30 %; дислокационного упрочнения ~ 8...12 %; дисперсионного упрочнения (вклад фазовых выделений) ~ 20 % (рис. 6, а, б).

Информационная значимость методик исследования при оценке тех или других механических свойств для приведенного примера соединений следующая: оптическая микроскопия, представляющая объем необходимых для оценки механических свойств структурно-фазовых параметров ~ 30...40 %; растровая электронная микроскопия ~ 3...20 %; просвечивающая электронная микроскопия ~ 47...55 % (рис. 6, в, г).

Таким образом, использование одной из методик является необходимым, но недостаточным условием достоверности оценок взаимосвязи структурно-фазового состояния свариваемых металлов и механических свойств соединения.

1. Гельман А. С. Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 310 с.
2. Основы теории сварки давлением / С. Б. Айнбиндер, Р. К. Глуде, А. Я. Логинова и др. // Автомат. сварка. — 1964. — № 5. — С. 21–27.
3. *Characteristics of behaviour of diffusion in the transition zone of a copper-aluminium joint during friction welding* // I. Yoshiyasu, S. Takahiro, S. Masahiro, T. Masaru // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. AIME. — 1998. — **64**, N 618. — P. 494–499.
4. Yu Zhishui, Wang Fengyang, Li Xiaoquan, Wu Mingfang. Diffusion bonding of copper alloy to stainless steel with Ni and Cu interlayer // Trans. Non-Ferrous Metals Soc. China. — 2000. — **10**, N 1. — P. 88–91.
5. Панин В. Е., Лухачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. — Новосибирск: Наука, 1985. — 229 с.
6. *Микромеханизмы и условия локализации деформации при высокоэнергетическом нагружении* / В. Г. Петушков, Л. И. Маркашова, М. И. Зотов и др. // Материалы X Междунар. конф. «Высокоэнергетическое воздействие на металлы» (Люблина, СФРЮ, 18–22 сент. 1989 г.). — Люблина, 1989. — С. 325–332.
7. *Essman V. U. Elektronenmikroskopische Untersuchung verformter Kupfereinkristalle* // Phys. Stat. Sol. — 1965. — N 12. — P. 723–747.
8. *Microstructural aspects of strain localisation in Al-Mg alloys* / A. Korbil, J. D. Embury, M. Hotherly, P. L. Martin, H. W. Eebelson // Acta Met. — 1986. — **34**, N 10. — P. 1999–2009.
9. *Gzewen J., Nola T., Sautz D. Elektronenmikroskopische Untersuchungen an Scherbändern* // Z. Metallurg. — 1977. — **68**, N 4. — P. 260–265.
10. *Peculiarities of formation of an interfacial zone in pressure welding of dissimilar metals* / L. I. Markashova, L. S. Kireev, V. N. Zamkov, V. K. Sabokar // Welded structures. — Harwood Acad. publ. — 1997. — N 8 — P. 137–147.
11. *Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М. Особенности пластической деформации разнородных материалов при сварке давлением* // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 12–16.
12. *Особенности пластической деформации алюминия при сварке взрывом* / В. Г. Петушков, Л. И. Маркашова, М. И. Зотов, Л. Д. Добрушин // Сб. докл. по спецметодам сварки (Загреб, СФРЮ, 30 марта 1989 г.). — Загреб, 1989. — С. 61–67.
13. *Особенности структурных изменений жаропрочного сплава на основе Ti₃Al при сварке давлением в вакууме* / В. Н. Замков, Л. И. Маркашова, Л. С. Киреев, И. К. Тяпко // Автомат. сварка. — 1992. — № 9. — С. 13–16.
14. *Маркашова Л. И., Малевский Ю. Б. Особенности диффузии при сварке без расплавления* // Там же. — 1978. — № 10. — С. 9–11, 23
15. *Особенности фазообразования в условиях сварки давлением разнородных материалов при высокоскоростном деформировании* / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова, И. Л. Богайчук // Металлофизические новейшие технологии. — 2001. — С. 1403–1417.
16. *Процессы массопереноса в условиях сварки давлением разнородных материалов* / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Г. М. Григоренко, Е. Н. Бердникова // Автомат. сварка. — 2002. — № 7. — С. 43–49.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ ВСТЫК ПЛАСТИН ИЗ ПЕНИСТОГО МАТЕРИАЛА

В. И. МАХНЕНКО, Н. И. ПИВТОРАК (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),
П. ЗАЙФФАРТ, У. ЯСНАУ (SLV, г. Росток, Германия)

На основе математического моделирования температурного поля рассмотрен процесс формирования соединения при лучевых способах сварки встык пластин из пенистого материала с промежуточной сплошной прослойкой.

The process of formation of joints on plates of a foam material though a solid interlayer using beam butt welding methods is considered in terms of mathematical modelling of temperature field.

Введение. В последние годы резко возрос интерес к применению в технике сверхлегких конструкционных материалов на основе пенистой (пористой) макроструктуры [1–3 и др.]. Интенсивно ведутся исследования свойств таких материалов как экспериментальными, так и расчетными [4] средствами.

Достаточно важным является вопрос соединения элементов конструкций из таких материалов [5 и др.]. Естественно, большой интерес представляют неразъемные соединения на основе известных сварочных процессов. Однако имеющийся опыт показывает, что использование традиционных способов сварки плавлением связано со значительными трудностями при формировании достаточно качественных соединений. Применение специальных мероприятий для пенообразования металла жидкой ванны достаточно сложно, поэтому особый интерес вызывают способы сварки плавлением, при которых будет иметь место минимальное расплавление основного материала. В частности, использование лучевых способов с промежуточной сплошной расплавленной прослойкой, как показано на рис. 1,

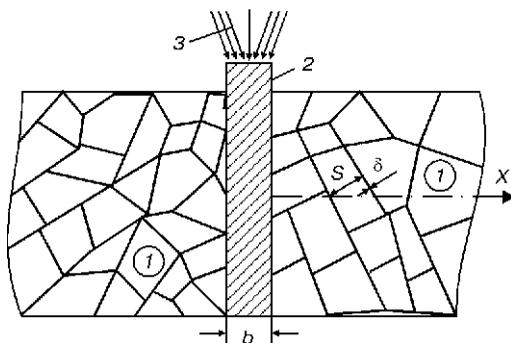


Рис. 1. Схема сварки встык плавлением пористого материала со сплошной расплавленной прокладкой: 1 — основной материал; 2 — прокладка; 3 — тепловой поток (S — размер поры, δ — толщина металлической стенки поры)

позволяет получать достаточно качественное формирование сварного соединения. Однако выбор рациональных энергетических параметров режима сварки и толщины прослойки b , при которых проплавление основного материала будет минимальным, требует достаточно тщательных исследований.

В этом случае значительную помощь могут оказать методы математического моделирования, основанные на соответствующем описании процесса нагрева сварочным источником тепла конкретного соединения с учетом специфики макроструктуры материала. Последнее может в значительной степени оказывать влияние на распространение тепла, поскольку пустоты (поры) по сравнению с металлической основой являются существенным барьером такому распространению.

Краткое описание математической модели. Обычно макроструктуру пенистого материала описывают статистическим законом распределения размеров пор. В качестве иллюстрации на рис. 2 приведены макрошлифы сечений материала из пенистого алюминия, а на рис. 3 — статистические данные относительно плотности распределения (частоты) размеров отдельных ячеек (пор) $P(S_i)$.

Из рисунков видно, что форма отдельных пор достаточно сложная и их характерные размеры S могут меняться случайно в достаточно широких пределах. Если известен статистический закон распределения размеров S , т.е. $P(S)$, как на рис. 3, и средняя плотность пористого материала γ , то, задавшись определенной формой элементарной ячейки, можно рассчитать среднюю толщину стенки 2δ таких ячеек.

Например, если принять элементарные ячейки в виде куба со стороной S , то величину δ можно определить из уравнения

$$\gamma = \gamma_0 \frac{\sum_i^N [S_i^3 - (S_i - \delta)^3] P(S_i)}{\sum_i^N S_i^3 P_i}, \quad (1)$$

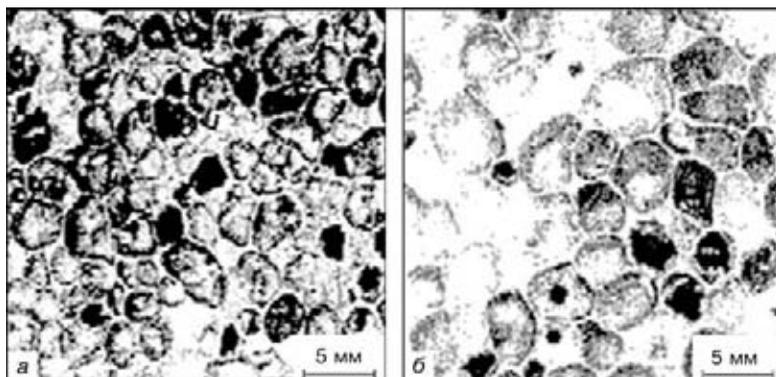


Рис. 2. Макрошлифы сечений двух материалов из пенистого алюминия для более мелких (а) и более крупных (б) пор [2]

где γ_0 — плотность основного материала; N — количество ячеек в достаточно представительном объеме.

После несложных преобразований из (1) получим следующее кубическое уравнение для определения величины δ :

$$\delta^3 - A\delta^2 + B\delta = F, \quad (2)$$

где

$$A = \frac{\sum_{i=1}^N 3S_i P(S_i)}{\sum_{i=1}^N P(S_i)}; \quad B = \frac{\sum_{i=1}^N 3S_i^2 P(S_i)}{\sum_{i=1}^N P(S_i)}; \quad (3)$$

$$F = \frac{\gamma}{\gamma_0} \frac{\sum_{i=1}^N 3S_i^3 P(S_i)}{\sum_{i=1}^N P(S_i)}.$$

При достаточно большой выборке N $\sum_{i=1}^N P(S_i) = 1$ соответственно

$$A = 3\bar{S}_i, \quad B = 3\langle S_i^2 \rangle, \quad F = \frac{\gamma}{\gamma_0} \langle S_i^3 \rangle, \quad (4)$$

где \bar{S}_i — математическое ожидание случайной величины S_i ; $\langle S_i^2 \rangle$, $\langle S_i^3 \rangle$ — математическое ожидание соответственно случайной величины S_i^2 , S_i^3 .

На рис. 4 приведены результаты расчета величины δ для двух распределений $P(S_i)$ размеров элементарных ячеек по рис. 3, а, б в

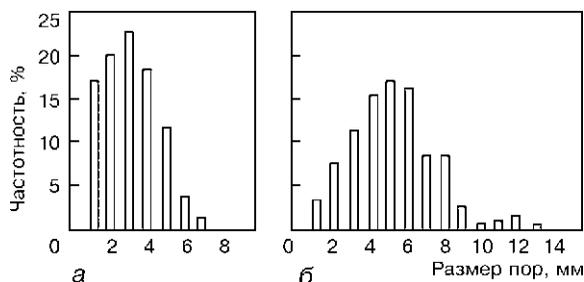


Рис. 3. Статистические данные относительно плотности распределения размеров отдельных ячеек $P(S_i)$ для материалов, приведенных на рис. 2

зависимости от коэффициента сплошности отношения γ/γ_0 (соответственно коэффициент пористости равен $1 - \gamma/\gamma_0$).

Видно, что величина δ монотонно возрастает от нуля при $\gamma/\gamma_0 = 0$ до некоторого предельного значения $\delta_{пр}(P) \approx \bar{S}_i$ при $\gamma/\gamma_0 \rightarrow 1,0$. В частности, для варианта на рис. 3, а $\delta = 0,1$ мм при $\gamma/\gamma_0 = 0,06$, т.е. средняя толщина стенки пор $2\delta \approx 0,20$ мм при $\bar{S}_i = 3,33$ мм.

Для этого же варианта на рис. 3, б $\delta = 0,5$ мм при $\gamma/\gamma_0 = 0,30$, т.е. средняя толщина стенки пор $2\delta \approx 1,0$ мм при $\bar{S}_i \approx 3,33$ мм.

Рассмотренное моделирование макроструктуры пенистого материала можно считать наиболее простым и естественно достаточно грубым приближением. Возможны и другие более сложные варианты схематизации геометрии элементарных ячеек и толщин перегородок [4], ближе отражающие наблюдаемую реальность. Однако при этом существенно возрастает количество характерных параметров макроструктуры, увеличивается трудоемкость численного описания и воспроизведения с учетом стохастичности ее строения.

Следует отметить, что воспроизведение процесса сварочного нагрева пенистой макроструктуры при заданных характеристиках ее стохастического описания требует также специальных подходов. В случае быстрого движения источника сварки, используя схему мощного быстродвижущегося источника тепла [6], можно независимо рассматривать отдельные поперечные сечения сварива-

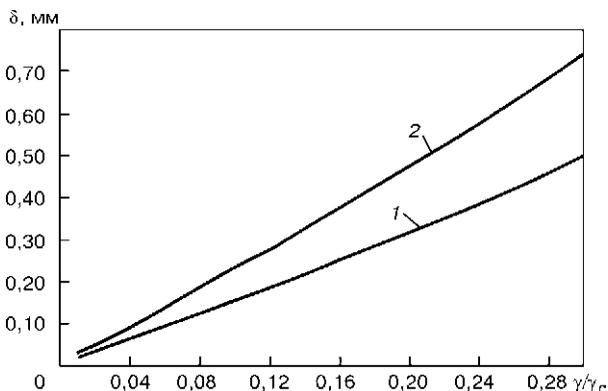


Рис. 4. Зависимость средней полутолщины стенок δ от величины γ/γ_0 для $P(S_i)$: 1 — по рис. 3, а; 2 — по рис. 3, б

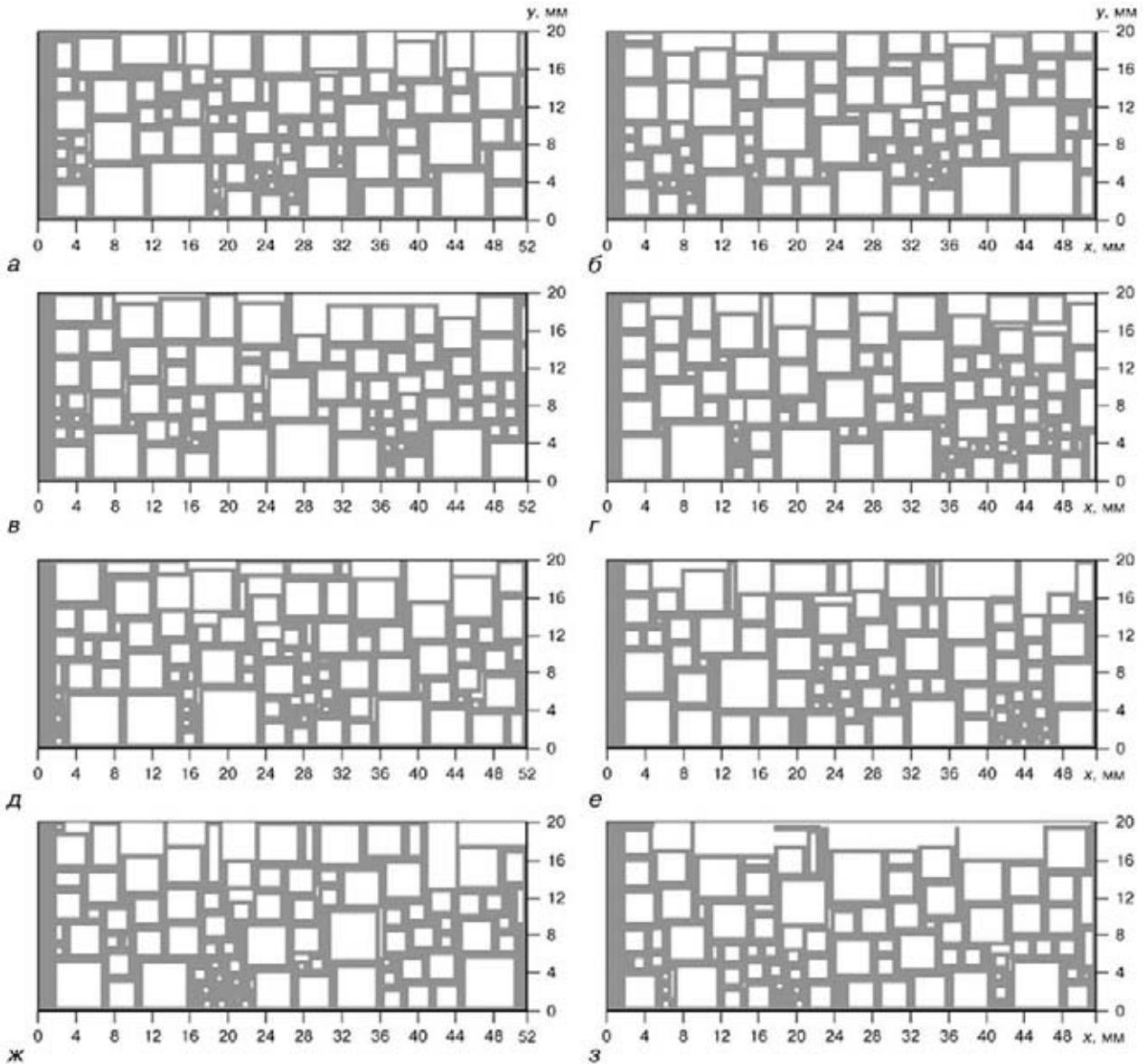


Рис. 5. Макроструктуры моделируемых случайных сечений (а–з) для материала, представленного на рис. 3, а при $\gamma/\gamma_0 = 0,30$, $S_i = 3,33$ мм

емого материала с соответствующей случайной морфологией пенистой макроструктуры. Численное решение задачи определения зоны проплавления для каждого такого сечения при конкретных условиях сварки является отдельным случайным результатом для данного материала. При достаточно большой выборке этих результатов можно получить статистические характеристики зоны проплавления данного материала при конкретных условиях сварки. Из изложенного следует, что получение соответствующего набора случайных пенистых макроструктур для данного материала с заданными статистическими характеристиками, определяемыми плотностью распределения $P(S_i)$ размеров ячеек при соответствующей идеализации их формы и толщины перемычек δ , является исходным фактором численного моделирования рассматриваемой задачи. В работе для этих целей использовался генератор ряда случайных чисел, с помощью которого при заданном $P(S_i)$ выбирались

последовательно ячейки для заполнения рассматриваемой области $0 < x < l_x$, $0 < y < l_y$ (рис. 5).

Каждое случайное сечение определялось начальным числом указанного ряда, которое фиксировалось (для повторного воспроизведения), но выбиралось также случайно. Как видно из рис. 5, пенистые макроструктуры, имеющие одинаковые $P(S_i)$, достаточно заметно отличаются, что, естественно, должно отразиться и на результатах численного моделирования размеров и формы зоны проплавления при соответствующем сварочном нагреве.

Для получения данных относительно зоны проплавления конкретной макроструктуры использовался обычный подход решения тепловой задачи в рамках схемы быстро движущегося источника (2D) для области с переменными свойствами (алюминиевый сплав — воздух, табл. 1). Размеры конечных элементов выбирали в зависимости от средней толщины 2δ стенок пор.

Таблица 1. Теплофизические свойства алюминиевого сплава АМг6 [7] и сухого воздуха [8] в зависимости от температуры

T, °C	λ, Вт/(см·°C)		сγ, Дж/(см ³ ·°C)		T, °C	λ, Вт/(см·°C)		сγ, Дж/(см ³ ·°C)	
	Воздух	АМг6	Воздух	АМг6		Воздух	АМг6	Воздух	АМг6
20	2,6·10 ⁻⁴	1,1	1,2·10 ⁻⁴	2,5	500	5,74·10 ⁻⁴	1,8	0,50·10 ⁻⁴	2,95
100	3,49·10 ⁻⁴	1,2	0,95·10 ⁻⁴	2,6	600	6,2·10 ⁻⁴	2,0	0,45·10 ⁻⁴	3,0
200	3,93·10 ⁻⁴	1,4	0,76·10 ⁻⁴	2,7	700	6,71·10 ⁻⁴	–	0,41·10 ⁻⁴	
300	4,6·10 ⁻⁴	1,5	0,64·10 ⁻⁴	2,8	800	7,18·10 ⁻⁴	–	0,38·10 ⁻⁴	
400	5,21·10 ⁻⁴	1,6	0,56·10 ⁻⁴	2,9	1000	8,07·10 ⁻⁴	–	0,33·10 ⁻⁴	

Примечание. Для АМг6 T_S ≈ 560 °C, T_L ≈ 640 °C, скрытая теплота плавления g_{ск} = 389 Дж/г = 1050 Дж/см³.

Тепловая погонная энергия q_п источника сварочного нагрева распределялась по нормальному закону по ширине и глубине промежуточной сплошной прослойки из алюминиевого сплава, т.е. в виде

$$g(x, y) = g_0 e^{-K_x x^2 - K_y y^2}, \quad (5)$$

где $g_0 = \frac{\pi q_p}{\sqrt{K_x K_y}}$; K_x, K_y – коэффициенты сосредоточенности теплового потока соответственно вдоль осей x и y.

Поскольку при лучевых способах сварки имеются возможности для регулирования распределенности теплового потока, то в работе принималось

$$K_x = \frac{4a_x}{b^2}, \quad K_y = \frac{4a_y}{H^2}, \quad (6)$$

где H – желаемая (реально) глубина проплавления прослойки; a_x, a_y – параметры технологического процесса, которые наряду с q_п необходимо определить в результате расчета размеров зоны проплавления для соответствующих макроструктур поперечных сечений.

Пример расчета. Ниже приведены примеры соответствующих расчетов, демонстрирующие процедуру описываемого подхода при сварке встык с двух сторон пластины толщиной 20 мм, имеющей пористую макроструктуру, с характеристиками распределения P(S_i) по рис. 3.

На рис. 5 приведены макроструктуры моделируемых случайных сечений с характеристиками

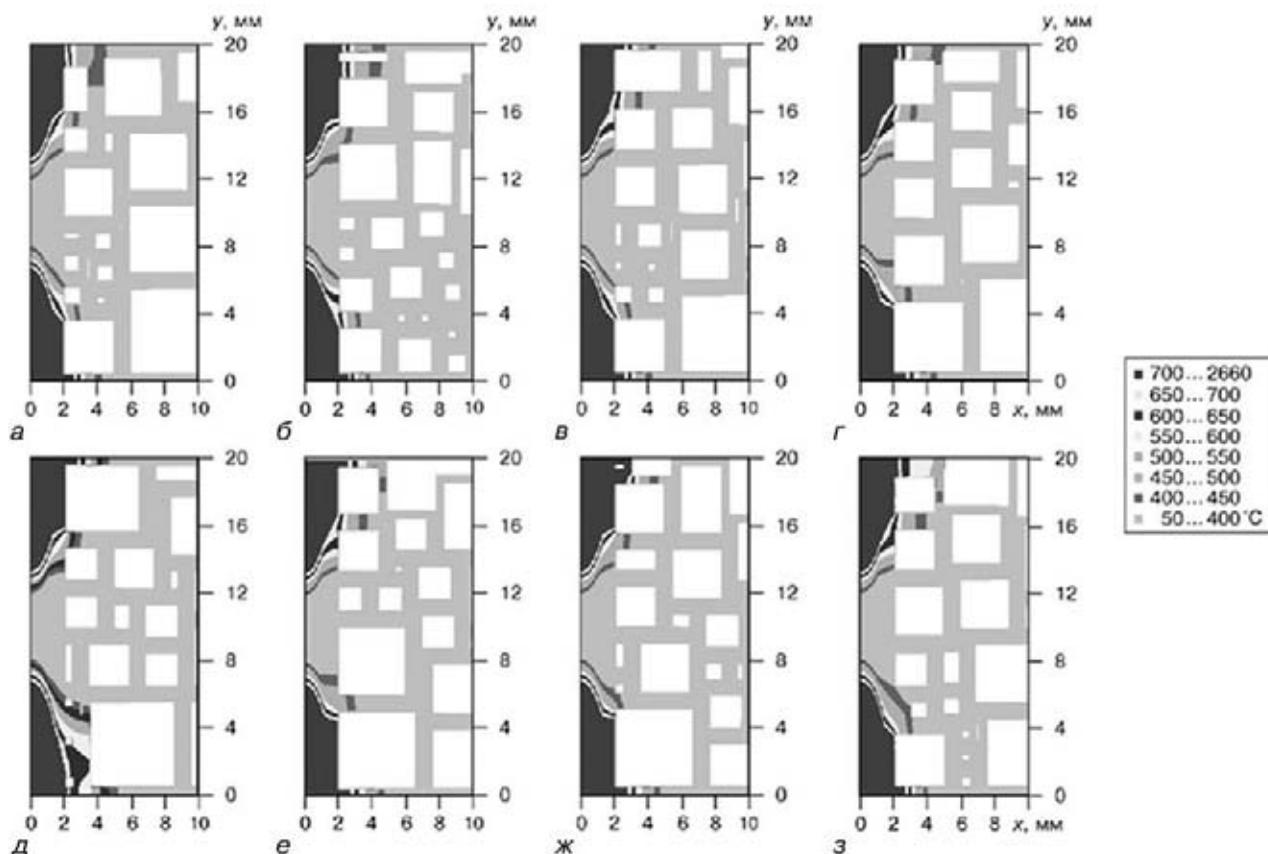


Рис. 6. Распределение максимальных температур в сечениях из рис. 5 (а–э) при q_п = 90,8 Дж/мм, δ = 0,5 мм, γ/γ₀ = 0,30

Таблица 2. Рекомендуемые погонные энергии при сварке пластины толщиной 20 мм из пенистого алюминия с промежуточной сплошной прослойкой (см. рис. 1) при $K_x = 0,43 \text{ мм}^{-2}$ и $K_y = 0,03 \text{ мм}^{-2}$, $b = 3 \text{ мм}$, $H = 5 \text{ мм}$

№ варианта	γ/γ_0	$P(S_i)$	\bar{S}_i , мм	δ , мм	$q_{\text{п}}$, Дж/мм
1	0,065	Рис. 3, а	3,33	0,1	72,7
2	0,085	Рис. 3, б	4,85	0,2	59,6
3	0,30	Рис. 3, а	3,33	0,5	90,8
4	0,60	»	3,33	1,2	166,7

по рис. 3, а при $\gamma/\gamma_0 = 0,30$ и $2\delta = 1,0$ мм. Температурные поля и соответственно размеры зоны проплавления рассчитывались при различных технологических параметрах $q_{\text{п}}$, K_y , K_x . На рис. 6 приведены результаты распределения максимальных температур для сечений на рис. 5 при $q_{\text{п}} = 90,8 \text{ Дж/мм}$, $K_x = 0,43 \text{ мм}^{-2}$ и $K_y = 0,03 \text{ мм}^{-2}$ при $b = 3 \text{ мм}$ и $H = 5 \text{ мм}$. Указанные технологические параметры определены в результате численных экспериментов и близки к оптимальным из условий, что зона должна быть таковой, чтобы не разрушалась пористая структура прилегающего основного металла и определялась максимальными температурами $\sim 600 \dots 660 \text{ }^\circ\text{C}$.

Для других вариантов отношения γ/γ_0 и размеров \bar{S}_i поступали аналогичным образом. Данные относительно рекомендуемых значений $q_{\text{п}}$ приведены в табл. 2.

Видно, что увеличение пористости, т. е. величины $1 - \gamma/\gamma_0$ требует более низких тепловложений

из условия сохранения пористой макроструктуры основного металла в зоне соединения. Более низкие тепловложения требуются также при одинаковых γ/γ_0 , но больших S_i , что следует из табл. 2 при сравнении вариантов № 1 и 2.

Выводы

1. При сварке пенистого алюминия рациональные режимы сварки зависят от пористости материала и в определенной степени от статистических характеристик размеров элементарных ячеек.

2. Численные методы, основанные на знании стохастических характеристик макроструктуры пенистого материала, позволяют получать определенные оценки по рациональным режимам сварки. Однако достоверность таких оценок существенно зависит от адекватности математического описания указанной макроструктуры, что требует соответствующих дальнейших разработок.

1. *Proceeding of the International Conference «Metal foams and porous metal structures» (MetFoam'99)*, 14–16 June, 1999. — Bremen, 1999. — 420 p.
2. *Alporas aluminium foam: production process, properties and applications* / T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama, A. Kitahara // *Adv. Eng. Mat.* — 2000. — 2, N 4. — P. 179–183.
3. *High-porosity titanium, stainless steel and super alloy parts* / M. Bram, C. Stiller, H. P. Buchkremer, D. Stover, H. Baur. // *Ibid.* — 2000. — 2, N 4. — P. 196–199.
4. *Raabe D. Computational materials science // The simulation of materials microstructures and properties.* — Willy — VCH, 1998. — P. 379.
5. *Olurin O. B., Fleck N. A., Ashby M. F. Joining of metal foams with fosterer* // *Adv. Eng. Mat.* — 2000. — 2, N 8. — P. 521–525.
6. *Рыкалин Н. Н. Расчет тепловых процессов при сварке.* — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
7. *Лифшиц Б. Г., Крапошин В. С., Липецкий Я. Л. Физические свойства металлов и сплавов.* — М.: Металлургия, 1980. — 320 с.
8. *Исаченко В. П., Осипова В. А., Сукомел А. С. Теплопередача.* — М.: Энергия, 1975. — 485 с.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА
MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES

CALCULATION OF MICROSTRUCTURE EVOLUTION IN 6082-T6 WELDS FOR RESIDUAL STRESSES AND DISTORTION SIMULATION

J. KOTOWSKI, V. MICHAILOV, H. WOHLFAHRT

(Welding Institute, Technical University of Braunschweig, Germany)

Different temperatures reached at different locations during a heat treatment or welding process have a strong influence on the developing strength properties, residual stresses and distortions. Assuming the welding process as a decoupled thermomechanical problem, an approach based on the metallurgical model of Myhr and Grong has been made to determine the microstructure and hardness distribution in the HAZ as a base for the calculation of welding residual stresses and distortion using the finite element method. The calculations were done by sequentially coupling a thermodynamical model of the welding process, a microstructure model and a mechanical model. As an example of application TIG- and electron-beam welds on AlMgSi1 (6082-T6) plates were analysed. The experimentally obtained data have been found in good agreement with the results of the finite element calculations.

Разные температуры зон, характерные для процесса термической обработки или сварки, оказывают значительное влияние на прочностные свойства, развитие остаточных напряжений и деформаций. Исходя из предположения, что сварочный процесс является несвязанной термомеханической задачей, для определения распределения микроструктуры и твердости в зоне термического влияния был разработан подход, основанный на металлургической модели Мира и Гронга, который использовался в качестве базы для расчета остаточных сварочных напряжений и деформаций по методу конечных элементов. Расчет был выполнен с помощью последовательного связывания термодинамической модели сварочного процесса с моделями микроструктуры и механических характеристик. В качестве примера был проведен анализ швов, выполненных сваркой ТИГ и ЭЛС на пластинах AlMgSi1 (6082-T6). Полученные экспериментальные данные в достаточной степени соответствовали результатам расчетов по методу конечных элементов.

Introduction. Welding residual stresses strongly affect the performance capabilities of the joined parts, since the local highly concentrated heat input during welding results in more or less high residual stresses, distortion, as well as microstructural changes. Distortion can lead to problems already in production, machining and assembling of welded structures and therefore represents a cost factor not to be ignored. Additionally, the lifetime of building materials can be reduced immensely by distortion. So the quality of welded structures relies to a high degree on the control of the resulting residual stresses and distortions. It is therefore desirable to calculate residual stresses and distortion during the construction phase and before the planning of the production sequence. At present, great efforts are necessary for running experiments to optimize the production sequence. This includes finding optimum welding sequences and clamping conditions, etc. Such measurements are only possible to a limited extent and may raise the production costs immensely. With regard to the cost pressure many companies are exposed to, and the necessity to make drastic rationalization measures, low-distortion and welding fabrication gains more and more importance today. Since the origin of welding distortion and residual stress depends on several factors, the finite element method is the only possibility for their calculable prediction. But reliable predictions

can only be made based on very complex FE-models. Irrespective of the FE-code used, large and complex welded structures require extensive calculations, which can hardly be coped with within a justifiable time exposure by using common computer hardware. Another obstacle for the broad use of the FE-method to solve welding problems is the lack of high temperature material data as well as the effort for determining the heat input and its distribution during welding. Since the calculated transient temperature field is the basis for all of the following calculations (mechanics, structural changes), it should be calculated conscientiously. The easiest way is to use point and/or line sources. Volumetric heat sources with a Gaussian distribution represent a best variation. The calibration of the heat sources is usually done by gauging the size of the weld pool and the welding thermal cycles.

The present paper shows how to model the microstructural changes in AlMgSi alloys due to the heat treatment caused by welding processes as a base for calculating residual stresses and distortion.

Modelling of microstructure evolution. Age-hardenable aluminum alloys of the 6000 series are the most frequently used type as structural components in welded assemblies. Owing to the presence of fine needle-shaped β'' -(MgSi)-precipitates, developing during the heat treatment process, they offer tensile strength values higher than 350 MPa. The precipitations and the associated increased strength are parti-

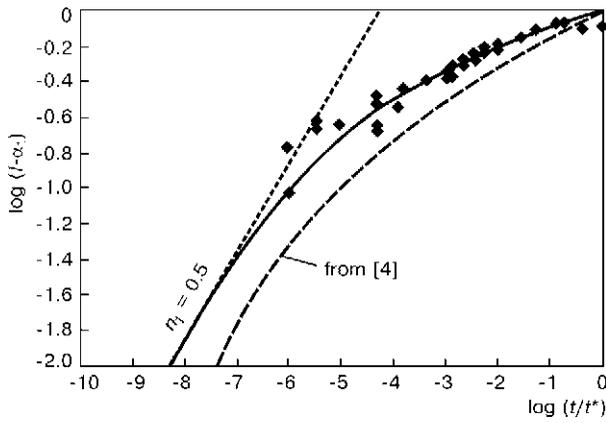


Figure 1. Dissolution kinetics of β'' -(MgSi)-precipitates in 6082-T6 aluminium alloys

ally or completely reversed in the heat-affected zone (HAZ) under the influence of the thermal cycles that typically occurs during welding, if the peak temperature exceeds approximately 220 °C. To control recrystallisation and grain growth in the material during hot forming, manganese is added. Manganese provides favourable nucleation sites for the precipitation of non-hardening β' -(Mg₂Si)-precipitates. This results in a significant reduction of the HAZ strength. Near the melting zone some solute is precipitated anew in form of hardening β'' -particles (natural ageing). Based on the model developed by Myhr and Grong [1, 2] it is possible to calculate the HAZ strength distribution after welding and subsequent natural ageing, when the weld thermal cycle is known. Equation (1) describes the dissolution of the β'' -particles.

$$\frac{f}{f_0} = 1 - \alpha_1 = \left(\int_0^t \frac{dt}{t_1^*} \right)^{n_1} = I_1^{n_1}, \quad (1)$$

where f_0 is the volume fraction of β'' -particles which falls from its initial value to the actual value f . The time exponent n_1 decreases continuously from 0.5 to about 0.14 with higher values of f/f_0 . The functional correlation $n_1(f/f_0)$ is determined by recording a master curve using welding simulated test specimens (Fi-

gure 1). The obtained data has to be extrapolated down to very low values of f/f_0 (low kinetic strength of the thermal cycle) until the slope of the curve approaches approximately 0.5. The dissolution rate gradually declines, because of impingement of diffusion fields from neighbouring particles. This is expressed by the declination of n_1 ; t_1^* is the time taken for complete dissolution of the β'' -particles at a given temperature T and is calculated by equation (2):

$$t_1^* = t_{r_1}^* \exp \left[\left(\frac{Q_s}{n_1 R} + \frac{Q_d}{R} \right) \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{r_1}} \right) \right]. \quad (2)$$

Therefore, a time integral of the according welding thermal cycle relative to the temperature dependent maximum holding time t_1^* is decisive for the dissolution of the precipitates in the HAZ. The resulting local hardness and strength in the reverted zone decreases according to equations (3) and (4):

$$HV = HV_{\min} + (HV_{\max} - HV_{\min})\alpha_1, \quad (3)$$

$$\sigma = \sigma_{\min} + (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})\alpha_1, \quad (4)$$

where HV_{\min} is the hardness after complete particle dissolution; HV_{\max} is the base metal hardness for the actual temper condition (e.g. artificially aged or naturally aged); σ_{\min} is the yield strength after complete particle dissolution; and σ_{\max} is, accordingly, strength of the base metal. During natural ageing the hardness and strength in the reverted zone increases within 5–7 days. The resulting hardness and strength after this time depends on the fraction of solute after the thermal cycle. The maximum hardness after natural ageing of about 80 HV is only reached when the fraction of solute (f/f_0) is equal to 1. The natural ageing model is described by equations (5)–(7):

$$\alpha_2 = 0.56[(0.95^{I_2})^{1/2} - \alpha_1]^2, \quad (5)$$

$$I_2 = \int_0^t \frac{dt}{t_2^*}, \quad (6)$$

$$t_2^* = t_{r_2}^* \exp \times \left[\frac{A_0}{R} \left(\frac{1}{T(T_s - T)^2} - \frac{1}{T_{r_2}(T_s - T_{r_2})^2} \right) + \frac{Q_d}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{r_2}} \right) \right]. \quad (7)$$

Here, I_2 is the so called «kinetic strength» of a thermal cycle for precipitation of non-hardening β' -particle; t_2^* is the critical hold time required to reduce α_2 to 95 % of its original value at a given temperature. The constant value 0.56 results from equation (3) with HV_{\max} 80, HV_{\min} 42 and HV_{\max} 110.

A combination of the reversion- and the natural ageing model gives the resulting HAZ hardness respectively strength profile and is shown in Figure 2. At the intersection the two competing processes, dissolution and precipitation, are in equilibrium. For consideration of natural ageing effects the parameter α_1 in equation (3) is replaced with α_2 from equation (5) at the intersection point.

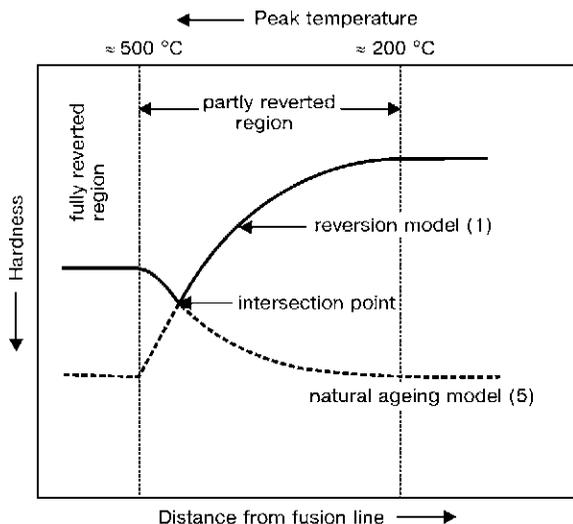


Figure 2. Hardness profile as calculated from equations (1) and (5)

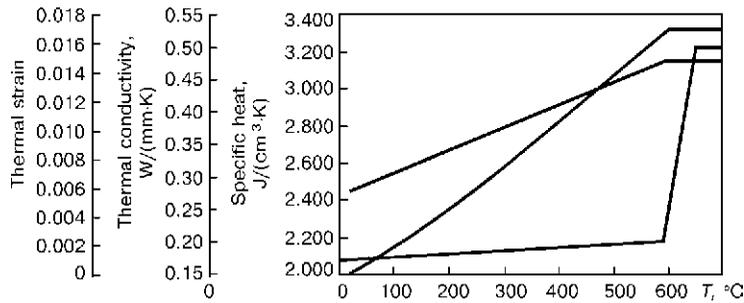


Figure 3. Temperature dependent material properties for the calculation of the temperature field

The finite element model. For validating the model (i.e. the strength distribution after welding) and investigating the influence of the microstructural changes on the development of welding residual stresses and distortion, TIG and EBW experiments on plates of 6082-T6 were conducted.

Assuming the welding process as a decoupled thermomechanical problem, the calculation can be separated in three parts; a heat-flow model for calculating the transient temperature field, a metallurgical model for prediction of the microstructure evolution in the HAZ, and a thermomechanical model for calculation of the resulting residual stresses and distortion and/or further processing step.

The calculations were performed with the FEA-Codes SYSWELD[®] and ANSYS[®]. In ANSYS the algorithms for calculation of the metallurgy and the heat source were implemented by adding selfprogrammed Fortran/C++ routines (User Programable Features: UPF).

Calculation of the temperature field. The first step of the overall heat treatment or welding simulation is to model the geometry and perform the calculation of the temperature field with temperature dependent material properties (Figure 3) (thermal conductivity, specific heat and density) and under consideration of convective and radiative heat losses. The heat-flow model was validated, respectively calibrated, by thermocouple measurements and micrographs of the fusion zone. Figure 4 shows a comparison between the calculated and experimentally obtained temperature fields. The heat source was realized as a volumetric source with a Gaussian distribution of the

heat flux density in radial direction, linearly declining in thickness direction.

Calculation of the microstructure evolution. With the information about the correct transient temperature field the time-integrals in equations (1) and (6) can be solved and thereby the hole microstructure evolution. Figure 5 shows the microstructure and hardness after welding and subsequent natural ageing, which are in good agreement.

Near the weld the hardening particles are completely dissolved directly after welding. At a distance of approximately 5 mm from the weld center the hardness shows a maximum due to the natural ageing effect, followed by a minimum at the intersection point between the reversion and the natural ageing model.

Mechanical analysis. In the last step the information about the temperature cycle and the developed microstructure for every point/element of the model is used as input for the mechanical analysis. The stress-strain curves for the differently reverted areas were determined by welding simulated tensile test specimens. The strength data shown in Figure 6 represent the condition right after finishing the according thermal cycle, i.e. without natural ageing. The increasing hardness and strength due to natural ageing has no effect on residual stresses and distortion only for subsequent simulation steps, e.g. forming and fatigue analysis.

For validating the calculated strength distribution and the material data, the deformation behaviour of the HAZ was investigated by cutting out specimens from welded plates and loading them in a quasistatic 3-point bending test (Figure 7). The developing de-

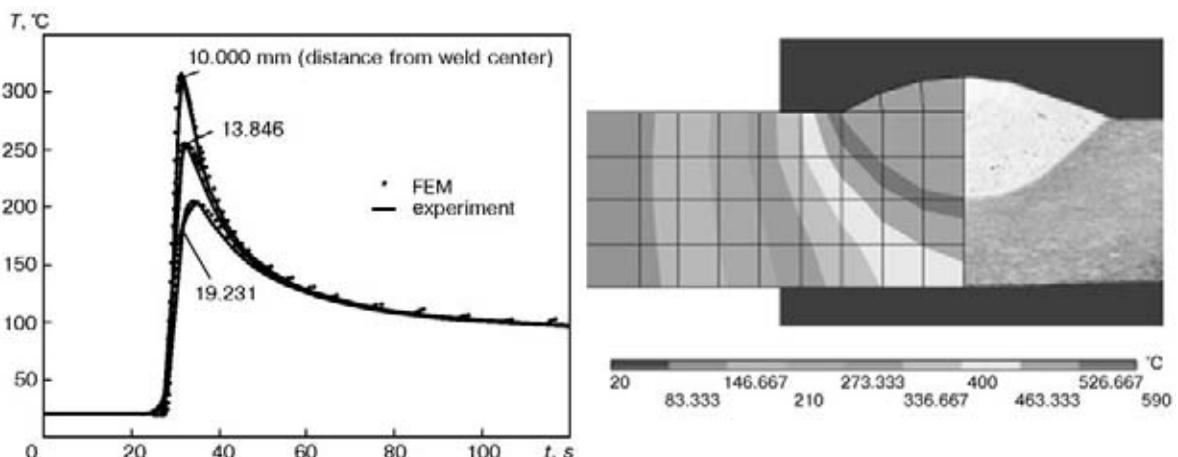


Figure 4. Temperature field of a TIG bead-on-plate weld

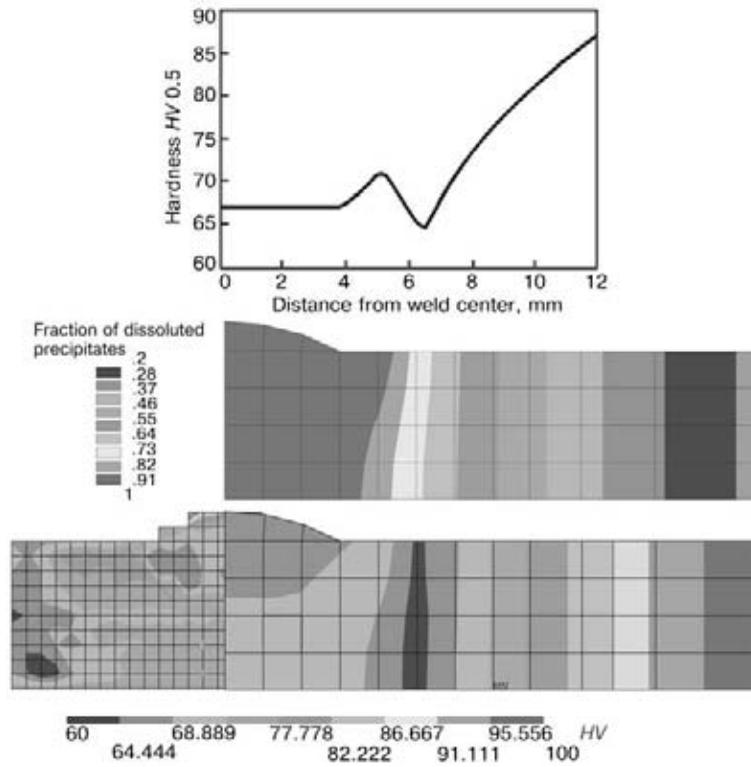


Figure 5. Microstructure and hardness after welding (TIG bead-on-plate weld)

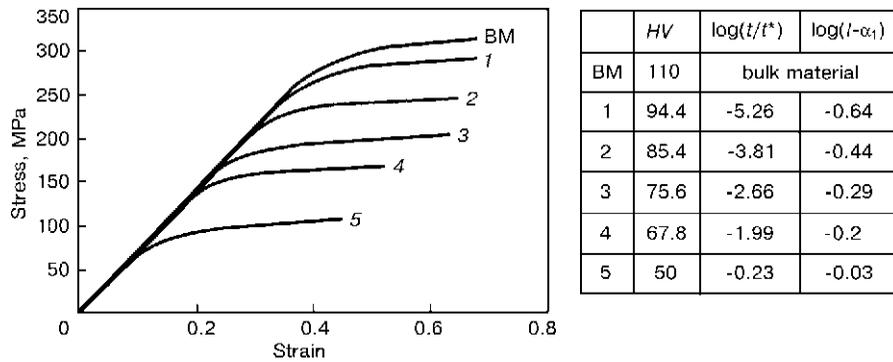


Figure 6. Temperature dependent stress-strain curves for the hard bulk material and different materials in the reverted zone

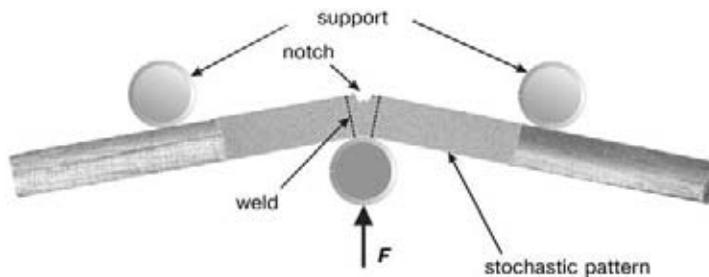


Figure 7. Quasistatic 3-point bending test for deformation measurement

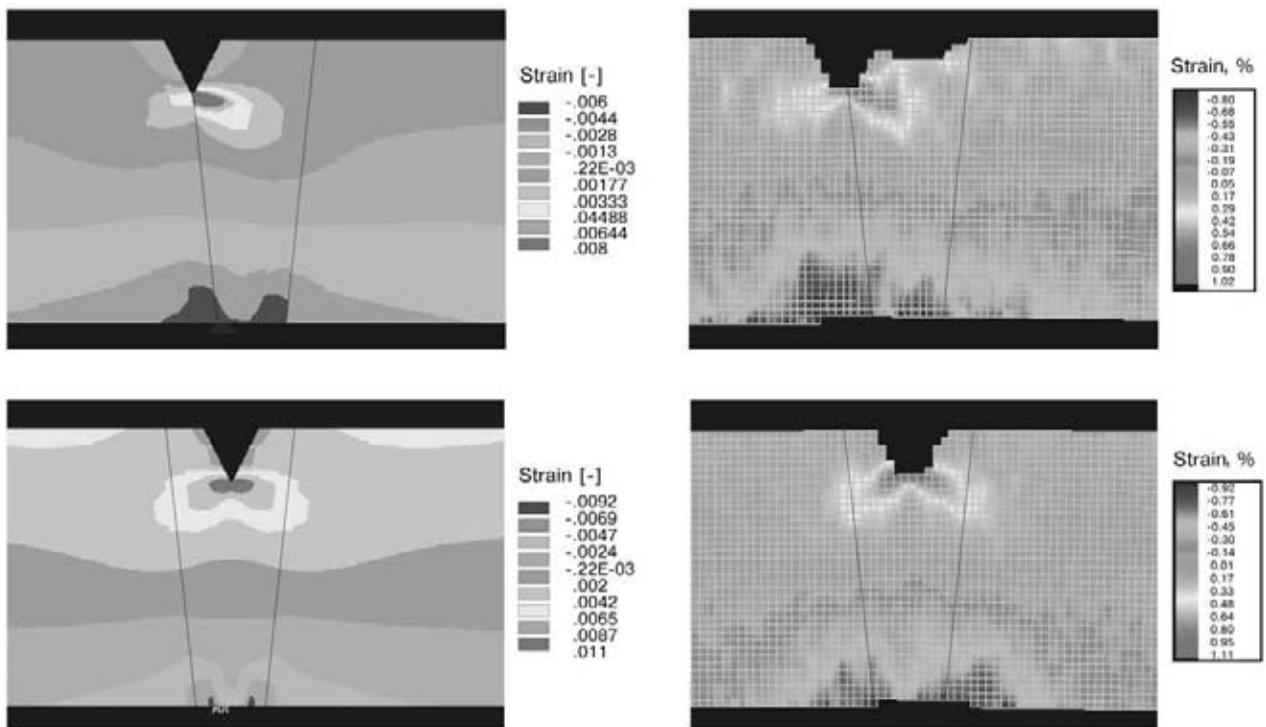


Figure 8. Calculated (*left*) and measured (*right*) strain distributions in the HAZ of electron-beam welds with notches in the center of the weld and in the HAZ

formations were measured by the «Object grating method» [3]. Therefore, a stochastic pattern was applied on the cross-sectional areas of the specimens. By working of notches in the center of the weld (Figure 8, *bottom*) or in the HAZ (Figure 8, *top*) the different mechanical behaviour of the weld material and the reverted zone can be observed. Figure 8 shows the measured and calculated strain fields for electron-beam welds, which are in good agreement.

When the notch is positioned in the center of the weld the strain field is symmetrically. When the notch is positioned in the HAZ, due to the unsymmetric material properties relative to the notch center, also the strain field is unsymmetrically. The highest strains develop in the completely reverted zone, i.e. for electron-beam welds within the weld. This corresponds to the hardness distribution shown in Figure 9. The lowest hardness values are found in the weld, followed by a small area with slightly raised hardness, due to natural ageing, and an area with in turn reduced hardness at the intersection point of the reversion- and natural ageing model.

Summary. A process model for welding of age hardenable AlMgSi alloys, developed by Myhr and Grong, was applied for calculating the hardness and strength distribution in TIG and electron-beam welds. In a first step the transient temperature fields for the complete welding thermal cycle were calculated and found in good agreement with the measurements.

In the next step the microstructure evolution was calculated, i.e. the dissolution of hardening precipitations and natural ageing effects and the associated changes of hardness and strength. Comparisons with measured hardness values revealed a good agreement. The calculated strength was validated by strain measurements in quasistatic 3-point bending test which also

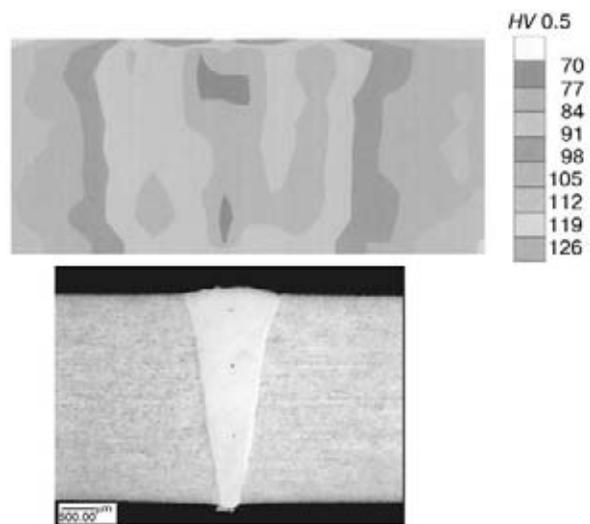


Figure 9. Quasistatic 3-point bending test for deformation measurement

revealed a good agreement. In continuative investigations the model will be applied for the calculation of welding residual stresses and distortion. At present, due to insufficient material data at raised temperatures, often only qualitative agreements between experimental results and numerical calculation can be achieved. This is a main problem in numerical simulation of welding processes.

1. Grong, J. (1997) *Metallurgical modelling of welding*. 2nd ed. London: The Institute of Materials.
2. Myhr, O. R, Grong, J. (1991) Process modelling applied to 6082-T6 aluminium weldments – I. Reaction Kinetics. *Acta Met. Mater.*, **11**, 2693-2702.
3. Behring, D., Gomercic, M., Michailov, V. et al. (2000) Grating method for deformation measurement of heterogeneous specimen. Advances in mechanical behaviour plasticity and damage. In: *Proceedings of EUROMAT'2000*, 7-9 Nov., Vol. 2, 905-910.

MICROSTRUCTURAL BEHAVIOUR OF STEELS FOR TYPICAL WELDING THERMAL CYCLES

K. RÖHRS, V. MICHAILOV, H. WOHLFAHRT

(Welding Institute, Technical University of Braunschweig, Germany)

For the simulation of the transformation behaviour we developed and set up a welding simulator. This device allows an examination of the most important influential variables that determine structural transformations during welding. The transformation reaction was established as a function consisting of heating and cooling rate, the maximum temperature as well as the holding time. We tested three methods to investigate the transformation reaction of different steels. The dilatometer measurement as well as the potential measurement yielded results comparable to those mentioned in specialist literature. However, the use of the heat of transformation in temperature cycles in real welding experiments has to be verified further. The dilatometer measurement also allows the determination of the thermal coefficient, which is an important material parameter for numerical simulation, for example. By varying the influential variable, different welding methods including multi-layer welding can be examined.

Разработан и установлен сварочный имитатор для моделирования характеристик превращения, позволяющий оценивать наиболее важные параметры, которые определяют структурные превращения в процессе сварки. Реакция превращения устанавливалась как функция, включающая скорости нагрева и охлаждения, максимальную температуру и время выдержки. Испытано три метода для изучения реакции превращения в различных сталях. С помощью дилатометра и измерений потенциала получены результаты, сопоставимые с приведенными в специальной литературе. Однако использование теплоты превращения в термических циклах во время реальных сварочных экспериментов требует дальнейшей проверки. Измерения с помощью дилатометра также позволяют определить температурный коэффициент, который является важным параметром материала, например, для числового моделирования. Путем изменения указанных параметров можно исследовать различные процессы сварки, включая многослойную сварку.

Introduction. The simulation of joining and cutting processes gains more and more significance today. Its goal is a better understanding of the process itself resulting in the ability to recognize not only the cause of the fault during the construction phase already, but also to develop possible alternatives, and to optimize the item as well as the joining and cutting process itself in order to increase the process certainty.

Welding is the most important indissoluble joint of metallic materials. In most welding methods, however, the developing temperature is inhomogenous due to the concentrated source of energy. This heat treatment (short term heating and fast cooling) leads, in some material groups, to a change in the structure of material in the proximity of the weld, the so-called heat-affected zone [1, 2].

Diagrams such as the Iron–Carbon–Condition diagram, the Time–Temperature–Austenitization diagrams for Continuous Heating (CHA), the Continuous–Cooling–Transformation (CCT) diagrams, or the Maximum–Temperature–Cooling–Time diagrams (STAZ) already exist to exemplify and quantify structural transformation in steel materials.

The Iron–Carbon–Condition diagram, though, is only valid for very slow changes in temperature and therefore is not useful for the fast changes in temperature that occur in welding. For determining the transformations during the heating phase in welding, continuous CHA diagrams [3, 4] can be used. Those

diagrams allow the determination of the temperature interval of the austenitization transformation for only one material and only the defined heating rate. The CCT diagrams [5, 6], which have to be developed in an extensive series of tests, also only allow the determination of temperature and time for one material in which austenitization occurs while cooling. In order to determine the transformations during welding special welding CCT diagrams have to be used which exemplify the peculiarities of a welding cycle including fast heating and cooling with no holding time [7].

The problem is, however, that these CHA and CCT diagrams respectively depend not only on the chemical composition but also on the conditions for austenitization, that is the defined rate of heating and maximum temperature. As a result, these diagrams have to be made separately for every material depending on the austenitization. These parameters again depend, on the one hand, on the chosen method of welding (laser welding = very fast process, submerged-arc welding = relatively slow process), and, on the other hand, on the geometric locality in regard to the weld (decreasing maximum temperature with increasing distance to the weld, which at the same time also means a decreasing austenitization temperature).

The most promising processes proved to be the use of heat of transformation in temperature cycles in real welding experiments, the potential measuring (Thermo-Differential Analysis) [8] between two thermowires of the same kind, and the establishing of dilatometer curves by using a welding simulator.



Figure 1. Welding simulator

Development and set-up of a welding simulator.

In order to establish the dilatometer curves the welding simulator (Figure 1) belonging to the Institute had to be modified and extended. The heating of the test specimen is done by using Joule heat where electric power flows through the test specimen. If the heating rate was to vary, the resistance of the simulator had to be changed – the higher the resistance the smaller the heating rate. The results were heating rates between 70 and 500 K/s. The cooling was done by different mediums flowing through the hollow test specimen (Figure 2). By varying the amount of the mediums (nitrogen, helium and water) the cooling rate could be influenced, ranging from 7 to 600 K/s.

For measuring the temperature of the test specimen five NiCr/Ni-thermocouples with a diameter of 0.5 mm were used, which were placed along the whole length of the displacement transducers for a better recording of the temperature field. Since the cooling medium flows into the test specimen from the left side, the thermal area moves from its middle position towards the right. Accordingly, the thermocouples were also positioned somewhat outside the middle position (Figure 3). The maximum temperature is controlled by the processor of the simulator or by hand.

For measuring the dilatometry of the test specimen the displacement transducer from HBM Company was extended with ceramic tips, which were pressed onto the test specimen with the help of a spring (Figure 4). Since the displacement transducer must not slip while measuring, the tips of the ceramic tips were secured in little molds which had been made into the test specimen earlier.

The displacement transducer is connected to the PC via a measurement amplifier and a measurement box which is also connected to the thermocouples. A special software evaluates the signals coming from the measuring box. Disruptions in the potential measuring during the heating phase occurred because of the flowing electric power. It turned out to be a prob-

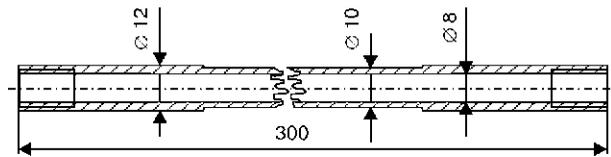


Figure 2. Test specimen

lem gauging the temperature and the expansion at a high scanning rate.

Results of the dilatometric analysis. In this study we tested four steels (S355J2G3, X20Cr13, X5CrNi18 10 und DC04) with this welding simulator. The S355J2G3 (St-52) is a constructional steel displaying several transformations, the X20Cr13 is a stainless and acid-resistant steel which transforms solely martensitically, the X5CrNi18 10, also a stainless and acid-resistant steel, is a metastable austenite, which does not transform up to 1300 °C, and the DC04 (St-14) is a deep drawing steel, which is very soft at high temperatures and shows several CCT transformations such as the steel S355J2G3. The CCT diagram of the S355J2G3 and the X20Cr13 are shown in Figures 5 and 6.

There are only few standard works depicting exemplary dilatometer curves [8, 9]. Their dependencies on influential variables typical of welding (dependency on heating rate, austenitization temperature, holding and cooling time) are mostly missing. The thermal expansion coefficient resulting from the dilatometer measurements therefore represents a way of comparing the results from the welding simulation with those in literature [9, 10].

The thermal expansion coefficient can be determined with the change in length Δl deduced in the tests. Since the test specimens are nearly completely free of forces, the thermal expansion ϵ^{th} can be seen equal to the sum of expansion ϵ and therefore equal to the measured change in length in regard to the measured length l_0 . This constellation allows us to deduce the thermal expansion coefficient $\alpha(T)$:

$$\epsilon \approx \epsilon^{th} = \frac{\Delta l}{l_0} = \alpha(T)(T - T_0) \rightarrow \alpha(T) = \frac{\Delta l}{l_0(T - T_0)}$$

The temperature dependency of the thermal expansion coefficient, determined in this way, was then compared to data from the literature. The results show that at high temperatures, the data gathered in this study display only minor deviations from those given in literature. Deviations increase at lower tempera-

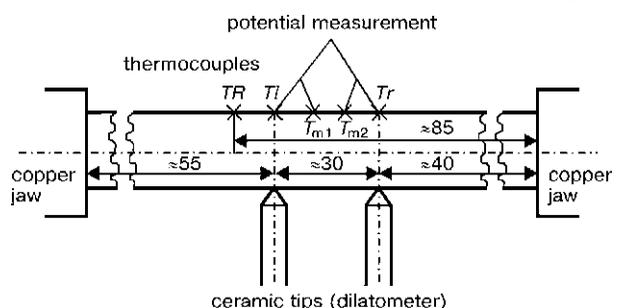


Figure 3. Schematic arrangement of the displacement transducer and the thermocouples

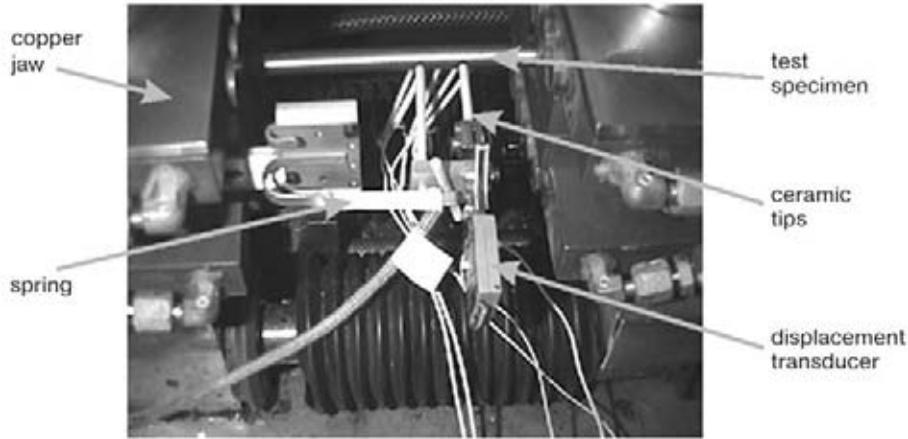


Figure 4. Arrangement of the displacement transducer (dilatometer)

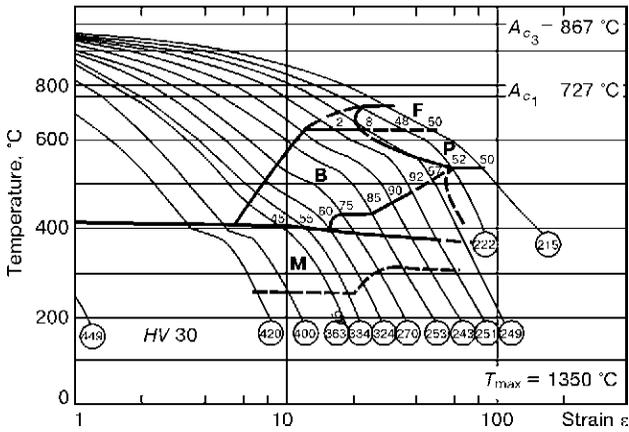


Figure 5. CCT diagram of S355J2G3

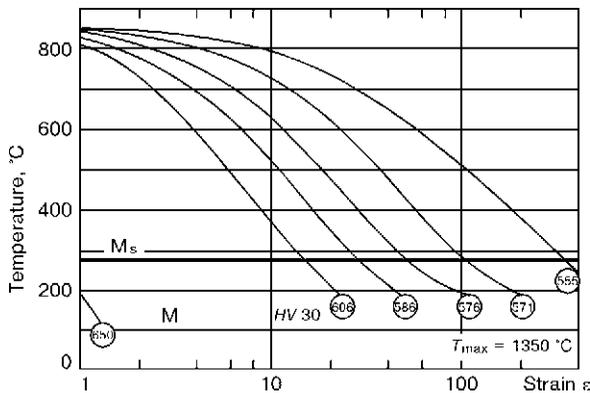


Figure 6. CCT diagram of X20Cr13

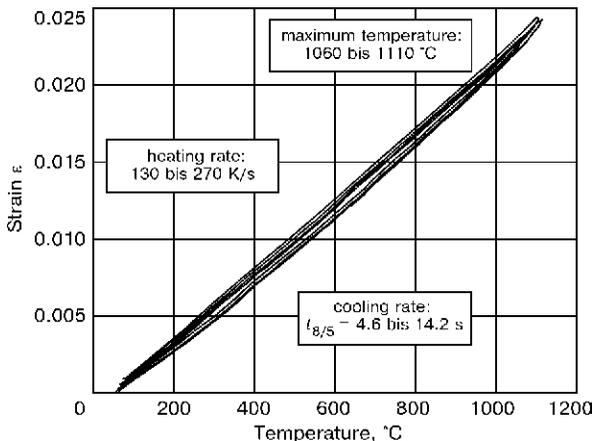


Figure 7. Dilatometer curves of X5CrNi18 10

tures ($T < 250\text{ }^{\circ}\text{C}$), though. At low temperatures the change in length that occurs is so small that faults in measurement have an increased effect.

The following figures (Figures 7 to 14) show the dilatometric curves of the four steels in dependency on the influential variables (heating rate, austenitization temperature, holding time and cooling rate).

As expected, the metastable austenite shows no transformation in the range of temperature examined. The dilatometer curve (Figure 7) stays unaffected by the parameters of heating and cooling rate, as well as that of maximum temperature. Figure 7 shows eight tests and allows the prediction for the tests to be highly reproducible.

The martensite steel X20Cr13 also shows the constant transformation temperatures as predicted (Figure 8). Even with these transformations the test seems highly reproducible. Figure 8 shows eight tests. The dilatometer curves with high heating rate show the problems in measurement mentioned above.

Figures 9–12 show the dilatometer curves of the construction steel S355J2G3.

Figure 9 shows the dependency on heating rate. There are no considerable changes in the transformational temperatures.

Figure 10 shows how the transformation reaction depends on the maximum temperature. This dependency on the austenitization condition of the material before cooling cannot be ignored [11], since it is

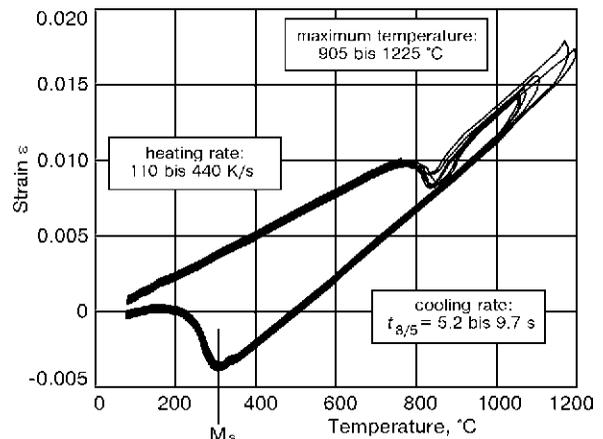


Figure 8. Dilatometer curves of X20Cr13

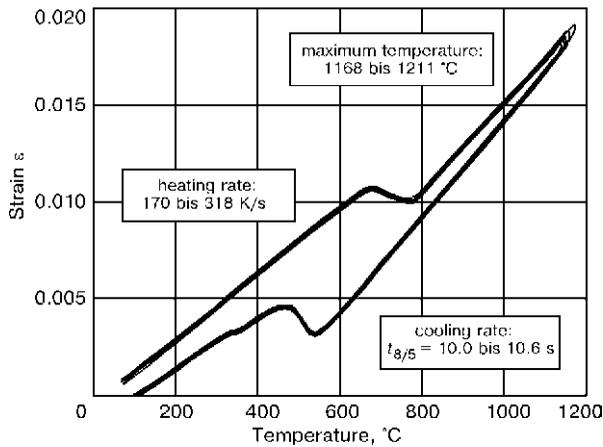


Figure 9. Dilatometer curves of S355J2G3 for different rates of heating

mainly determined by the austenite grain size, which is, among other things, a function of the occurring maximum or austenitization temperature, respectively.

The influence of the austenitization temperature on the transformation reaction during the cooling process is clearly shown by the dilatometer curves. With the remaining parameters kept nearly constant, an increase in austenitization temperature leads to a decrease in transformation temperature.

In those experiments in which there occurred a complete austenitization during heating ($T_{max} \geq 810$ °C), a rise in austenitization temperature by 360 °C, due to a growth in grain size, leads to a decrease in transformation temperature A_{r3} by around 130 °C.

Figure 11 shows the dependency on the cooling rate. In the dilatometer curve one can easily see the influence of the cooling rate on the developing structure. An increasing cooling rate or a decreasing $t_{8/5}$ -rate, respectively, leads to an increased martensitization and therefore to a decrease in transformation temperature. The dilatometer curve, established under the highly deterrent effect of the water, has a $t_{8/5}$ -rate of 0.6 s and deviates greatly from the other, easily reproducible, trends. The reason is probably

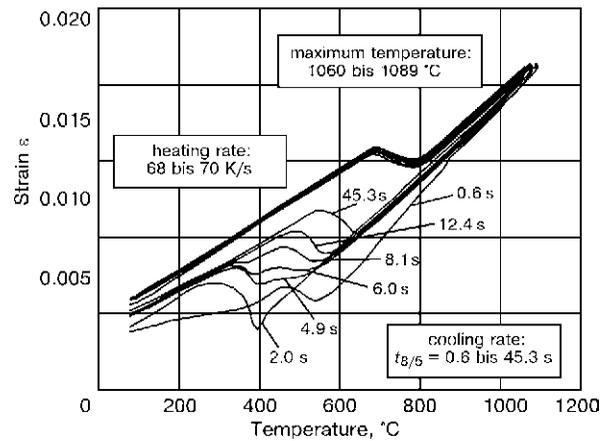


Figure 11. Dilatometer curves of S355J2G3 for various cooling rates

the considerably higher cooling rate (> 600 K/s), which, due to the thermocouples' inertia and the resulting lack of synchronization of the measurement signals (temperature and distance), leads to a curve that does not run sensibly.

Figure 12 shows the dependency on holding time. Because of the holding time at maximum temperature, there occurs a growth in the austenite grain size, saying that the longer the holding time, the smaller have to be the transformation temperatures, but the Figure shows exactly the opposite. This effect can be explained by the higher $t_{8/5}$ -rate at a longer holding time. The longer the material is being held at maximum temperature, the more heat is being stored in the material. The stored heat increases the $t_{8/5}$ -rate.

The influence of the cooling time therefore is essentially greater than the influence of the holding time at maximum temperature.

Figures 13 and 14 show the dilatometer curves of the deep drawing steel DC04 (St-14).

Here, a rise in maximum temperature lets us discern a dependency like in the material S355J2G3, which cannot be ignored (Figure 13). An increase in austenitization temperature leads to a growth in austenite grain size, which is followed by a decrease in transformation temperatures. Because of the soft

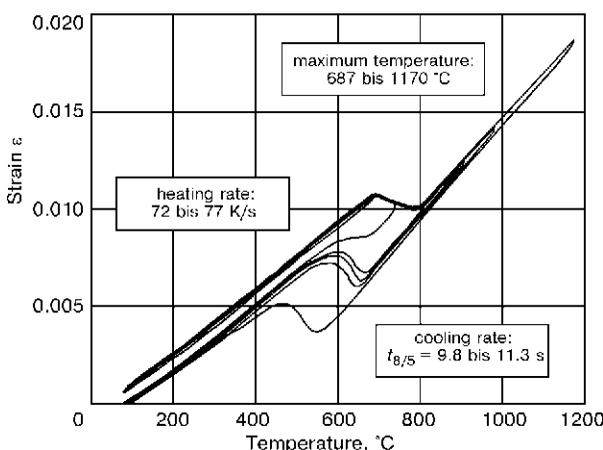


Figure 10. Dilatometer curves of S355J2G3 for different maximum temperatures

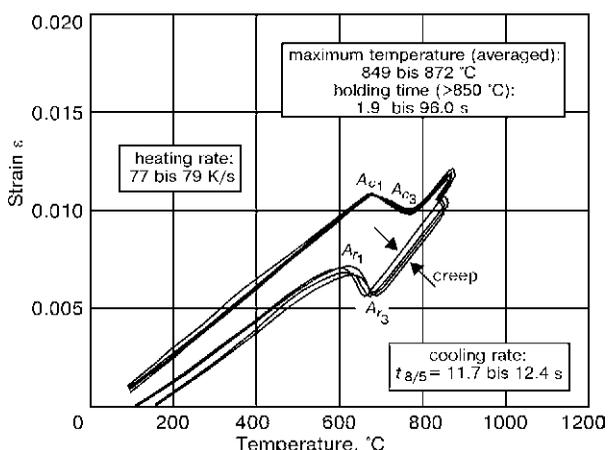


Figure 12. Dilatometer curves of S355J2G3 at varying holding time

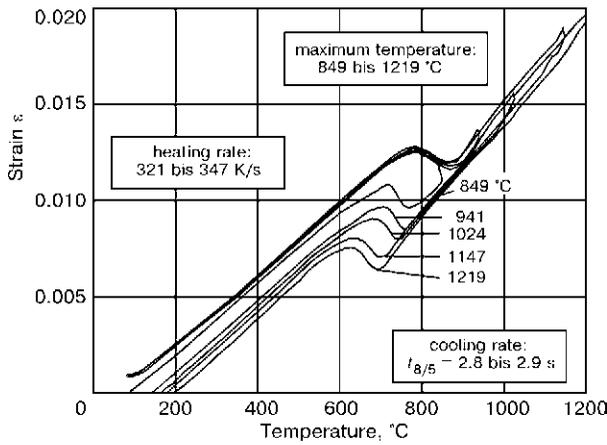


Figure 13. Dilatometer curves of DC04 for different maximum temperatures

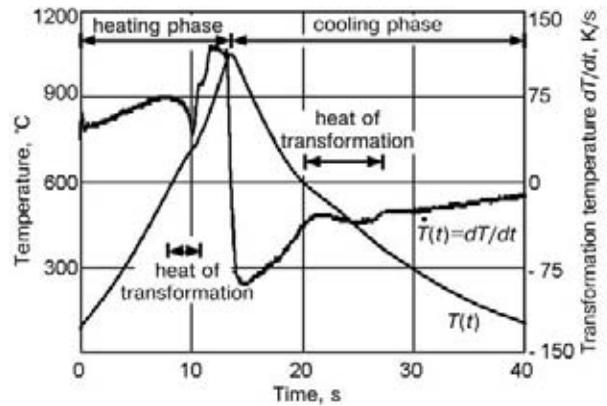


Figure 15. Heat of transformation in S355J2G3

material there is a strong hysteresis in connection with a rise in maximum temperature to be seen. The variation of the cooling rate at two different maximum temperatures can be seen in Figure 14. An increase in cooling rate or decreasing $t_{8/5}$ -rate, respectively, leads to a decrease in transformation temperature due to an intensified martensitization. This effect occurred in S355J2G3 already.

The dilatometer curves shown here have exemplified the dependencies on important influential variables in welding. The variation of the cooling rate explains the dependency of the type of welding (laser welding = fast process, submerged-arc welding = slow process) and the variation of the maximum temperature clarifies the dependency on the geometric locality in regard to the weld (area of heat). It follows that with the help of dilatometer curves the transformation temperatures in welding can be determined.

Results of potential measurement and rise in temperature. The other two methods used for testing the transformation reactions in welding were the potential measurement (thermodifferential analysis) and the use of heat of reaction in temperature cycles. Potential measuring is done between two equal thermowires. In our case we used the NiCr-shoes of the thermocouples.

At the welding simulator. The set-up of the experiment for the potential measurement at the welding simulator is schematically shown in Figure 3. The potential was additionally measured to the dilatometry. The potential measurement could only be taken in the cooling phase since the test specimen was heated by electric power, which led to a disturbance of the sensitive measuring.

The heat of transformation in the temperature cycles was exemplified by the derivative of the temperature from the time. The gradient of the temperature curve thereby deduced shows an unsteadiness at the transformation temperatures. The heat of transformation, though, could also be interpreted during the heating phase.

Figure 15 shows the use of the heat of transformation in the test specimen's temperature cycle. As expected, the signs of unsteadiness in the derivative show the transformation temperatures.

Figure 16 shows the potential measurement and the derivative of the temperature in the cooling phase. The dilatometer measuring and the potential measurement show identical transformation temperatures. The derivative of the temperature, that is the heat of transformation, shows a short delay in the transformation temperatures, which can be explained by the inertia of the thermocouples.

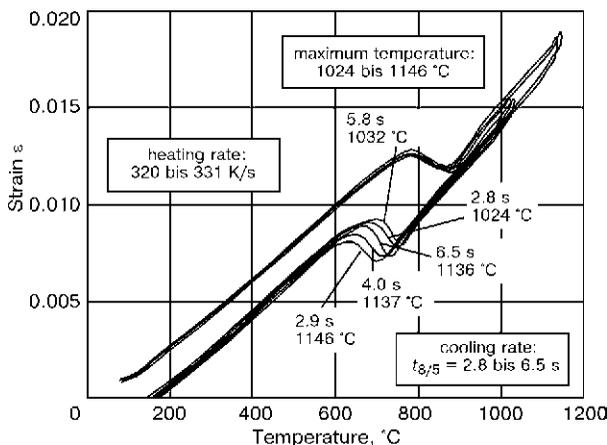


Figure 14. Dilatometer curves of DC04 for different cooling rates

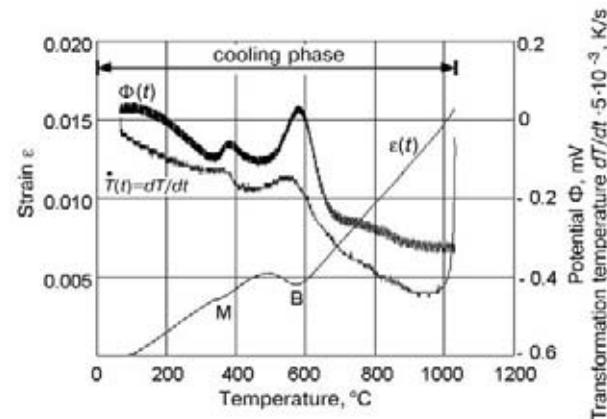


Figure 16. Potential measurement in the cooling phase in S355J2G3

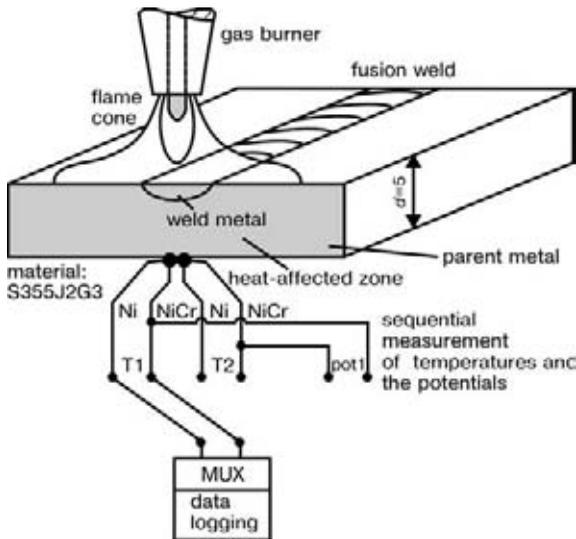


Figure 17. Set-up of the experiment for gas welding

At gas welding. At gas welding the potential can be measured during the heating as well as during the cooling phase. Figure 17 shows the test set-up for the potential measuring at gas welding.

The potential was measured between two NiCr-thermoshoes. Like the welding simulator, the thermocouples were spot-welded on the bottom side of the plate. The materials S355J2G3 and X5CrNi18 10 were thus examined.

Figure 18 shows the potential curves of the materials. The metastable austenite X5CrNi18 10 shows no transformation points. The curve runs steadily during the heating and cooling phase. The construction steel S355J2G3, on the other hand, shows signs of unsteadiness in its curve. The transformation temperatures can clearly be proved. Due to the transformation of only a small volume of the material, the unsteadiness is less obvious than in the simulation. During the heating phase this method can only be used if there is no electric power running through the test specimen, as for example in laser welding, gas welding, friction welding, and so on.

Maximum-Temperature-Cooling-Time diagram (STAZ). The metallographic determination of hardness and structure of the simulation test specimens allows a STAZ diagram, which matches nicely with the known one given in [11].

Figure 19 shows the diagram derived from these test specimens. You can compare it with the diagram by Berkhout given in Figure 20.

Conclusion. In order to examine the materials' transformation behaviour we used three methods, namely the use of the heat of reaction in temperature cycles in real welding test, potential measurements (thermo-differential analysis) between two equal thermowires, and the establishment of dilatometer curves with the help of a welding simulator.

We expanded the Institute's own welding simulator to establish the dilatometer curves. There was a high accuracy and reproducibility that lay around 150 K/s. Important influential factors in welding

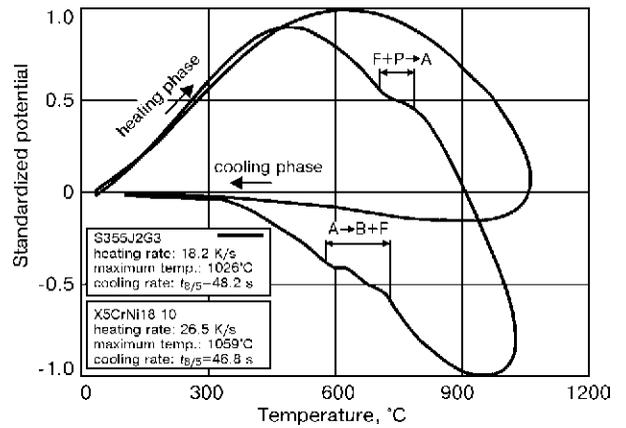


Figure 18. Potential curves of S355J2G3 and X5CrNi18 10

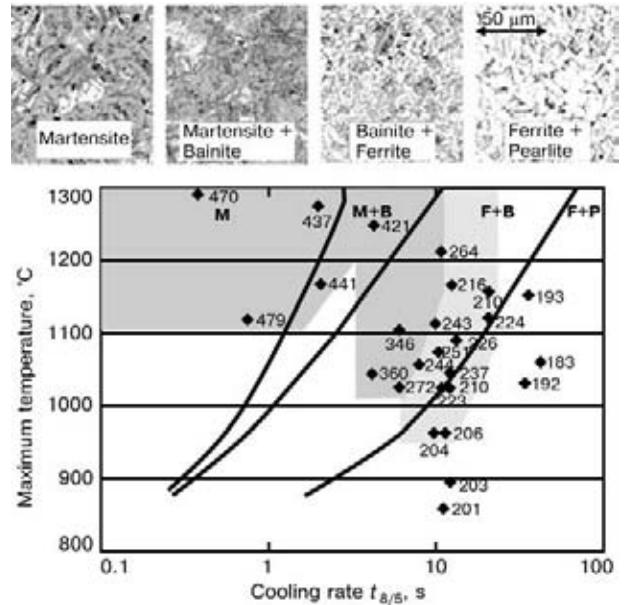


Figure 19. STAZ diagram of test specimens

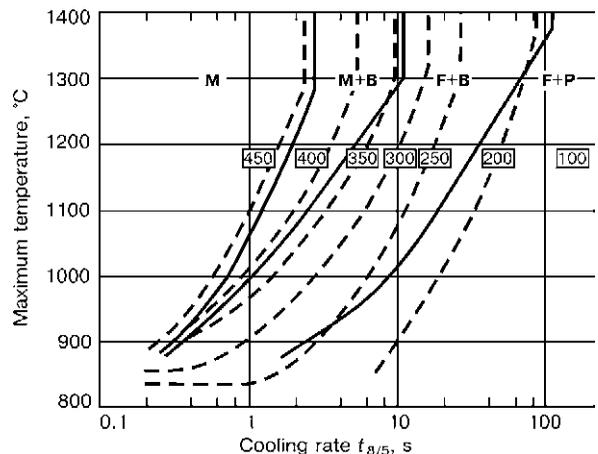


Figure 20. STAZ diagram by Berkhout [11]

that are decisive for structural transformations can be examined (heating and cooling rate as well as maximum temperature). Although high rates in heating and cooling are possible, they are not yet ascertainable. Not only the dilatometer curves explicitly showed the transformation temperatures, but also the curves of the potential measurement and heat of transformation displayed the transformation temperatures. The welding simulation tests could therefore ascertain the STAZ diagram.

1. Radaaj, D. (1988) *Wärmewirkungen des Schweißens*. Springer Verlag, Berlin.
2. Radaaj, D. (1992) *Heat effects of welding; temperature field, residual stresses, distortion*. Berlin: Springer Verlag.
3. Orlich, J., Rose, A., Wiest, P. (1973) *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*. Band 3, Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder. Düsseldorf: Verlag Stahleisen mbH.
4. Orlich, J., Pietrzeniuk, H.-J. (1976) *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*. Band 4, Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder 2. Teil. Düsseldorf: Verlag Stahleisen mbH.
5. Rose, A., Hougardy, H. (1972) *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*. Band 1, Zeit-Temperatur-Umwandlung-Schaubilder. Düsseldorf: Verlag Stahleisen mbH.
6. Rose, A., Hougardy, H. (1972) *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*. Band 2, Zeit-Temperatur-Umwandlung-Schaubilder. Düsseldorf: Verlag Stahleisen mbH.
7. Seyffarth, P., Meyer, B., Scharff, A. (1992) *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Düsseldorf: DVS-Verlag.
8. Schumann, H. (1989) *Metallographie*. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie.
9. Laux, W. (1977) *ZTA- und ZTU-Schaubilder für die Wärmebehandlung*. Grundlagen und Anwendungen. Berlin: VEB Verlag Technik.
10. Peetz, H.-J. (1979) *Schweißsimulation bis in den schmelzflüssigen Zustand zur Untersuchung von Umwandlungsvorgängen bei hohen Spitzentemperaturen und unter Einwirkung von Wasserstoff*. Dissertation, TU Braunschweig.
11. Berkout, C.F., van Lent, P.H. (1968) Anwendung von Spitzentemperatur-Abkühlzeit (STAZ)-Schaubildern beim Schweißen hochfester Stähle. *Schweißen und Schneiden*, **20**, 256–260.

SOFTWARE AND DATABASES OF CCT DIAGRAMS FOR PREDICTION OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HAZ METAL IN WELDING OF STRUCTURAL STEELS

A. F. MUZHICHENKO

(The E.O. Paton Electric Welding Institute, NAS of Ukraine, Kyiv)

The described software enables computation of structure and mechanical properties of the HAZ metal in welding of structural steels on the basis of $t_{8/5}$, determined from the heat models, steel grade from the computer atlas of the austenite decomposition diagrams or chemical composition of steel from the regression models.

Описанное программное обеспечение позволяет выполнять расчет структуры и механических свойств металла в зоне термического влияния при сварке конструкционных сталей на основе времени охлаждения $t_{8/5}$, устанавливаемого по тепловым моделям, марке стали, взятой из компьютерного атласа диаграмм распада аустенита, или химическому составу стали, определенному с помощью регрессионных моделей.

The possibility of ensuring certain level of mechanical properties of the HAZ of welded joints is the primary requirement for selection or calculation of optimal welding conditions. Experimental methods which yield reliable results are most often employed for evaluation of mechanical properties. Mathematical methods are gaining increasing acceptance for investigations to reduce cost of experimental studies and supplement them.

The cooling time of $t_{8/5}$ within a temperature range of 850–500 °C has a decisive effect on properties of the HAZ of weldments.

The E.O. Paton Electric Welding Institute developed a package of applied software for calculation of thermal processes occurring in welding, based on solutions of the equations of thermal conductivity [1–8]. This work was continued in development of the «Thermo CCT» software package (Figure 1).

Since the 1990s the «Thermo CCT» package has been successfully used at the Urals Polytechnical University (Ekaterinburg, Russia), the Institute for Railway Transport Engineers (Moscow, Russia), the Altaj Polytechnical Institute (Russia), as well as at companies «Framatom» (France) and SLV-1 (Germany).

To estimate properties of the HAZ metal, in addition to solving the thermal package problems on the basis of [4, 6], it is necessary to use atlases of CCT diagrams and mechanical properties of steels in welding [9, 10] or regression models that relate chemical composition of steel and $t_{8/5}$ to structural and mechanical properties of the HAZ [11–13]. They give the following characteristics of metal: phase composition (martensite, bainite, pearlite) and mechanical properties (Vickers hardness HV , tensile strength R_m , yield point $R_{0.2}$, reduction in area at fracture Z and elongation at fracture A_5).

The authors scanned and then digitized graphical information given in the atlases [10, 11] to give it the vector form of a database, further on referred to as the «Electronic Atlas» (EA). EA also contains diagrams of CCT and plots of variations in mechanical properties depending upon $t_{8/5}$. EA includes from the atlas in [9] all steel grades (149 grades) and from [11] only those steel grades for which diagrams of variations in mechanical properties depending upon the cooling rate (90 grades out of 121) are given. The thermal part of the software allows computation of thermal cycles at a preset point (y, z), plotting isothermic lines (following the preliminarily entered list of temperatures) in a preset cross section xy , yz and xz , as well as rate and time of cooling in a preset temperature range (including $t_{8/5}$).

The additionally developed software allows computation of the dependence of phase composition or mechanical properties upon the heat input, plate thickness or preheating, based on $t_{8/5}$ obtained from solution of thermal problems for a steel grade taken from EA.

The atlases [10, 11] include steel grades with a preset chemical composition. However, there is another approach, i.e. prediction of properties from chemical composition of steel. For this, two regression models [12–14] are included into the software package, in addition to the atlases. The models enable prediction of variations in phase composition and mechanical properties depending upon $t_{8/5}$ for a selected chemical composition of steel. Besides, the software makes it possible to plot a diagram of dependence of phase composition and mechanical properties upon variations in chemical composition.

In [12, 13] the authors developed regression models for steel of the following chemical composition, %: C ≤ 0.4; Mn ≤ 2.0; Si ≤ 0.8; Cr ≤ 2.0; Mo ≤ 1.0;

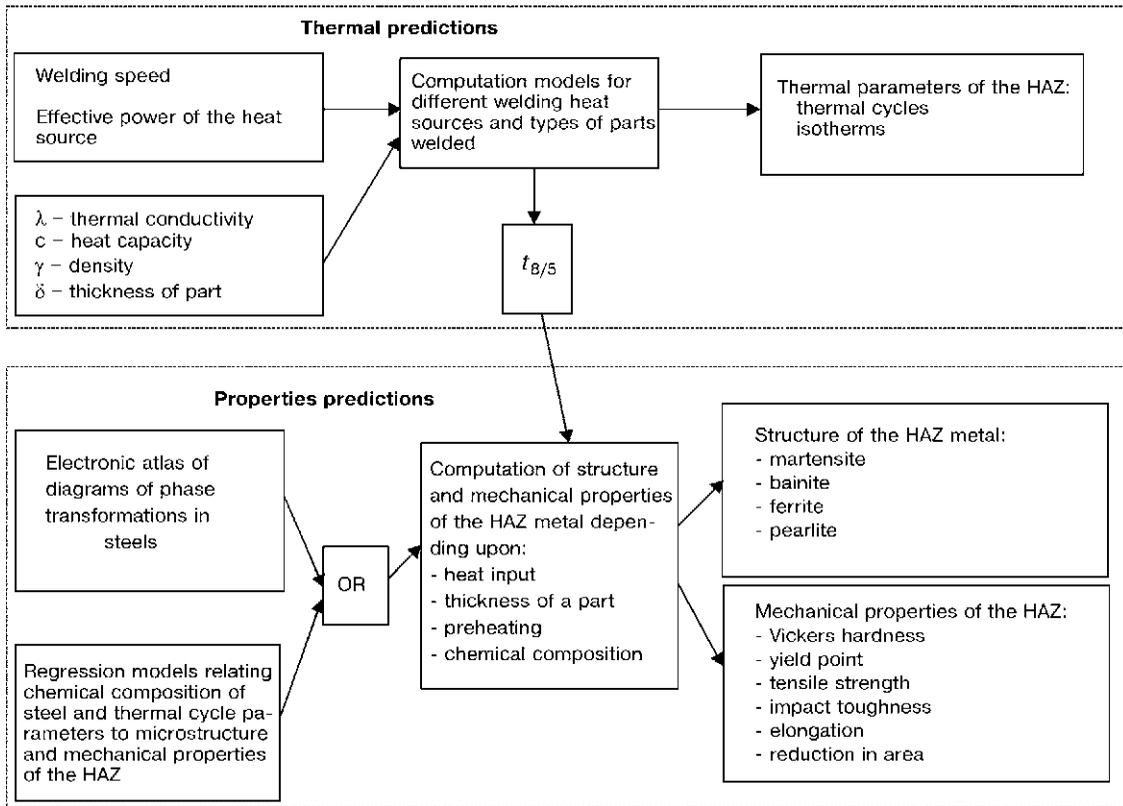


Figure 1. Schematic of the «Thermo CCT» package

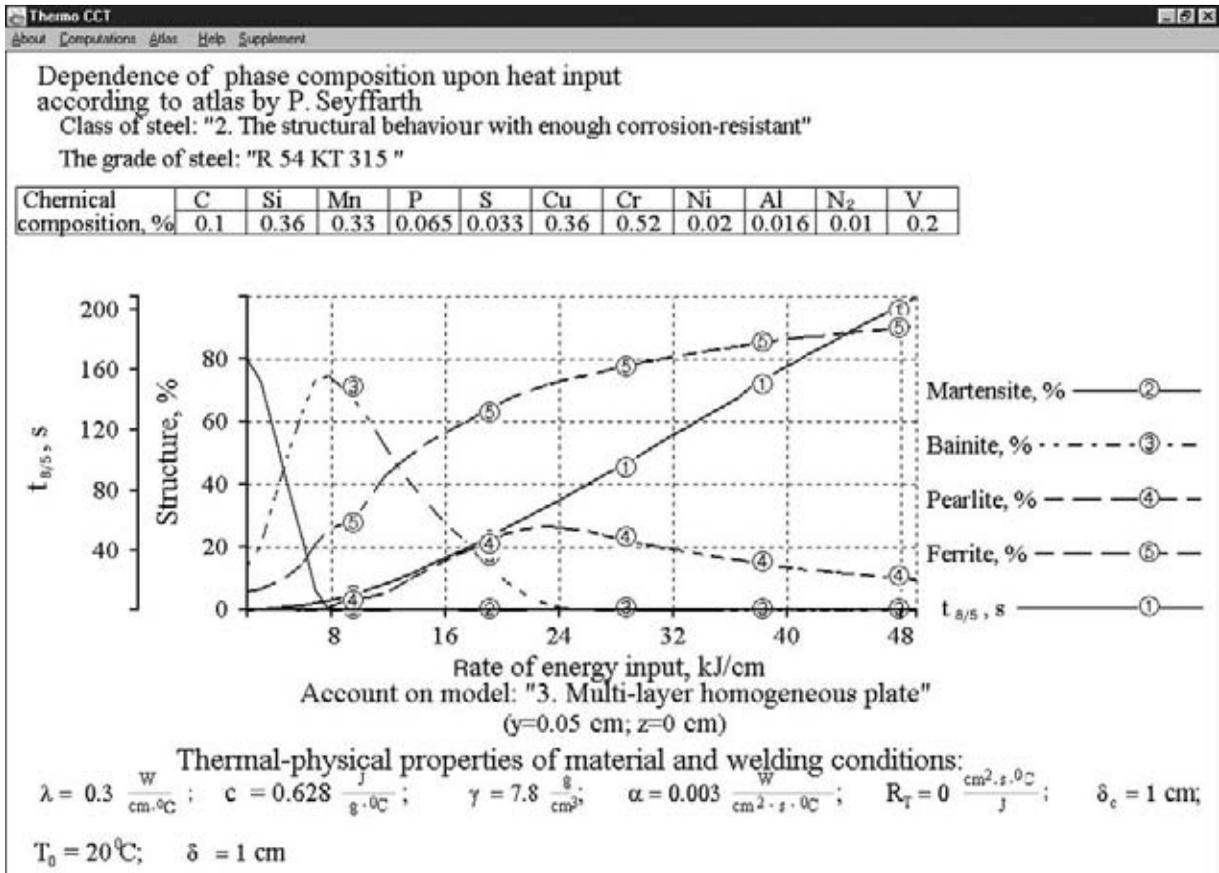


Figure 2. Dependence of phase composition upon heat input

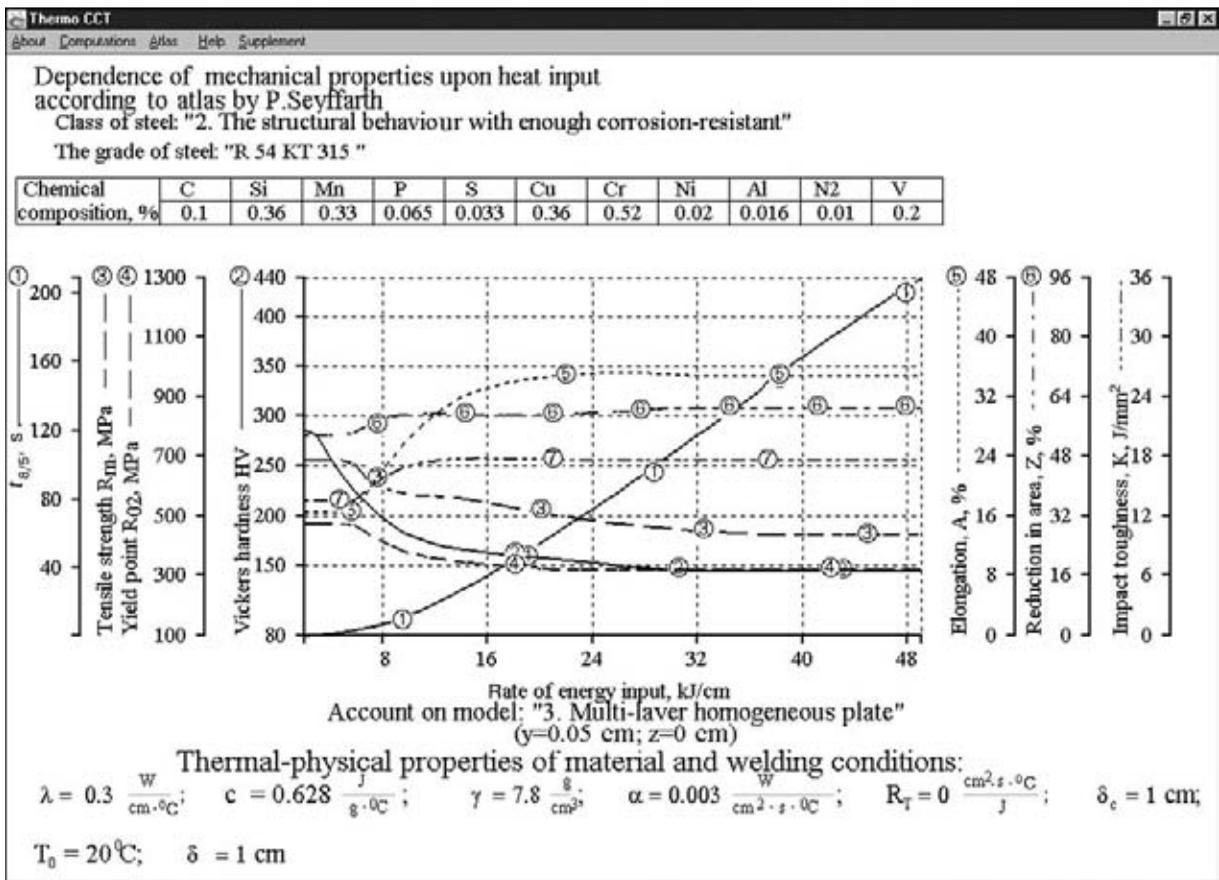


Figure 3. Dependence of mechanical properties upon heat input

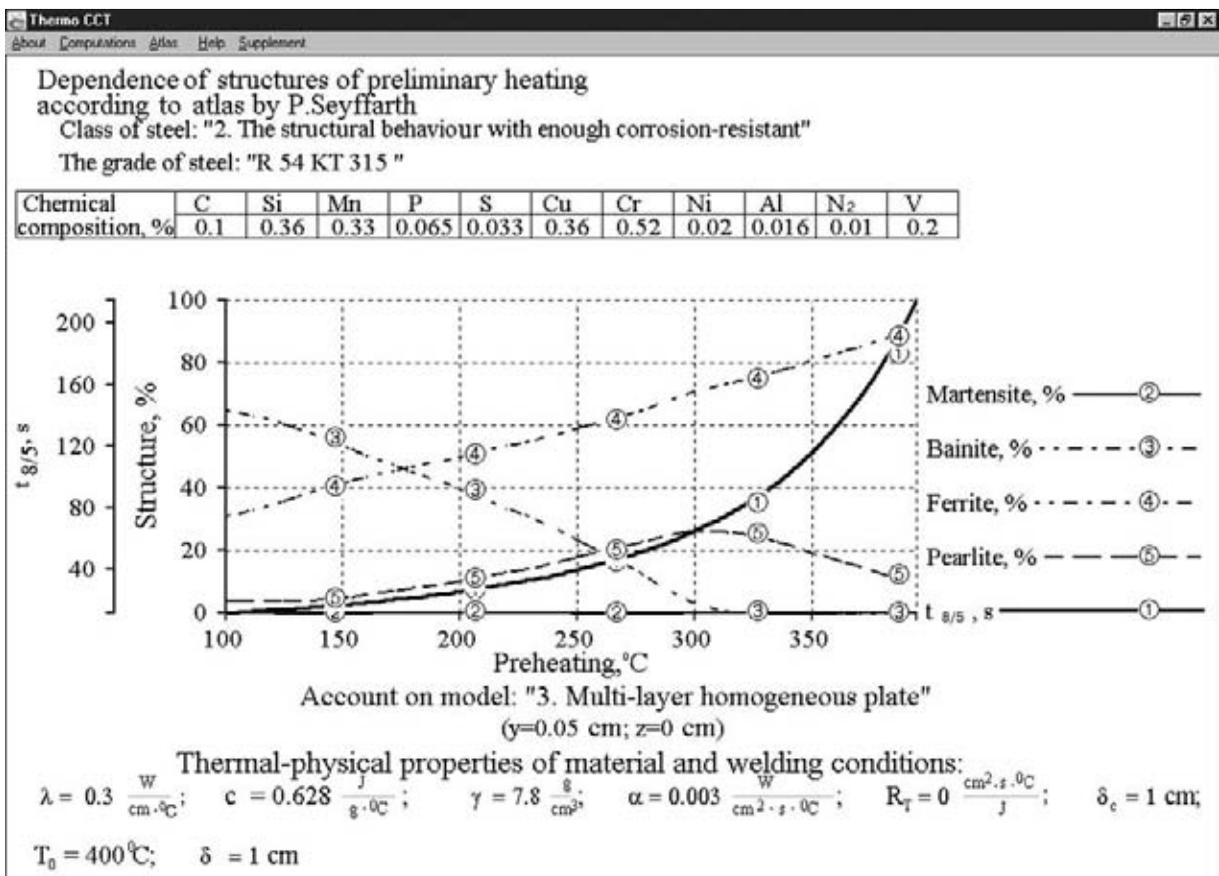


Figure 4. Dependence of phase composition upon preliminary heating

Ni \leq 1.5; V \leq 0.3; Ti \leq 0.06; Al \leq 0.066; Nb \leq 0.1; W \leq 0.5; Cu \leq 0.5, while regression models developed in [14] are designed for steel of the following chemical composition, %: C \leq 0.1–0.13; Si = 0.01–0.53; Mn = 0.41–1.4; P = 0.08–0.029; S = 0.0076–0.043; Cr = 0.02–0.07; Ni = 0.02–0.06; Cu = 0.06–0.21.

Examples of computation of phase composition and mechanical properties from the atlas by P. Seyffarth are given in Figures 2–4.

Therefore, the software suggested enables computation of thermal conditions which ensure mechanical properties of a welded joint within the assigned ranges. It can be used to advantage to assign conditions for welding structural steels for production or training purposes. In addition, the software has an open structure, i.e. at the request of a customer it can be replenished with new models of thermal processes occurring in welding, extra diagrams of decomposition of austenite and regression models of variations in mechanical properties depending upon $t_{8/5}$ for a selected chemical composition of steel.

Base of CCT diagrams can be used after thermal process modelling and calculating of $t_{8/5}$ by the known finite elements packages like ANSYS, SYSWELD, MARK, NASTRAN or COSMO to predict mechanical properties and phase structure of the HAZ.

1. Abdulakh, V.M., Velikoivanenko, E.A., Demchenko, V.F. et al. (1983) *Software package for computation of temperature and concentration fields in welding and surfacing*. Kyiv: Prepr. Acad. Sci. Ukr. SSR, E.O. Paton Electric Welding Inst.; 85-5, 32 p.
2. Makhnenko, V.I., Vakulenko, S.A., Demchenko, V.F. et al. (1986) Computation of thermal processes in welding of composite materials. *Avtomat. Svarka*, **9**, 1–7.
3. Demchenko, V.F., Vakulenko, S.A. (1986) Computation of thermal processes in welding of a homogeneous plate to composite material. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, **6**, 103–107.
4. Muzhichenko, A.F., Demchenko, V.F., Romanenko, A.V. (1991) Software for personal computers for computation of thermal processes in welding and surfacing. *Avtomat. Svarka*, **6**, 73–74.
5. Rykalin, N.N. (1951) *Computation of thermal processes in welding*. Mashgiz, 296 p.
6. Rosental, D. (1935) Etude theorique du regime thermique pendant la soude arc. In: *Congres nat. sci.*, Brussel, 1277–1292.
7. Sherstyuk, V.N., Makhnenko, V.I. (1973) Procedure for calculation of optimal conditions for welding ship hull without removal of internal insulation. *Avtomat. Svarka*, **4**, 74–75.
8. Bajkova, I.P., Lebedev, A.I. (1960) Effect of a limited width of plate on distribution of temperatures in single-pass arc welding. *Svarochm. Proizvodstvo*, **5**, 17–22.
9. Makhnenko, V.I. (1967) Calculation of thermal processes in butt welding of dissimilar plates. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, **6**, 78–82.
10. Seyffarth, P. (1982) *Grosse Atlas Schweiss-ZTU-Schaubilder*. Düsseldorf: VEB-Verlag Technik.
11. Shorshorov, M.Kh., Belov, V.V. (1977) *Phase transformations and variations in properties of steel during welding*. Atlas. Moscow: Nauka, 456 p.
12. Kasatkin, O.G., Seyffarth, P. (1983) Regression models for estimation of phase composition of the heat-affected zone in welding low-alloy steels. In: *Proc. of II Symp. COMECON*, Sofia, 1983, 6–15.
13. Kasatkin, O.G., Seyffarth, P. Models for estimation of mechanical properties of the heat-affected zone in welding low-alloy steels. *Ibid.*, 186–196.
14. Ion, J.C., Salminen, A.S., Sun, Z. (1996) Process diagrams for laser beam welding of carbon–manganese steels. *Welding Res. Supp.*, July, 225–232.

РАСЧЕТНЫЕ МОДЕЛИ ДЛЯ ОЦЕНКИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ЗТВ ПРИ СВАРКЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

П. ЗАЙФФАРТ (SLV, г. Росток, Германия),

О. Г. КАСАТКИН (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

На основе обработки значительного объема экспериментальных данных сделана попытка описания основных параметров термокинетических диаграмм распада аустенита низколегированных сталей после нагрева по сварочным термическим циклам. Получены регрессионные модели для оценки интервала температур фазовых превращений, фазового состава и механических свойств металла и отдельных фазовых компонент в зависимости от состава стали и длительности охлаждения металла от 850 до 500 °С.

An attempt was made to describe main parameters of TTT diagrams of decomposition of austenite for low-alloy steels after heating following the welding thermal cycles on the basis of processing of a large amount of experimental data. Regression models were developed for estimation of the phase transformation temperature range, phase composition and mechanical properties of metal and individual phase components, depending upon the chemistry of steel and time of metal cooling from 850 to 500 °С.

Свойства ЗТВ при сварке низколегированных сталей в значительной степени зависят от фазовых превращений под действием сварочного нагрева. При дуговой сварке время пребывания металла в области температур выше A_{c3} невелико, но максимальная температура близка к температуре плавления, что может привести как к неполной гомогенизации аустенита, так и к росту аустенитных зерен. Эти факторы оказывают существенное влияние на устойчивость аустенита при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении и соответственно на фазовый состав ЗТВ. Известны публикации, в которых для отдельных образцов сталей фазовые превращения рассматриваются в процессе нагрева до определенной температуры и последующего охлаждения [1, 2]. В данной работе фазовые превращения рассматриваются в зависимости от длительности τ охлаждения от 850 до 500 °С при нагреве металла по термическому циклу сварки (максимальная температура 1350 °С, время нагрева около 5 с).

Области температур фазовых превращений. Характер фазовых превращений в основном определяется степенью развития диффузионных процессов перераспределения углерода и легирующих элементов во время охлаждения металла. Следует отметить, что диффузионная подвижность углерода значительно выше, чем у легирующих элементов, но концентрация последних оказывает существенное влияние на подвижность углерода.

При быстром охлаждении не происходит диффузионного перераспределения элементов и в результате распада аустенита образуется мартенсит — твердый раствор углерода исходной концентрации в α -железе. При больших длительностях охлаждения развиваются процессы

диффузионного перераспределения элементов и образуется ферритно-перлитная (ФП) структура. В промежуточном диапазоне скоростей охлаждения происходит бейнитное (Б) превращение аустенита, при котором наблюдается некоторое диффузионное перераспределение углерода.

В работе исследовано 160 термокинетических диаграмм распада аустенита сталей следующего химического состава, %: $0,05 \leq C \leq 0,4$, $Mn \leq 2$, $Si \leq 0,8$, $Cr \leq 2$, $Mo \leq 1$, $Ni \leq 1,5$, $V \leq 0,2$, $Ti \leq 0,03$, $Al \leq 0,05$, $Nb \leq 0,03$. Использовались термические циклы, обеспечивавшие длительность охлаждения τ в пределах 5...300 с. Статистическая обработка экспериментальных данных проведена методами линейного и нелинейного регрессионного анализа. Все приведенные ниже регрессионные модели построены на основе экспериментальных данных, содержащихся в работах [3, 4].

При быстром охлаждении мартенситное превращение проходит при температуре $T_{мн}$ (рис. 1):

$$T_{мн}(°C) = 506 - 337C - 24,2Mn - 14,4Si - 14,7Ni + \\ + 214Nb, \quad R = 0,93,$$

где R — множественный коэффициент корреляции. Полученная модель подтверждает известное положение о том, что практически все легирующие элементы, кроме энергичных карбидообразующих (в данном случае — ниобий), снижают температуру $T_{мн}$.

При увеличении длительности охлаждения до $\tau_{Б0}$ начинает образовываться бейнит (рис. 1). Минимальная длительность охлаждения $\tau_{Б0}$, соответствующая появлению бейнита, зависит от состава стали

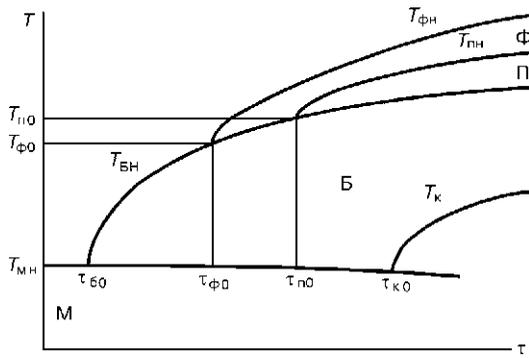


Рис. 1. Характерные параметры температурных областей распада аустенита низколегированных сталей

$$\ln \tau_{Б0} = -2,4 + 0,45\sqrt{C} + 0,91Mn + 0,37Si + 0,57Cr + 0,91Mo + 0,75Ni, \quad R = 0,81.$$

Для описания зависимости температуры начала бейнитного превращения от состава стали при более медленном охлаждении (в области $\tau \geq \tau_{Б0}$) можно использовать следующую регрессионную модель:

$$T_{Бн}(\tau) = T_{Б0} + \Delta T_{Б} \text{erf}[(\ln \tau - \ln \tau_{Б0})K_{Б}] + K_{Б\tau} \ln \tau,$$

где $T_{Б0}$ — температура начала бейнитного превращения при $\tau = \tau_{Б0}$, при этом $T_{Б0} \approx T_{Mn}$; erf — интеграл вероятностей; $\Delta T_{Б}$, $K_{Б}$, $K_{Б\tau}$ — константы, зависящие от состава стали:

$$\Delta T_{Б} (^{\circ}C) = 172 + 88C - 17Mn - 34Cr - 19Ni, \quad R = 0,55;$$

$$K_{Б} = 0,68 + 1,2C + 0,34Si - 0,25Cr - 0,17Ni, \quad R = 0,42.$$

Коэффициент $K_{Б\tau}$ возрастает при увеличении концентрации углерода и изменяется в пределах 5...15. Дальнейшее увеличение длительности охлаждения τ приводит к появлению в структуре стали феррита (Ф) и перлита (П). Вид регрессионных моделей для оценки температур начала ферритного $T_{Фн}$ и перлитного $T_{Пн}$ превращений, а также минимальной длительности охлаждения $\tau_{Фн}$ и $\tau_{Пн}$ до появления этих фаз был выбран аналогично.

Температура начала ферритного превращения (в области $\tau \geq \tau_{Фн}$):

$$T_{Фн} = T_{Бн}(\tau_{Ф0}) + \Delta T_{Ф} \text{erf}[(\ln \tau - \ln \tau_{Ф0})K_{Ф}] + K_{Ф\tau} \ln \tau,$$

где

$$\ln \tau_{Ф0} = -3,30 + 6,9\sqrt{C} + 2,0Mn + 1,52Cr + 2,66Mo - 3,76V, \quad R = 0,75;$$

$$\Delta T_{Ф} (^{\circ}C) = 235 - 244C - 60,6Mn - 30Si - 34Cr + 45Ni + 200V, \quad R = 0,63;$$

$$K_{Ф} = 0,62 + 0,20Cr - 0,45Mo, \quad R = 0,24.$$

Коэффициент $K_{Ф\tau}$ уменьшается при увеличении концентрации углерода и легирующих элементов и изменяется в пределах 5...15.

Температура начала перлитного превращения (в области $\tau \geq \tau_{Пн}$):

$$T_{Пн} = T_{Бн}(\tau_{П0}) + \Delta T_{П} \text{erf}[(\ln \tau - \ln \tau_{П0})K_{П}] + K_{П\tau} \ln \tau,$$

где

$$\ln \tau_{П0} = 0,825 + 1,64Mn + 0,76Si + 1,64Cr + 2,17Mo + 0,94Ni, \quad R = 0,75;$$

$$\Delta T_{П} (^{\circ}C) = 74 + 114C - 32Si + 94Cr - 74\sqrt{Ni}, \quad R = 0,69;$$

$$K_{П} = 0,45 + 0,30C + 0,90Mo - 0,4Ni, \quad R = 0,32.$$

Коэффициент $K_{П\tau}$ изменяется в пределах 3...12 (углерод увеличивает, а кремний снижает значения этого коэффициента).

Температура окончания фазовых превращений $T_{К}$ зависит как от состава стали, так и от длительности охлаждения τ . Структуру регрессионной модели для оценки $T_{К}$ примем аналогичной использованной выше. Для области $\tau \geq \tau_{Пн}$:

$$T_{К} = T_{К0} + \Delta T_{К} \text{erf}[(\ln \tau - \ln \tau_{К0})K_{К}] + K_{К\tau} \ln \tau.$$

Температура $T_{К0}$ соответствует температуре окончания мартенситного превращения T_{Mn} , которая близка к T_{Mn} . Хотя при увеличении длительности охлаждения $\tau \geq \tau_{Ф0}$ в области ферритно-перлитного превращения наблюдается некоторое снижение T_{Mn} из-за диффузионного перераспределения углерода и увеличения его концентрации в твердом растворе, но в первом приближении можно принять $T_{К0} = T_{Mn}$.

Минимальная длительность охлаждения $\tau_{К0}$, при которой мартенситное превращение уже не происходит, приблизительно равна:

$$\ln \tau_{К0} = -0,07 + 3,35\sqrt{C} + 0,84Mn + 1,40Cr, \quad R = 0,70.$$

Остальные параметры можно оценить с помощью зависимостей

$$\Delta T_{К} (^{\circ}C) = 101 + 200C + 45,8Si - 41,3Cr - 350V - 670Ti - 1100Nb, \quad R = 0,68;$$

$$K_{К} = 3,36 - 0,39Mn - 0,32Si + 0,31Mo - 0,40Ni - 0,94V, \quad R = 0,60.$$

Коэффициент $K_{К\tau}$ уменьшается при увеличении концентрации легирующих элементов и изменяется в пределах 5...15.

Фазовый состав ЗТВ. Ряд авторов для интерполяции экспериментальных данных при оценке фазового состава используют модели, предложенные Аврами [5]. По нашему мнению, для оценки доли фазовых составляющих — мартенсита (М), бейнита (Б) и ферритно-перлитной структуры (ФП) более целесообразно использовать регрессионные модели, предложенные в [6]:

$$M(\tau) = 0,5(1 - \text{erf}((\ln \tau - \ln \tau_{M})/\ln S_{M})),$$

$$ФП(\tau) = 0,5(1 + \text{erf}((\ln \tau - \ln \tau_{ФП})/\ln S_{ФП})),$$

$$Б(\tau) = 1,0 - M(\tau) - ФП(\tau).$$

Параметры $\ln \tau_{M}$, $\ln S_{M}$, $\ln \tau_{ФП}$ и $\ln S_{ФП}$ для каждой стали оценивались методом нелинейной пара-

метризации по критерию наименьших квадратов. Зависимость этих параметров от состава сталей описывается следующими регрессионными моделями:

$$\begin{aligned} \ln \tau_M &= -1,49 + 13,6C + 1,0Mn + 0,33Si + 0,48Cr + \\ &+ 0,94Mo + 0,87Ni - 14,2C^2, \quad R = 0,90; \\ \ln S_M &= 0,65 - 0,52C + 0,23Mn + 0,16Cr + \\ &+ 0,18Mo, \quad R = 0,50; \\ \ln \tau_{ФП} &= 0,85 + 7,43C + 1,84Mn + 0,55Cr + \\ &+ 3,2Mo + 0,95Ni - 9,26C^2, \quad R = 0,75; \\ \ln S_{Ф} &= 1,42 - 1,6C + 0,23Mn + 0,42Si + \\ &+ 0,32Mo + 0,22Ni, \quad R = 0,46. \end{aligned}$$

Следует отметить, что параметры τ_M и $\tau_{ФП}$ соответствуют длительностям охлаждения, при которых образуется 50 % мартенсита или 50 % ферритно-перлитной структуры (рис. 2).

Механические свойства ЗТВ. Легирующие элементы оказывают влияние на механические свойства двумя путями: с одной стороны, они легируют твердый раствор и изменяют свойства фазовых составляющих, а с другой — воздействуют на кинетику фазовых превращений и, следовательно, на фазовый состав металла. Поскольку для указанных выше пределов легирования и длительностей охлаждения механические свойства металла изменяются в достаточно широком диапазоне, использовалось логарифмическое преобразование для получения приблизительно постоянного значения относительной погрешности оцениваемых показателей. В результате обработки экспериментальных данных были получены следующие регрессионные модели:

для твердости (HV)

$$\begin{aligned} \ln HV &= (5,55 + 2,38C + 0,0816Mn + 0,132Si + \\ &+ 0,038Cr - 0,081Mo - 1,12C^2 - 0,033 \ln \tau)M + \\ &+ (5,05 + 1,34C + 0,241Mn + 0,132Si + 0,174Cr + \\ &+ 0,250Mo + 0,095Ni + 0,255V - 0,066 \ln \tau)B + \\ &+ (4,76 + 1,51C + 0,165Mn + 0,218Si + 0,281Cr + \\ &+ 0,270Mo - 0,041 \ln \tau)ФП, \quad R = 0,96; \end{aligned}$$

для предела прочности (МПа)

$$\begin{aligned} \ln \sigma_B &= (6,44 + 2,88C + 0,162Mn + 0,045Cr - \\ &- 0,344C^2 + 0,030 \ln \tau)M + (6,07 + 1,56C + \\ &+ 0,197Mn + 0,230Si + 0,151Cr + 0,315Mo + \\ &+ 0,087Ni - 0,04 \ln \tau)B + (5,83 + 1,56C + \\ &+ 0,120Mn + 0,244Si + 0,137Cr - \\ &- 0,141Ni - 0,011 \ln \tau)ФП, \quad R = 0,95; \end{aligned}$$

для предела текучести (МПа)

$$\begin{aligned} \ln \sigma_{0,2} &= (6,34 + 1,36C + 0,110Mn + 0,151Si + \\ &+ 0,045Cr + 0,05Ni)M + (5,80 + 1,57C + 0,214Mn + \\ &+ 0,155Si + 0,216Cr + 0,413Mo + 0,150Ni - \\ &- 0,067 \ln \tau)B + (5,38 + 1,83C + 0,207Mn + 0,265Si + \\ &+ 0,451Mo + 0,423V - 0,034 \ln \tau)ФП, \quad R = 0,93; \end{aligned}$$

для относительного удлинения (%)

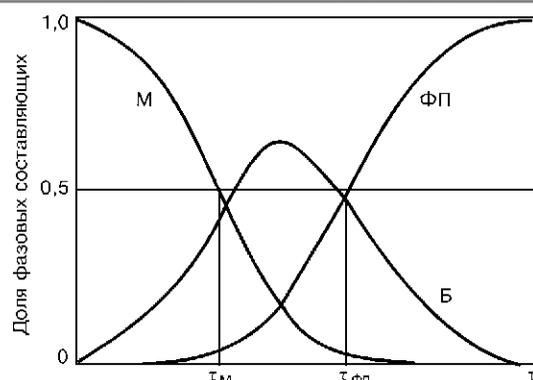


Рис. 2. Фазовый состав металла ЗТВ низколегированных сталей в зависимости от длительности охлаждения

$$\begin{aligned} \ln \delta &= (3,00 - 6,06C - 0,305Mn + 0,156Ni + \\ &+ 0,270 \ln \tau)M + (3,65 - 4,40C - 0,342Mn - \\ &- 0,230Cr - 0,291Mo - 0,243Ni + 0,112 \ln \tau)B + \\ &+ (3,30 - 2,31C + 0,99Si - 0,275Cr - \\ &- 0,659Mo + 0,40 \ln \tau)ФП, \quad R = 0,88; \end{aligned}$$

для относительного сужения (%)

$$\begin{aligned} \ln \psi &= (3,11 + 0,160Cr + 0,220Ni - 10,4C^2 + \\ &+ 0,17 \ln \tau)M + (4,47 - 3,85C - 0,163Mn - 0,360Mo + \\ &+ 0,065 \ln \tau)B + (3,91 - 2,61C + \\ &+ 0,07 \ln \tau)ФП, \quad R = 0,81; \end{aligned}$$

для энергии разрушения (J) образцов с круглым надрезом при ударном изгибе (высота сечения образца 10 мм, ширина 2 мм, глубина надреза 2 мм)

$$\begin{aligned} \ln A &= (3,69 - 10,5C - 0,282Mn + 0,240Cr - \\ &- 0,746Mo + 0,180Ni + 6,82C^2 + 0,235 \ln \tau)M + \\ &+ (3,00 - 4,24C - 0,227Mn - 0,123Cr + 1,22V + \\ &+ 0,155 \ln \tau)B + (3,25 - 2,37C - 0,120Mn - 0,227Si - \\ &- 0,587Cr - 2,11Mo)ФП, \quad R = 0,80. \end{aligned}$$

Анализ полученных моделей показывает, что в условиях сварочного термического цикла:

- практически все легирующие элементы, за исключением энергичных карбидообразующих, повышают устойчивость аустенита — снижают температуру и увеличивают длительности охлаждения, при которых происходят фазовые превращения;
- механические свойства металла ЗТВ при дуговой сварке низколегированных сталей в основном зависят от его фазового состава, особенно содержания мартенсита в структуре металла;
- в условиях сварочного термического цикла легирующие элементы оказывают влияние на механические свойства ЗТВ, главным образом изменяя фазовый состав металла и в меньшей степени — путем изменения механических свойств фазовых компонент.

Полученные модели позволяют оценить механические свойства отдельных фазовых компонент в зависимости от состава стали и длительности охлаждения металла. В условиях сварочного термического цикла показатели прочностных отдель-

ных фазовых компонент практически не зависят от скорости охлаждения, а пластичности — улучшаются при замедленном охлаждении. Исключение составляет ударная вязкость ферритно-перлитной структуры, которая практически не зависит от длительности охлаждения. Легирующие элементы упрочняют все фазовые составляющие и снижают их пластичность. Хром и никель могут немного улучшать пластичность мартенсита. Увеличение длительности охлаждения может немного снизить твердость и прочностные свойства и повысить пластичность металла.

Замечено слабое повышение предела прочности мартенситной структуры при увеличении длительности охлаждения. Вероятно, это связано с трудностью определения предела прочности этой фазы, так как она разрушается хрупко, без существенной пластической деформации.

В заключение можно отметить, что в представленной работе исследования достаточно широкого

круга низколегированных сталей проведены по единой методике на основе экспериментальных данных, полученных в идентичных условиях.

1. *Stadtaus M., Michailov V., Wohlfahrt H.* Simulation of weld shape, microstructure, distortion and residual stresses for laser beam welding // Mathematical modelling of weld phenomena 6 / Ed. H. Cerjak. — Maney for the Institute of Materials, Minerals and Mining. — 2002. — P. 411–441.
2. *Mohrmann R.* A Non-isothermal model for the phase transformations and the mechanical behaviour of a 12 % chromium steel // Ibid. — P. 411–418.
3. *Seeffarth P., Meyer B., Scharff A.* Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder. — Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag Gmb, 1992. — 175 S.
4. *Seeffarth P.* Schweiß-ZTU-Schaubilder. — Berlin: Verlag Technik, 1982. — 233 S.
5. *Avrami M.* Kinetics of phase change I // J. Chem. Phys. — 1939. — N 7. — P. 1103.
6. *Касаткин О. Г., Зайффарт П.* Влияние химического и фазового состава зоны термического влияния на ее механические свойства при дуговой сварке низколегированных сталей // Автомат. сварка. — 1984. — № 2. — С. 5–10.

КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Л. И. МАРКАШОВА, В. В. АРСЕНЮК, Г. М. ГРИГОРЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Изложен принципиально новый подход к прогнозированию качества сварных разнородных соединений, основанный на аналитической оценке комплекса механических характеристик прочности и пластичности, включающих предел текучести, предел прочности, параметр вязкости разрушения (коэффициент интенсивности напряжений). Аналитические оценки выполнены с учетом реально формирующихся в зоне сварки структур (размера зерна и субзерна, плотности дислокаций), химического и фазового состава (морфологии, размеров и распределения фазовых образований) в разнородных соединениях Ст3 + Al, полученных при различных способах сварки давлением.

The new approach to prediction of quality of welded joints in dissimilar metals is described. The approach is based on the analytical evaluation of a combination of mechanical characteristics of strength and ductility, such as yield stress, tensile strength, fracture toughness (stress intensity factor), tough-brittle transition temperature (cold-shortness threshold), etc. The analytical evaluation was done with allowance for actual structures formed in the welding zone (grain and sub-grain sizes, dislocation density), as well as chemical and phase composition (morphology, size and distribution of phases) of dissimilar welded joints St.3 + Al produced under different friction welding conditions.

Определение работоспособности, долговечности и надежности новых разнородных материалов, используемых, как правило, в экстремальных условиях (динамические и градиентные термонагрузки, жидкие и газообразные агрессивные среды; электрические и магнитные поля и пр.) является сложной и основополагающей проблемой физического и прикладного материаловедения. Учитывая, что значительная часть разнородных материалов изготавливается различными способами сварки давлением (диффузионной, ударной, трением, взрывом и др.), для которых характерны нестабильность механических характеристик, что в основном связано с ограничением используемых технологических параметров (температур, значения сварочной деформации), то становится очевидной сложность надежной оценки свойств такого типа соединений. Кроме того, следует учитывать высокую степень локализации в достаточно узкой зоне контакта (глубиной порядка 20...200 мкм) свариваемых материалов всех основных сопутствующих сварке физико-химических процессов и прежде всего пластической деформации, массопереноса, фазообразования. Понятно, что структурно-фазовое состояние, которое формируется в зоне контакта подобной локальности, будет оказывать, если не основное, то весьма существенное влияние на свойства всего сварного соединения.

В данной статье изложен принципиально новый подход к прогнозированию качества сварных разнородных соединений, основанный на аналитической оценке комплекса механических свойств прочности и пластичности, включающих предел текучести σ_T , предел прочности σ_B и параметр вязкости

разрушения — коэффициент интенсивности напряжений K_{1c} .

Такие аналитические оценки, рассчитанные с учетом реально формирующихся в зоне сварки структур (размера зерна и субзерна, плотности дислокаций), химического и фазового состава (морфологии, размеров и распределения фазовых образований) и т. п. и выполненные с использованием комплексных исследований зоны сварки методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, позволяют прогнозировать свойства соединений и корректировать параметры технологических процессов.

Пример такой оценки приведен для соединений Ст3 с алюминием, выполненных диффузионной сваркой (ДСВ) и сваркой взрывом (СВз), отличающихся скоростью сварочного деформирования: $\dot{\epsilon} \sim 1 \cdot 10^{-4}$ (ДСВ) и $\dot{\epsilon} \sim 1 \cdot 10^5$ (СВз). Для сравнения приведены также свойства этих же соединений, полученных при сварке трением (СТр), конвенционной и инерционной, значительно отличающиеся температурой в зоне контакта.

Количественная оценка упрочнения (приращения предела текучести), обусловленного каждым из структурных параметров, выполнялась следующим образом. Предел текучести свариваемых материалов рассматривали как сумму следующих компонентов [1]:

- сопротивления трения решетки σ_0 ($\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4} G$, МПа, где G — модуль сдвига; для алюминия он составляет 27300, для стали — 84000 МПа [2]);

- упрочнения твердого раствора легирующими элементами $\Delta\sigma_{ТВ,Р}$ ($\Delta\sigma_{ТВ,Р} = \Sigma k_i c_i$, МПа, где k_i — коэффициент упрочнения [3]; c_i — концентрация легирующего элемента в твердом растворе);

- упрочнения за счет перлитной составляющей $\Delta\sigma_{\Pi}$ ($\Delta\sigma_{\Pi} = 2,4\Pi$, МПа, где Π — содержание перлитной составляющей, %);
- упрочнения за счет изменения размера зерна $\Delta\sigma_3$ и субзерна $\Delta\sigma_c$, оцениваемого согласно известной зависимости Холла–Петча ($\Delta\sigma_3 = k_y D_3^{-1/2}$, $\Delta\sigma_c = k_c d_c^{-1}$, МПа, где k_c, k_y — коэффициент, учитывающий барьерный эффект субгранц и гранц [1, 4–6]; D_3, d_c — соответственно размер зерна и субзерна);
- дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_d$ ($\Delta\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2}$, МПа, где α — коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия дислокаций при дислокационном упрочнении (для алюминия он составляет 0,3, для стали — 0,5 [7]); b — вектор Бюргера, для алюминия он равен $2,2 \cdot 10^{-7}$ мм; для стали — $2,5 \cdot 10^{-7}$ мм [8, 9]);
- рассчитанного по зависимости Орована дисперсионного упрочнения частицами образующихся фазовых выделений (ФВ) ($\Delta\sigma_{\Phi} (\Delta\sigma_{\Phi} = 0,81 \frac{Gb}{4\pi} \phi \times \ln \frac{l-2R}{2b} \frac{2}{l-2R}$, МПа, где ϕ — коэффициент, ха-

рактеризующий тип дислокаций, взаимодействующих с частицами, [10, 11]; R — радиус частиц; l — расстояние между частицами).

Таким образом, параметр σ_T имеет следующий вид:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{тв.р}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_{\Pi} + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{\Phi}$$

Изменения структуры и свойств в соединениях Ст3 + Al, выполненных ДСВ и СВз, приведены на рис. 1.

Как видно, при способе ДСВ происходит формирование и направленный рост плотных сплошных интерметаллидных фаз вдоль плоскости контакта свариваемых металлов (рис. 2), а при СВз сплошные хрупкие прослойки отсутствуют (рис. 3), что является результатом диспергирования и расщепления образующихся интерметаллидных фаз по более широкой (по сравнению с ДСВ) зоне сварки.

Оценки изменения прочностных свойств показывают, что при СВз основной вклад в упрочнение

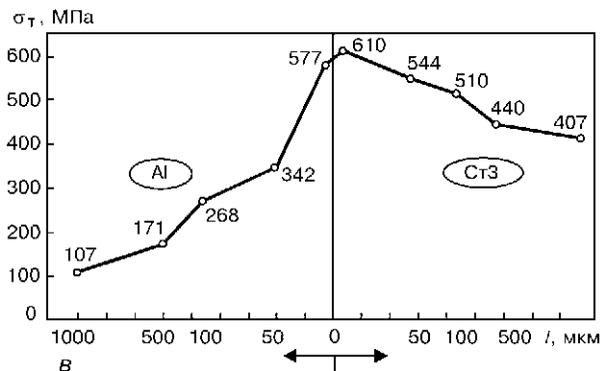
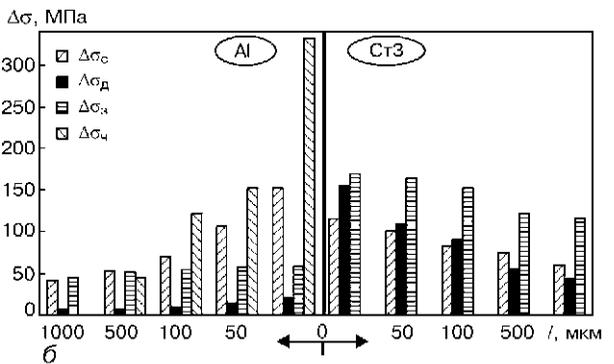
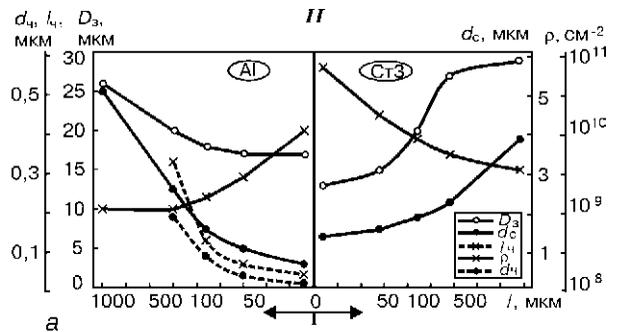
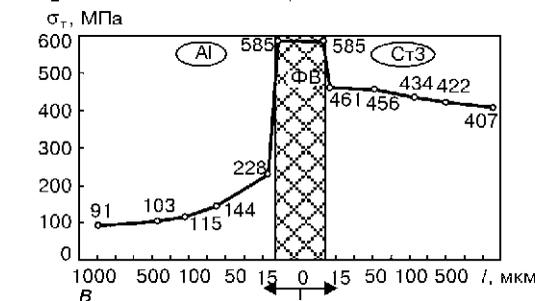
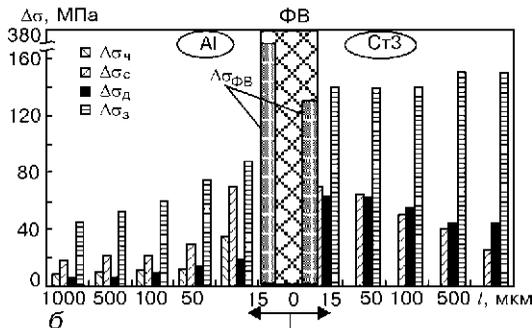
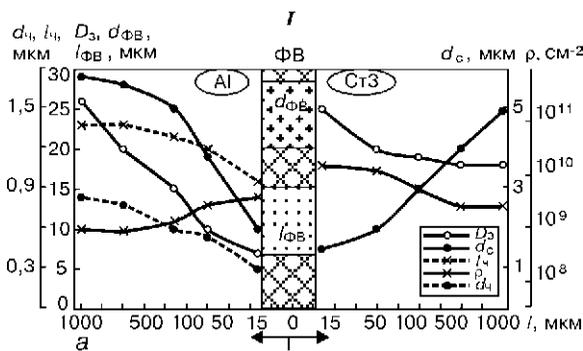


Рис. 1. Изменения структуры и свойств в соединениях Ст3 + Al, выполненных ДСВ (I) и СВз (II): а — основные структурные параметры вдоль зоны сварки; б — гистограммы вклада отдельных структурных параметров в упрочнение различных зон соединения; в — векторные диаграммы, отражающие суммарное упрочнение, которое обусловлено структурой металла сварного соединения

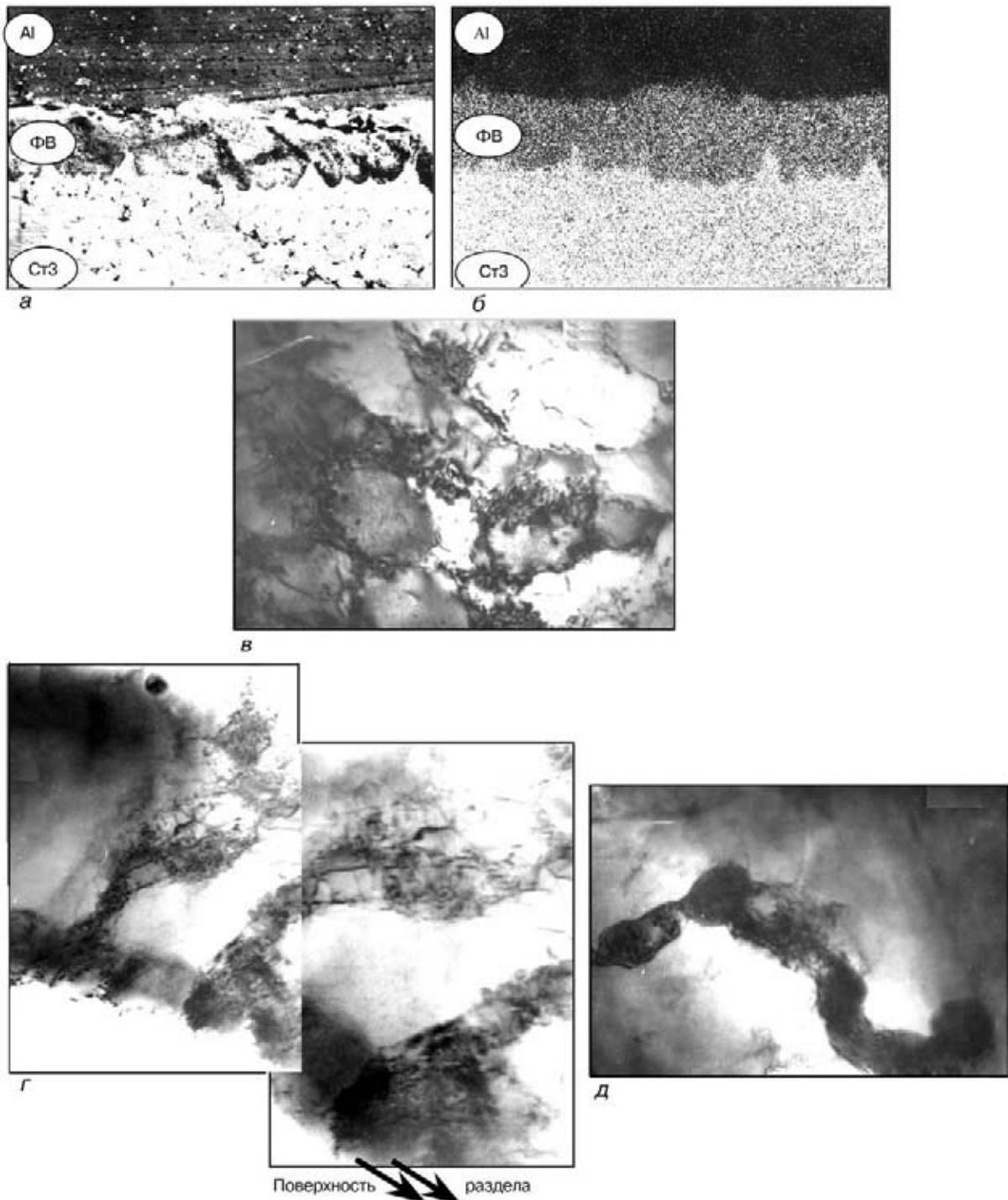


Рис. 2. Структурные изменения в области контакта соединений Ст3 + Al в условиях ДСВ: а, б — структура и карта распределения железа в характеристическом излучении, X680; в — тонкая структура алюминия на глубине ~ 7000 мкм (X20000); г, д — характер фазообразования у поверхности раздела (г, X30000, д, X20000)

со стороны алюминия (относительно уровня прочности основного металла) вносят: измельчение зеренной и субзеренной структур соответственно 58 МПа (52,7 %) и 151 МПа (137,3 %), формирование новых дисперсных интерметаллидных фаз — 332 МПа (301,8 %), а также повышение плотности дислокаций — 20 МПа (18,2 %). Суммарное упрочнение в этой, как правило, ослабленной зоне соединения составляет примерно 577 МПа, заметим, что это значение почти в 5 раз превышает

прочность алюминия в исходном состоянии. В результате вдоль зоны сварки градиент механических свойств практически отсутствует (см. рис. 1, II, в). В противоположность этому для условий ДСВ проявляется резкий градиент механических свойств ($\Delta\sigma_T \approx 360$ МПа), что связано с формированием протяженных интерметаллидных прослоек вдоль границы раздела.

Следует отметить, что существенные различия в формировании структурно-фазового состояния

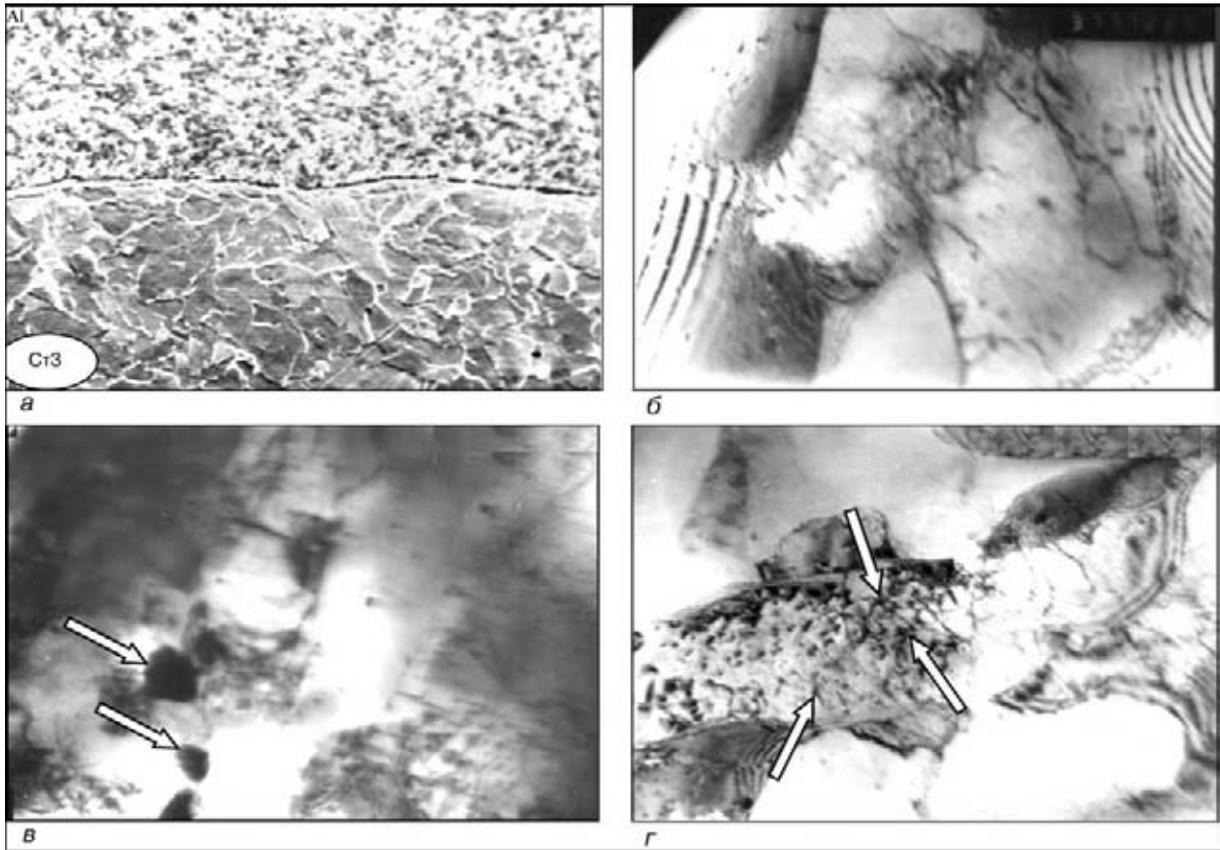


Рис. 3. Изменение характера фазообразования в соединениях Ст3 + Al в условиях СВз: *a* — структура в области контакта (X332); *b* — тонкая структура алюминия на глубине ~ 7000 мкм, X37000; *c, d* — внутриобъемное распределение фаз в алюминии (*c, d* X30000)

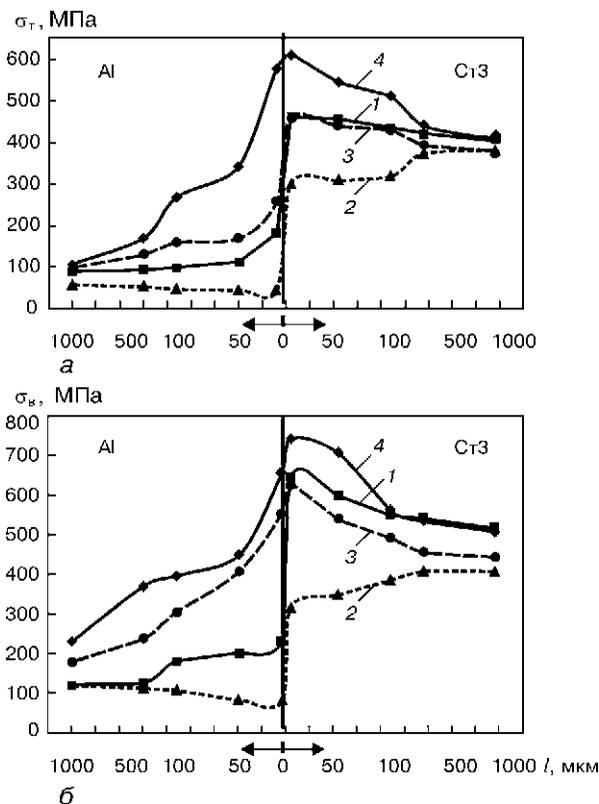


Рис. 4. Изменение механических свойств предела текучести (*a*), предела прочности (*b*) у соединений Ст3 + Al, выполненных ДСВ (*1*), конвенционной (*2*) и инерционной СТр (*3*) и СВз (*4*)

переходной зоны обнаруживаются при различных режимах и зависят не только от скорости сварочного деформирования, но и от температур сварочного процесса [12].

Так, при конвенционной СТр, отличающейся более высоким температурным полем в зоне контакта, зарождение и рост ФВ происходит преимущественно по суб- и межзерненным границам, что в свою очередь приводит к формированию протяженных фаз строчечного типа вдоль межзерненных границ. При инерционной СТр, отличающейся снижением температурного поля в зоне контакта, наблюдается изменение в характере фазообразования и в распределении растущих новых фаз: в зернах алюминия (более мягком из двух свариваемых металлов) образование дисперсных частиц новых фаз происходит равномерно, причем во внутренних объемах зерен, что свидетельствует о том, что алюминий непосредственно в зоне контакта представляет собой уже структуру практически нового типа — типа «квазикомпозита». При этом отсутствует градиент свойств прочности по границе раздела, так как свойства более мягкого материала (алюминия) приближаются к свойствам более твердого (стали).

Таким образом, анализ экспериментальных и расчетных результатов показывает, что при СВз и режимах инерционной СТр непосредственно вдоль границы раздела соединения отсутствует обычно наблюдаемый при сварке разнородных металлов

градиент механических свойств. При этом происходит общее повышение прочностных свойств как со стороны стали, так и со стороны алюминия (рис. 4, а). Особенно четко это проявляется со стороны алюминия — значительное повышение предела текучести в зоне контакта в основном происходит, как уже отмечалось, вследствие формирования дисперсных новых фаз, распределенных в объемах зерен, а также измельчения субструктуры.

Конкретные изменения размеров внутриобъемных дисперсных фаз $d_{\text{ч}}$ и расстояний между ними $l_{\text{ч}}$, а также изменения по характеру фазообразования в зоне контакта соединений СтЗ + Аl, выполненных различными способами сварки приведены на рис. 5.

Известно, что надежность сварных соединений не может быть оценена какой-либо одной характеристикой механических свойств, например σ_{T} . Ее обычно характеризуют конструктивной (конструкционной) прочностью, т. е. комплексом механических свойств, и важнейшими, но не

единственными параметрами конструктивной прочности, кроме предела текучести σ_{T} , являются также предел прочности σ_{B} и параметр вязкости разрушения K_{1c} .

Приведенные выше аналитические оценки упрочнения σ_{T} , выполненные с учетом реально формирующихся в зоне сварки структур, позволяют также произвести оценку предела прочности сварных соединений (см. рис. 4, б) через величину $\sigma_{\text{T}}/\sigma_{\text{B}}$ по зависимости

$$\frac{\sigma_{\text{T}}}{\sigma_{\text{B}}} = \left(\frac{\sigma_{\text{T}}}{\chi}\right)^2 (1 + m) \sqrt{1 + \frac{2}{1 + m} \left(\frac{\chi}{\sigma_{\text{T}}}\right)^2},$$

где показатель $m = 0,3$; χ — коэффициент деформационного упрочнения [3].

Следует отметить, что коэффициент деформационного упрочнения χ зависит от таких структурных параметров, как размер зерна d_3 и размеры образующихся частиц ФВ D_r . Причем влияние последних определяется по известной зависимости Орована [10, 11, 13], включающей объемную долю

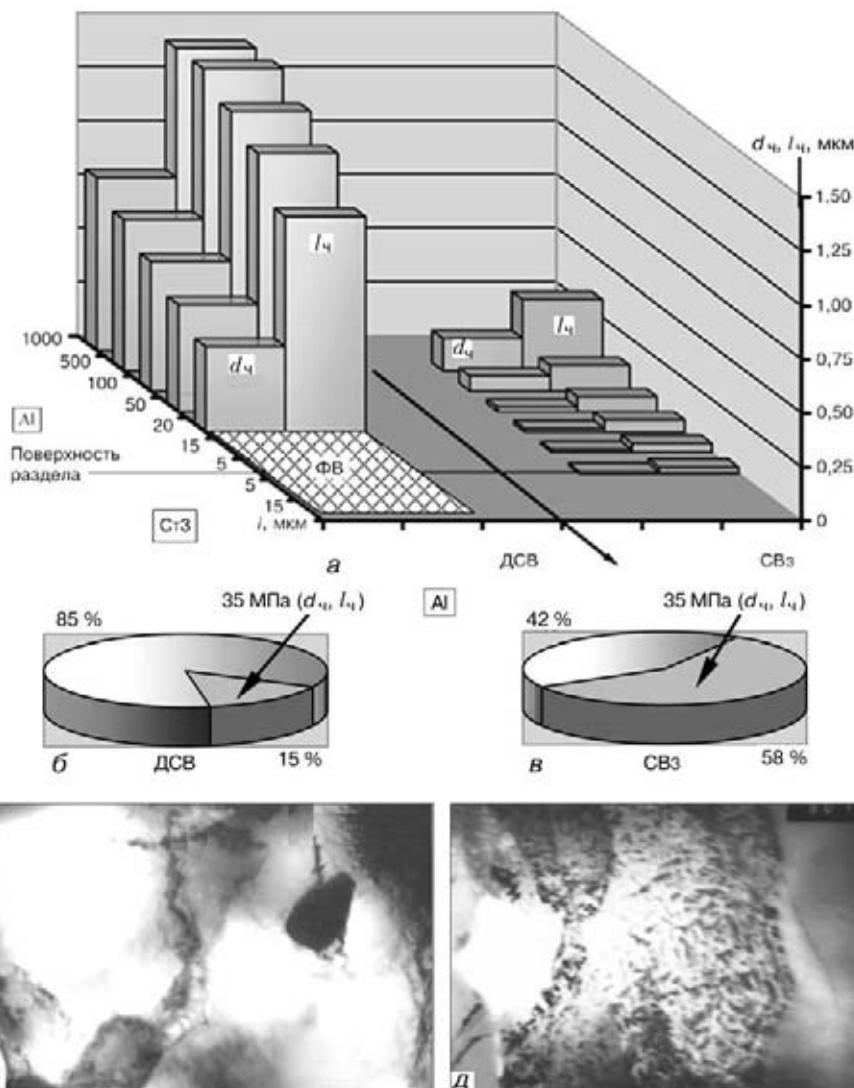


Рис. 5. Размеры внутриобъемных дисперсных фаз в алюминии $d_{\text{ч}}$ и расстояния между ними $l_{\text{ч}}$ в зоне контакта соединений СтЗ + Аl, выполненных ДСВ и СВЗ (а), их вклад в общее упрочнение σ_{T} (б, в), а также изменение характера фазообразования в алюминии (г — $\times 15000$; д — $\times 30000$)

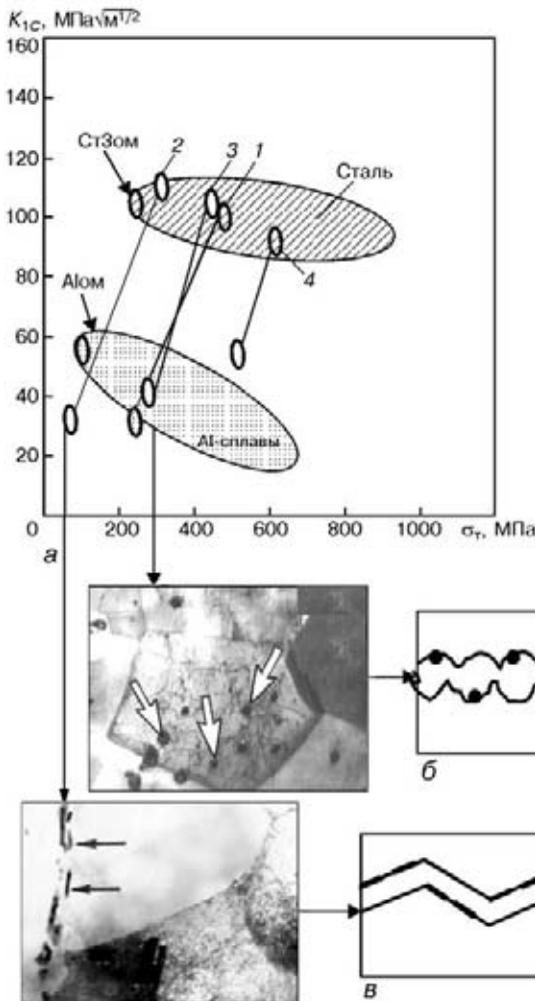


Рис. 6. Диаграмма конструктивной прочности соединений Ст3 + Al, выполненных ДСВ (1), конвенционной СТр (2) и инерционной СТр (3), СВз (4) (а); структура алюминия в зоне контакта (X20000) и схема вязкого разрушения в результате образования ямок на внутриобъемных дисперсных фазах при инерционной СТр (б); структура алюминия (X20000) и схема интеркристаллитного разрушения в результате наличия фаз по границам зерен при конвенционной СТр (в)

f , размеры фазовых образований D , а также расстояния между частицами фаз λ . В итоге, имея экспериментальную информацию о конкретных параметрах микроstructures и фазового состава, определяемых при комплексных исследованиях методами оптической металлографии, растровой, просвечивающей электронной микроскопии, коэффициент деформационного упрочнения может быть определен по зависимости

$$\chi = M^{3/2}cG \sqrt{\frac{b\bar{f}}{D}} + M^{3/2}r\alpha G \sqrt{\frac{b}{0,15d_3}}$$

где M — ориентационный множитель; r — коэффициент, характеризующий уменьшение упрочнения вследствие неравномерности распределения дислокаций (при их неизменной плотности и при равномерном распределении дислокаций $r = 1$, а при образовании ячеистой структуры $r < 1$).

На рис. 6 приведена диаграмма конструктивной прочности соединений алюминия со Ст3, выполненными различными способами сварки давлением.

Оценку величины K_{1c} проводили, основываясь на критериях линейной механики разрушения [14]. При этом для оценки K_{1c} в каждом из исследуемых соединений использовали экспериментальные данные фрактографического анализа изломов, в частности, размер ямок на поверхности разрушения $d_{я}$, значение которого приравнено к значению критического раскрытия трещины [3]

$$K_{1c} = \sqrt{2E\sigma_T d_{я}}$$

Кроме того, величина K_{1c} определялась также с учетом других микроструктурных параметров, полученных при исследованиях тонкой структуры сварных соединений на просвет, а именно — D , λ и f :

$$K_{1c} = \left[2\sigma_T \left(\frac{\pi}{6} \right)^{1/3} D \right]^{1/2} f^{4/6}$$

Исходя из анализа сводной диаграммы конструктивной прочности соединений Ст3 + Al, видно, что для низколегированных малоуглеродистых сталей и алюминиевых сплавов вытянутые области овального типа характеризуют достижимые сочетания K_{1c} и σ_T [14]. Значительная ширина этих областей свидетельствует о существенном влиянии на показатели конструктивной прочности структурных параметров, определяющих реализацию микромеханизма распространения трещины. При конвенционной СТр и ДСВ наряду с градиентом, наблюдаемым непосредственно в зоне сварки по σ_T , имеет место и снижение параметра вязкости разрушения K_{1c} . При инерционной СТр и СВз наблюдается повышение σ_T при незначительном снижении K_{1c} . Последнее приводит к реализации вязкого механизма разрушения соединений, что во многом обусловлено образованием дисперсных фаз по внутренним объемам зерен в алюминии.

Таким образом, на примерах сварных соединений разнородных металлов было показано, что оценить ряд основных механических характеристик соединений можно с использованием экспериментальной базы данных структурных параметров, полученных при исследовании на различных структурных уровнях — зеренном, субструктурном, дислокационном, включающих химический состав, размер зерен и субзерен, плотность дислокаций, размеры и распределение ФВ, фазовый состав свариваемых материалов и т.п.

Изложенная оценка свойств прочности и пластичности по локальным зонам сварки с учетом реально формирующихся структур и химического состава металла, позволяет не только определять свойства соединений в определенной зоне сварки, но и выявлять конкретные структурно-фазовые параметры, приводящие к снижению, либо к повышению свойств сварных соединений.

1. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.

2. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
3. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
4. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
5. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
6. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — **173**, N 1. — P. 25–28.
7. Characteristics of behaviour of diffusion in the transition zone of a copper-aluminium joint during friction welding // Y. Itoh, T. Shindoh, M. Saitoh, M. Tezuka // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. — 1998. — **64**, N 618. — P. 494–499.
8. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
9. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — **23**. — P. 118–177.
10. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
11. Ebellling R., Ashby M. F. Yielding and flow of two phase copper alloys // Phil. Mag. — 1966. — **13**, N 7. — P. 805–809.
12. О взаимосвязи структуры и свойств сталеалюминиевых соединений, выполненных сваркой трением / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова и др. // Автомат. сварка. — 1998. — № 8. — С. 7–14.
13. Орован Е. Классическая и дислокационная теория хрупкого разрушения // Атомный механизм разрушения. — М.: Металлургия, 1963. — С. 170–184.
14. Романюв О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ЗТВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ

В. ПЕКАРСКА

(Ин-т механики и основ конструкций машин, Политехника Ченстоховская, Польша)

Предложена математическая модель, описывающая температурное поле и фазовые превращения в процессе лазерной сварки. Температурное поле определяется уравнением неустойчившегося потока тепла с конвективным членом. Принято, что источником нагрева является лазерный луч с распределением Гаусса. Для решения уравнения теплопроводности использован метод функции Грина. Путем определения удельного объема образующихся фаз выполнена оценка возникающих структур в металле ЗТВ сварного соединения. Удельный объем фаз во время нагрева и охлаждения определен как функция температуры и скорости охлаждения. Модель фазовых превращений в твердом состоянии для свариваемой стали повышенной прочности базируется на положении о непрерывном охлаждении и уравнениях Аврами, Койстинена и Марбургера. Приведены примеры расчетов для сварных соединений.

The mathematical model describing a temperature field and phase transformations during the laser welding process is suggested. The temperature field is determined using the unsteady-state heat flow equation which involves the convection term. It is assumed that the laser beam with a Gaussian distribution serves as the heat source. The thermal conductivity equation is solved by the Green function method. Structures formed in the HAZ metal of a welded joint are evaluated by determining the specific volume of the formed phases. The specific volume of the phases during heating and cooling is determined as a function of temperature and cooling rate. The model of solid-state structural transformations for an increased-strength steel is based on an assumption of continuous cooling, as well as on the Avrami, Koistinen and Marburger equations. Examples of the calculations for welded joints are given.

Введение. В последние десятилетия большое внимание ученых и производителей уделяется лазерной сварке, причем требования к качеству сварных соединений неуклонно повышаются. Постоянно совершенствуются методы управления процессами сварки и контроля сварных соединений. Мощность луча и скорость его перемещения оказывают наибольшее влияние на форму валика, а следовательно, и на размеры ЗТВ свариваемых элементов [1–4].

Сконцентрированный источник тепла при лазерной сварке нагревает соединяемый металл до высокой температуры при значительном ее градиенте. В результате в металле шва и основном металле происходят фазовые превращения, что совместно с температурным градиентом приводит к возникновению значительной изотропной деформации. Важно иметь данные о кинетике фазовых превращений и их влиянии на величину временных и остаточных напряжений в сварных соединениях, поскольку эти напряжения обуславливают сопротивление эксплуатационным нагрузкам и прежде всего прочность при циклических нагрузках [1, 5, 6].

Для оценки влияния фазовых превращений на величину деформаций и напряжений во время нагрева и охлаждения металла при сварке необходимы данные о величине и виде фазовых превращений, происходящих в данном цикле сварки. Численное исследование фазовых превращений позволяет сократить трудоемкие экспериментальные исследования и дает возможность получить

данные, необходимые для расчета остаточных напряжений.

Статья посвящена разработке модели численного исследования температурного поля и фазовых превращений при лазерной сварке тонколистовых элементов. Температурное поле определено из уравнения неустойчившегося потока тепла с конвективным членом. Принято, что источником нагрева является лазерный луч с распределением Гаусса. Уравнение теплопроводности решено методом функции Грина [7]. Выполнена оценка возникающих в ЗТВ структур расчетом удельных объемов фаз во время нагрева и охлаждения как функции температуры и скорости охлаждения. Приведены примеры расчета температурных полей и фазовых превращений в сварных соединениях свариваемых сталей.

Математическая модель температурного поля.

Расчет температурного поля проводится по уравнению неустойчившегося потока тепла с конвективным членом

$$\kappa \nabla^2 \Theta(x, t) - \frac{\partial \Theta(x, t)}{\partial t} + \nabla \Theta(x, t) \mathbf{v} + \frac{Q_V}{C_{ef}} = 0, \quad (1)$$

где $\kappa = \lambda / (\rho c)$ — коэффициент выравнивания температуры; $C_{ef} = \rho c$ — удельная теплоемкость; Q_V — мощность объемного источника тепла, в котором учитывается тепло от лазерного луча; \mathbf{x} — вектор положения рассматриваемой точки; $\mathbf{v} = \mathbf{v}(x, t)$ — вектор скорости перемещения лазерного луча.

Уравнение (1) решено методом суперпозиции функции Грина [7, 8]. Предложенный в работе [7] метод заключается в интегрировании функции

Грина в объеме в виде призмы ($-\infty < x, y < \infty, 0 \leq z < \infty$) с граничными условиями:

$$\Theta(x, y, z, t) = 0 \text{ для } x, y \rightarrow \pm\infty, \quad (2)$$

$$z \rightarrow \infty, \quad q(x, y, 0, t) = 0$$

и начальным условием $\Theta(x, y, z, 0) = \Theta_0$.

В алгоритме решения использована техника фиктивных источников. Принято, что стационарное решение существует для времени $t = t'$, а подвижная система координат $\{x', y', z'\}$ перемещается относительно базовой со скоростью $v = v(u, 0, 0)$ параллельно оси x . Температурное поле в определенной точке $x = x(x, y, z)$ и времени t зависит от источника с распределением Гаусса:

$$\tilde{Q}(x', y', z') = \frac{Q^*}{2\pi a^2} \exp\left[-\frac{(x')^2 + (y')^2}{2a^2} - \beta |z'|\right], \quad (3)$$

где Q^* — мощность лазерного луча; β — коэффициент абсорбции; a — коэффициент, учитывающий концентрацию в распределении Гаусса.

Температура в рассматриваемой области в результате, нагрева (3) выражается в виде:

$$\Theta(x, t) = \frac{1}{C_{ef}} \int_0^t \int_0^\Omega \tilde{Q}(x', t') G(|x - x'|, t - t') \times \quad (4)$$

$$\times dx'dy'dz'dt' + \Theta_0.$$

Интегрируя (4) по пространственным координатам, с учетом (3) получаем ($\tau = \sqrt{k(t - t')}$)

$$\Theta(x, t) = \frac{Q^*}{4\pi C_{ef}} \int_0^t \frac{1}{(a^2 + 2\kappa(t - t'))^{3/2}} \times$$

$$\times \exp\left[\kappa\beta^2(t - t') - \frac{(x + u(t - t'))^2 + y^2}{4\kappa(t - t') + 2a^2}\right] \times \quad (5)$$

$$\times \left[\exp(\beta z) \operatorname{erfc}\left(\beta\tau + \frac{z}{2\tau}\right) + \exp(-\beta z) \operatorname{erfc}\left(\beta\tau - \frac{z}{2\tau}\right) \right] dt' +$$

$$+ \Theta_0.$$

Интегрирование по времени (5) (dt') проводится методом Ромберга.

Математическая модель фазовых превращений. Модель фазовых превращений разработана для свариваемых легированных сталей. Удельный

объем аустенита, образовавшегося во время нагрева, определяется по формуле Аврамы [9, 10]:

$$\eta_A(\Theta, t) = 1 - \exp(-b(\Theta)t^{n(\Theta)}), \quad (6)$$

где t — время; $b(\Theta)$ и $n(\Theta)$ — коэффициенты, устанавливаемые в соответствии с условиями начала η_s и завершения η_f превращений (в алгоритме принято: $\eta_s = 0.01, \eta_f = 0.99$):

$$n(\Theta) = \frac{\ln\left(\frac{\ln(1 - \eta_f)}{\ln(1 - \eta_s)}\right)}{\ln\left(\frac{t_s}{t_f}\right)}, \quad b(\Theta) = \frac{-\ln(1 - \eta_s)}{(t_s)^{n(\Theta)}}. \quad (7)$$

Удельный объем фазы, образовавшейся во время охлаждения аустенита, определяется температурой и скоростью охлаждения в диапазоне температур 800...500 °С. Количественно массовая доля новой фазы (бейнит либо смесь мартенсита и бейнита) определяется с учетом скорости охлаждения в диапазоне 4,5...30 К/с [8, 10]. Используется зависимость из [3, 4]

$$\eta_{(\bullet)}(\Theta, t) = \eta_A\left(1 - \sum_i \eta_i\right) (1 - \exp(-b(\Theta)t^{n(\Theta)})), \quad (8)$$

где η_i — массовая доля новой фазы, образовавшейся во время охлаждения.

Удельный объем мартенсита определяется по формуле

$$\eta_M = \eta_A (1 - \exp(-b(\Theta) \exp(n(\Theta) \ln(t)))). \quad (9)$$

Фазовые превращения вызывают изотропную деформацию металла, причем прирост деформации в зависимости от температуры и фазовых превращений определяется по формуле:

$$d\varepsilon^{otr} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i d\Theta - \sum_{j=1}^{j=4} \gamma_j d\eta_j \operatorname{sgn}(d\Theta), \quad (10)$$

где $\Theta \in \langle \Theta_0, \Theta_{\max} \rangle$, $\alpha_i = \alpha_i(\Theta)$, $i = A, B, \Phi, M$ и Π — коэффициенты линейной дилатации соответственно аустенита, бейнита, феррита, мартенсита и перлита; $\gamma_j = \gamma_j(\Theta)$, $j = A, B, \Phi, M$ и Π ; коэффициенты фазовых превращений аустенита, соответственно в бейнит, феррит, мартенсит и перлит; обозначение ($\operatorname{sgn}(\bullet)$) является функцией знака.

Параметры I и II циклов нагрева и охлаждения

№ эксперимента	Время, с		Температура, К		Скорость, К/с	
	I	II	I	II	I	II
1	0	0	323	323	—	—
2	5.60	5.50	323	323	—	—
3	20.60	19.00	1273	1273	63.33	66.66
4	31.85	31.00	1273	1273	—	—
5	219.40	124.50	323	323	-4.79	-9.62

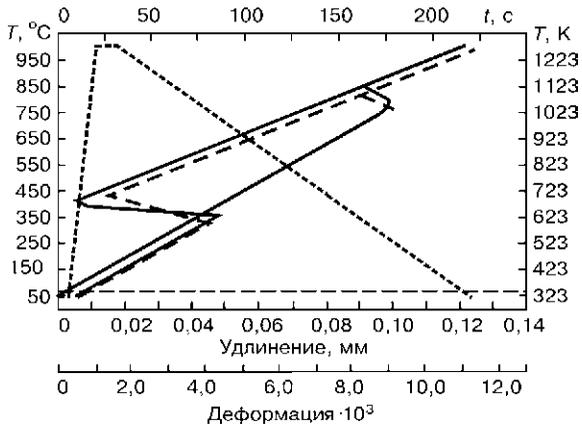


Рис. 1. Дилатометрическая кривая для первого цикла: — — расчет; - - - - эксперимент; ······ — температура

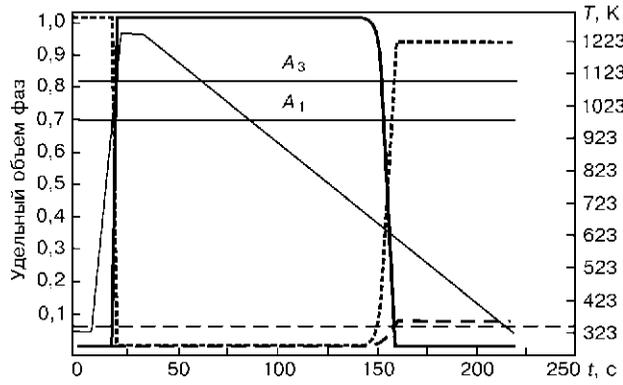


Рис. 2. Кинетика фазовых превращений для первого цикла: — — аустенит; - - - - бейнит; ······ — мартенсит; — — температура

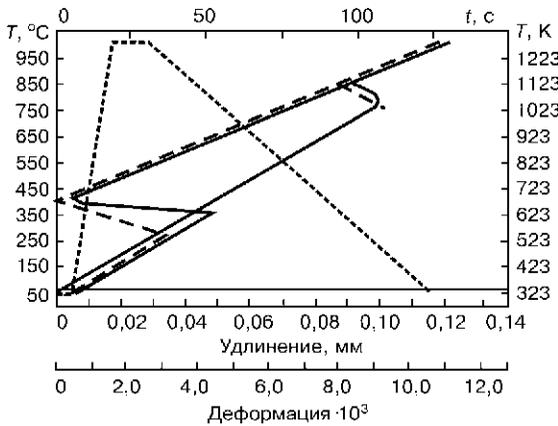


Рис. 3. Дилатометрическая кривая для второго цикла (обозначения см. на рис. 1)

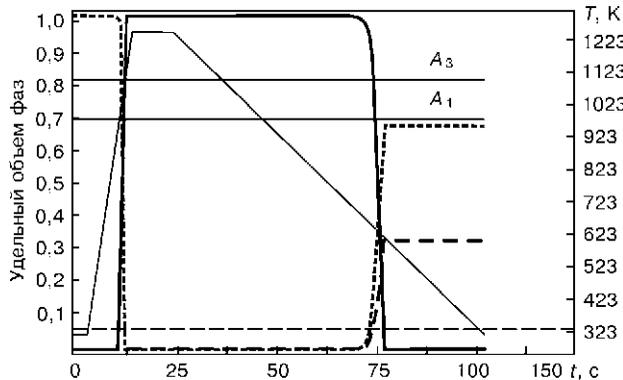


Рис. 4. Кинетика фазовых превращений для второго цикла (обозначения см. на рис. 2)

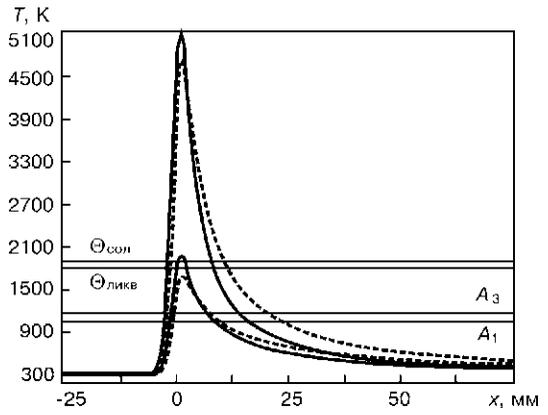


Рис. 5. Распределение температуры на верхней и нижней поверхностях вдоль линии сварки образца: сплошная кривая — пример 1; штриховая — пример 2

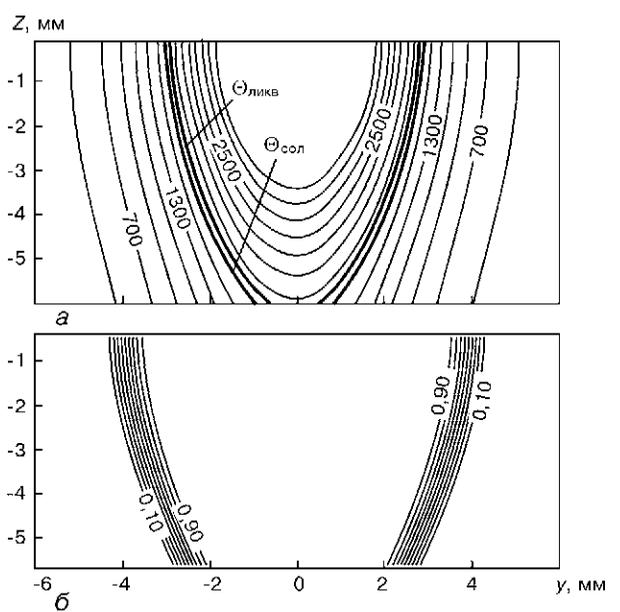


Рис. 6. Распределение температуры (а) и удельного объема (б) мартенсита в поперечном сечении свариваемого образца (пример 1)

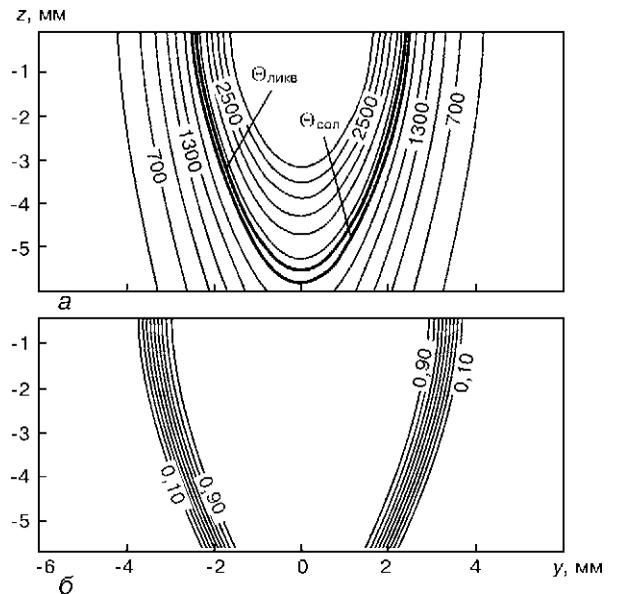


Рис. 7. Распределение температуры (а) и удельного объема (б) мартенсита в поперечном сечении свариваемого образца (пример 2)

Примеры экспериментальной проверки. В Институте технической механики и основ конструкций машин Политехнической Ченстоховской проведены дилатометрические исследования на установке с циклическим изменением температуры фирмы «SMITWELD». Эксперименты выполнены на свариваемой стали повышенной прочности, мас. %: 0,18 С; 0,85 Мп; 0,35 Si; 0,03 Р; 0,025 S; 0,25 Cu; 0,65 Cr; 0,73 Ni; 0,045 Al; 0,43 Мо; 0,05 V; 0,005 В.

Исследования проведены при двух разных циклах нагрева и охлаждения (воспроизводящих реальные условия при сварке) образцов с размерами 50×11×11 мм, с торцов которых высверлены отверстия диаметром 4 на глубину 20 мм. Отверстия служили для более быстрого охлаждения образцов. Рабочие параметры время — температура и скорость нагрева и охлаждения в отдельных экспериментах приведены в таблице.

Расчеты удлинения, деформации и удельного объема фаз выполнены для стали повышенной прочности марки 14НМВCu для двух термических циклов, аналогичных использованным при дилатометрических исследованиях. Дилатометрические кривые и кинетика фазовых превращений для первого и второго циклов представлены на рис. 1–4.

Примеры расчетов. Результаты численного исследования представлены для образца с размерами 100×30×6 мм, свариваемого лазерной сваркой.

Теплофизические параметры приняты для низкоуглеродистой низколегированной стали. Приведены два примера расчетов для следующих параметров сварки: мощность $Q^* = 4,2$ и $5,8$ кВт, скорость сварки 48 и 102 м/ч, диаметр лазерного луча $d = 2\sqrt{2a} = 4$ мм, коэффициент абсорбции $\beta = 250$ (для сравнения [7]).

Температура, удельный объем фаз с обозначением металла ЗТВ, образующихся при заданных нагрузках, показаны на рис. 5–7. Полученная область плавления металла для мощности и скорости, соответствующих примеру 2, сравнима с



Рис. 8. Сварное соединение, выполненное лазерной сваркой по параметрам примера 2

полученной в работе [2] (рис. 8) для близких параметров лазерной сварки.

1. *Исследование работоспособности сварных соединений трубной стали 10Г2БТ, выполненных двухпроходной лазерной сваркой* / А. А. Рыбаков, В. В. Якубовский, В. И. Кирьян и др. // Автомат. сварка. — 1995. — № 7. — С. 12–17.
2. *Особенности сварки тонколистовых низкоуглеродистых сталей импульсно-периодическим излучением CO₂-лазера* / В. Ю. Хаскин, С. Ю. Павловский, В. П. Гарашук и др. // Там же. — 2001. — № 2. — С. 42–45.
3. *Klimpel A., Wolnik A. Spawanie laserem diodowym duzej mocy zlaczy doczolowych blach ze stali o wysokiej wytrzymałości* // Przegląd spawalnictwa. — 2001. — N 10/11. — P. 7–12.
4. *Parkitny R., Pawlak A., Piekarska W. Thermal model of submerged-arc welding* // Mat. Sci. and Tech. — 1992. — 8. — P. 841–844.
5. *Исследование влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб* / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
6. *Численное исследование термических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств* / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Т. Г. Кравцов, В. В. Севрюков // Там же. — 2001. — № 1. — С. 3–10.
7. *Liu Y.-N., Kannatey-Asibu E. Jr. Laser beam welding with simultaneous Gaussian laser preheating* // J. of Heat Transfer, Trans. of the ASME. — 1993. — N 115. — P. 34–41.
8. *Bokota A., Piekarska W. Temperature and stress fields in the heat-affected zone during laser welding* // Archives of Foundry, PAN. — 2001. — N 1. — P. 48–53.
9. *Melander M. Computational and experimental investigation of induction and laser hardening* // Linköping Studies in Sc. and Techn. Dissertation 124. Linköping. — 1985.
10. *Piekarska W. Numerisches modellieren des temperaturfeldes, der phasenumwandlungen und der erwärmungszone einer mehrschichtigen schweißverbindung* // ZAMM. — N 74. — P. 617–619.

PHASE TRANSFORMATIONS IN STEEL DURING INDUCTION HARDENING

D. GAUDE-FUGAROLAS

(University of Cambridge, United Kingdom)

Steel components for many critical applications need to be produced to meet very high standards of dimensional accuracy, mechanical properties and microstructure. One example is in the automotive industry, where large quantities of highly reliable components have to be manufactured. Induction hardening allows the heat-treating of large batches of components, of many symmetries and sizes, producing a localised hardened layer and little distortion. A comprehensive model to determine the evolution of microstructure during induction hardening of hypoeutectoid steel components has been developed. The model includes the calculation of the thermal history during the process and takes into account the composition and microstructure, as well as several process parameters. There is reasonable agreement with experiment.

Стальные детали для ответственных конструкций должны выполняться в соответствии с жесткими стандартными требованиями на точность размеров, механические свойства и микроструктуру. В качестве примера можно привести автомобильную промышленность, где в больших объемах должны производиться высоконадежные детали. Индукционная закалка позволяет выполнять термообработку больших партий деталей сложной формы и размеров и получать локализованный упрочненный слой при незначительной деформации. Разработана комплексная модель для определения микроструктурных превращений в процессе индукционной закалки деталей из доэвтектидной стали. Эта модель включает расчет термической истории и учитывает химический состав и микроструктуру, а также некоторые параметры процесса. Результаты моделирования в достаточной степени соответствуют экспериментальным данным.

Introduction. Induction hardening has become very popular in automated manufacturing processes in which large series of axisymmetric or near-axisymmetric steel or cast-iron components have to be heat-treated. An alternating magnetic field is applied to the metallic component, and by induction, eddy currents are generated at the surface of the component. Such currents heat the metal by Joule effect to the desired temperature and the component can then be spray or immersion quenched. Induction produces a very fast and reliable heating, and it is a method suited for all sizes of components. It is also suitable for localised heat treatment and to obtain different depths of hardened case [1].

Understanding and being able to predict the microstructure evolution during induction hardening is of vital importance when monitoring and optimising such manufacturing process. For that purpose, a model on austenitisation of hypoeutectoid steel and subsequent quenching has been developed [2]. It has been decided that a completely modular approach was more flexible. The induction hardening model presented in this work is composed of three independent submodels. The temperature cycle at each point within the part studied is determined first, from the geometry of the part, the thermal properties of the alloy and the characteristics of the process. The temperature evolution curves thus obtained are fed into the austenitisation submodel to determine the extent of the transformation to austenite, as a function of position in the part, during the induction heating stage of the process. Finally, the decomposition of

such austenite can be modelled using the quench submodel and the temperature evolution curves for quenching determined previously.

Determination of the heat cycle. To determine the temperature evolution during induction hardening the heat transfer differential equation (1) has been integrated using the Crank–Nicholson method [3]. Two part geometries are considered, a plate and a cylinder. Temperature and position are normalised and represented by u and x (plate) or r (cylinder), defined as 0 at the center of the plate/cylinder and 1 at its surface. The initial condition is (2) and the boundary conditions are (3) for symmetry and (4) during heating and (5) during cooling.

$$\alpha \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{\partial u}{\partial t}, \quad (1)$$

$$u(x, 0) = 0, \quad (2)$$

$$\frac{\partial u}{\partial x} \Big|_{x=0} = 0, \quad (3)$$

$$\frac{\partial u}{\partial x} \Big|_{x=1} = \frac{\dot{q}}{k}, \quad (4)$$

$$\frac{\partial u}{\partial x} \Big|_{x=1} = -\frac{h}{k} u \{1, t\}. \quad (5)$$

Heating is assumed to occur by the introduction of a constant flux of heat at the surface of the part, until it reaches a target temperature. The induction phase of the process ends and after a short dead time, during which only air convection cools the compo-

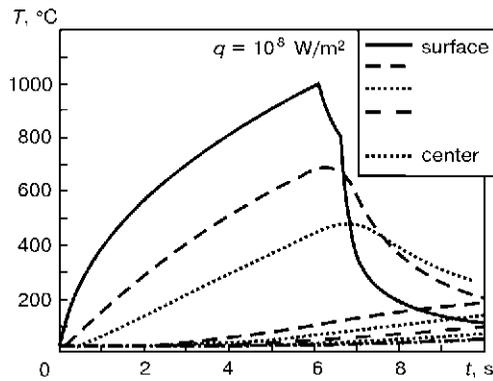


Figure 1. Example plot of the evolution of temperature at different depths in a thick plate of during induction heating as calculated using the finite difference model (q is the heat flux at the surface during the heating stage of the process)

ment, the water spraying system starts to operate and quenches the component to room temperature.

An example of the curves obtained for a thick plate is shown in Figure 1.

Austenitisation. The phenomena associated with the austenitisation of a hypoeutectoid steel are more complex than for the same transformation in other alloys. The equilibrium microstructure is composed of allotriomorphic ferrite and pearlite, the latter being a composite of ferrite and cementite. In two-dimensional sections a colony of pearlite has the appearance of alternate lamellae of ferrite and cementite. In three dimensions, each colony consists of an interpenetrating bi-crystal of ferrite and cementite. Ferrite has a very low solubility for carbon and hence, on its own, only begins to transform to austenite at high temperatures. But if cementite decomposes and yields its carbon to the transformation front, the reaction from ferrite to austenite can proceed at lower temperatures.

It is logical to expect that the initiation of austenitisation in a hypoeutectoid steel is in pearlite, where the diffusion distances for carbon are small. The reaction can then proceed into the remaining ferrite once the pearlite is consumed.

New grains of austenite nucleate at pearlite colony boundaries. As the diffusion distances for carbon from the dissolving cementite to the ferrite/austenite interface are small (smaller or equal to half the spacing characteristic of the pearlite), these grains grow extremely fast, to the extent that pearlite is sometimes assumed to transform instantly into austenite, followed by the advance of the interface into the ferrite.

When austenite starts to grow into ferrite, carbon has to partition to the austenite/ferrite interface for the reaction to proceed, so the diffusion rate of carbon in austenite becomes one of the limiting factors, but the distances involved in this diffusion process are much larger, and the rate of transformation will depend on the morphology, distribution and volume fractions of the phases present.

Any model aiming to describe the austenitisation of a hypoeutectoid steel has to deal with all the parameters referred to above. Austenitisation must clearly be microstructure sensitive. Thermodynamic

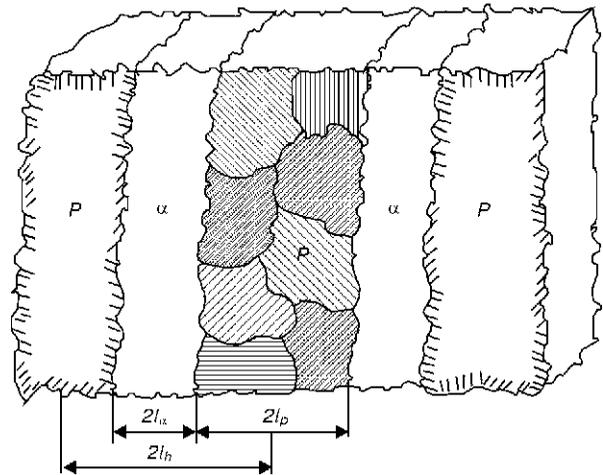


Figure 2. Definition of microstructure parameters l_p , l_a , and their sum, l_h , in a heavily banded microstructure. P denotes pearlite and α -ferrite. These parameters are defined in such a way that they can still be used in other cases where microstructure does not show such level of directionality

equilibrium limits the extent of transformation at long times, while nucleation of austenite in pearlite colonies and diffusive processes are expected to control the rates of transformation.

Microstructure characterisation is based on the banded microstructure presented by rolled steels (Figure 2), where $2l_a$ and $2l_p$ are respectively, the thicknesses of the bands formed by ferrite grains and pearlite colonies. A characteristic dimension of a pearlite colony is defined as l_{col} , and the pearlite interlamellar spacing as $2l_e$ (Figure 3). In the case of an alloy where the microstructure is not so severely banded, these parameters can still represent the extent of each phase in a way which accounts for austenite formation.

Austenite nucleates at the surfaces of the pearlite colonies. An approach based on classical nucleation theory [4] is used to calculate the dependence of nucleation rate on temperature. The nucleation rate per unit time in a single colony I is calculated using equation (6), where N_0 is the number of nucleation sites per unit volume, and C_0 is a fitting parameter. As the active nucleation sites are all assumed to be located at the surface of the pearlite colonies, and not evenly distributed in the volume of material the ratio between

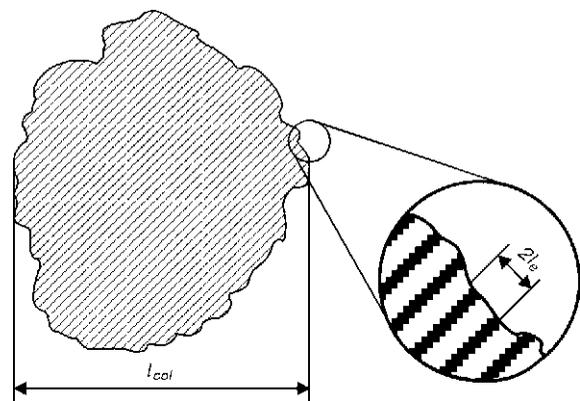


Figure 3. Definition of microstructural parameters l_{col} and l_e . The latter characterises the distance between the midthickness of adjacent ferrite and cementite laminae. l_{col} is meant to be a representative dimension of the average pearlite colony

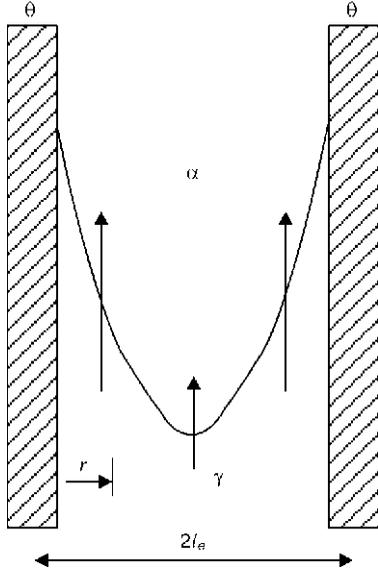


Figure 4. Diffusion distances r from cementite to the ferrite/austenite interface vary across the length l_e in the pearlite colony, producing a curved interface. This profile has been integrated and an averaged advance velocity for the equivalent flat interface has been considered instead

colony surface to volume has to be determined. This factor takes into account the coarseness of the pearlitic microstructure. This calculation gives the factor $6/l_{col}$. k is the Boltzmann constant; R the gas constant; h the Planck constant; Q is an activation energy representing the barrier for the iron atoms to cross the interface, estimated to be $270,000 \text{ J/mol}$ [5]. T is the absolute temperature and G^* is the activation free energy for nucleation.

$$I = C_0 N_0 \frac{6}{l_{col}} \frac{kT}{h} \exp\left(-\frac{G^* + Q}{RT}\right) \quad (6)$$

The activation free energy for nucleation is determined from a balance of interface and volume energies of the critical nucleus, which is assumed to be spherical. The austenite/ferrite interface energy at nucleation is considered to be $\sigma = 0.025 \text{ J/m}^2$ [5]. The change of free energy from a cementite and ferrite mixture to austenite has been determined in this work using a thermodynamic package software, MTDATA.

Once the new grains of austenite have nucleated, their rate of growth, up to the equilibrium volume fraction, has been assumed to be determined by the diffusion of carbon in austenite, from the decomposing cementite, to the boundary between ferrite and austenite. The velocity of that interface can be determined from a mass balance of carbon and the diffusion equation, arriving to equation (7),

$$v^{int} \approx \frac{D}{r} \left(\frac{c^{\gamma\theta} - c^{\gamma\alpha}}{c^{\gamma\alpha} - c^{\alpha\gamma}} \right) \quad (7)$$

where v^{int} is the velocity of the interface at a given distance r from the ferrite/cementite interface; D is the diffusion of carbon in austenite as a function of carbon content of the alloy and temperature; $c_{\gamma\alpha}$ and $c_{\alpha\gamma}$ are the carbon content of austenite and ferrite in paraequilibrium with each other; and $c^{\gamma\theta}$ is the carbon composition of austenite in paraequilibrium with cementite, determined following [6]. The advancement direction of the interface is perpendicular to the diffusion of carbon and a function of the diffusion distance r . That obviously means that the advancing front of austenite will show different velocities from the α/θ interface to the centre of the ferrite lamina (Figure 4). As the velocity of the interface is a function of the inverse of the diffusion distance, the interface would not be flat, but present instead a double hyperbolic contour. In order to avoid increasing the complexity of the model with capillarity effects, an average advance velocity for a flat interface is used (equation (8)). Since many austenite nuclei may start to grow, impingement must be taken into account using Avrami's extended volume method [7–9]:

$$v^{int} = \frac{1}{r_f - r_0} \int_{r_0}^{r_f} \frac{1}{r} D \left(\frac{c^{\gamma\theta} - c^{\gamma\alpha}}{c^{\gamma\alpha} - c^{\alpha\gamma}} \right) dr \quad (8)$$

Once all the pearlite has been transformed to austenite, the α/γ interface keeps advancing into the ferrite grains until all the material has been austenitized. This interface is considered to be flat. As the diffusion distances become larger, the velocity of the interface becomes smaller. Ferrite grains are assumed to be flat plates, with an average thickness of $2l_\alpha$ so



Figure 5. Experimental arrangement for temperature measurement during induction hardening

that there is no need to consider impingement between growing particles.

Quench. To model the decomposition of austenite, a model based on the work of many previous studies has been compiled. The cooling curve supplied by the temperature evolution submodel is split into two constant cooling rates, which govern the progress of reconstructive and displacive transformations respectively. Simultaneous precipitation reactions can be dealt with using the method for simultaneous reactions developed by Robson and Bhadeshia [10], extending classic kinetics theory [4]. Jones and Bhadeshia [11] have adapted such method to deal with simultaneous reconstructive reactions of the decomposition of austenite into allotomorphic ferrite, pearlite, and Widmanstätten ferrite.

The displacive transformation to bainite is modeled following Takahashi and Bhadeshia [12], whose method is based in the determination of several continuous cooling curves for the formation of different

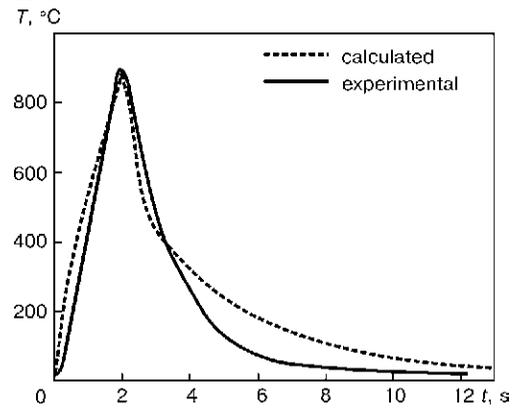


Figure 6. Comparison of the measured thermal evolution and the predicted one for a point 1 mm below the surface of the component

increasing volume fractions of bainite, by the determination of the incubation period for the onset of transformation in each case. Transformation to martensite and the determination of the volume frac-

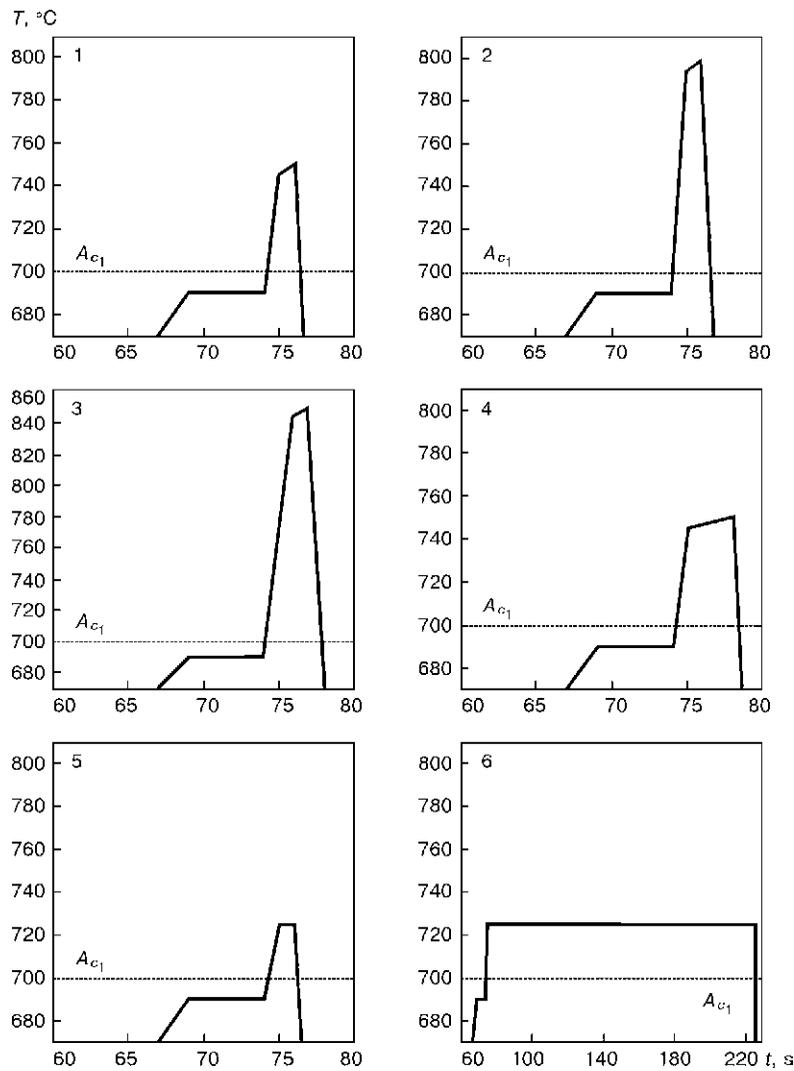


Figure 7. Standard experiments used: dilatometric samples were swiftly heated to a temperature below A_{c1} , and then brought into the intercritical temperature range for a short period of time, at a heating rate of $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$, to achieve various degrees of partial transformation to austenite, and finally quenched with helium jets. Experiments 1, 2, 3 and 5 consider the effect of a short time above A_c reaching different temperatures; experiment 4 considers the effect of an intermediate interval at an intermediate temperature, and finally experiment 6 maintains the sample at a low austenitisation temperature for a long time with the aim of reaching the equilibrium volume fraction of transformation

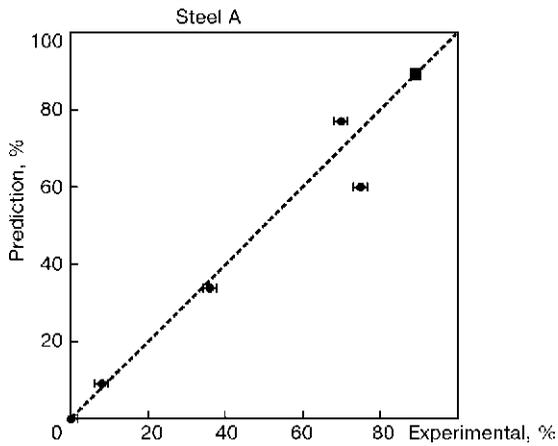


Figure 8. Predictions of volume fraction of austenite against experimental results for one of the alloys considered, denominated Steel A. Numbers refer to experiment number. Error bars correspond to 1 standard deviation in the measurement of the volume fraction

tion of retained austenite is calculated using the Koistinen and Marburger equation [13].

Application of the models. The accuracy of the heat evolution model has been tested by comparison with experimental data of the evolution of temperature during induction hardening. The experimental test has been performed using the same technology used to induction harden components for constant velocity joints for automobiles. The only difference with the real manufacturing conditions was that the component was manufactured in Inconel, to avoid phase transformation. To measure the temperature evolution during the test, several holes were drilled in the sides of the component and thermocouples fitted at 1 mm of depth from the outer surface (Figure 5). The numeric model needs several input parameters, some of which are not easily measured (dead time, input heat flux, water sprays heat transfer coefficient), and have been deduced from experimental data as fitting parameters. The characteristics of the alloy and other inputs of the model are given below (the thermal properties of Inconel are referred to 20 °C): density is $8.5 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$; specific heat is

$460 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$; resistivity is $9.8 \cdot 10^{-7} \text{ Ohm}$; conductivity is $15.5 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$; induction heat flux is $1.9 \cdot 10^8 \text{ W/m}^2$; air heat transfer is $6 \text{ W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$; water sprays heat transfer is $22 \cdot 10^3 \text{ W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$; dead time is 0.25 s.

The accuracy of the predictions is remarkable (Figure 6), especially above 300 °C, where most of the studied phenomena occur. The small discrepancies between measured and calculated values are easily explained. During heating the heat flux induced into the metal has been considered constant. However, this is a parameter that will certainly change as a function of temperature. The yield of the installation will also increase with time until it reaches a steady state value, instead of starting to function at that value, as assumed in the calculations. During cooling, a similar simplification has been used, allowing the heat transfer coefficient of the water spraying system to remain constant throughout the cooling process. This assumption still gives good predictions at high temperatures, but clearly does not hold when the temperature of the component approaches room temperature.

To test the predictions of the austenitisation model, a standard set of experiments has been designed. This set of experiments can then be used to compare the capability of the model to predict the effects of other parameters like composition and microstructure. Six experiments have been used, consisting of heating a steel sample into the intercritical range for a short to medium time (Figure 7), so that a partial transformation to austenite is expected, and using suitable time and temperature conditions so that the full range of partial transformation is covered, from barely no transformation to almost complete reaction. Experimental data were collected using a thermomechanical simulator (Thermecmaster-Z), using hollow samples to minimise their thermal mass. The samples were swiftly heated to a temperature below A_{c1} , and then brought into the intercritical temperature range for a short period of time, to achieve various

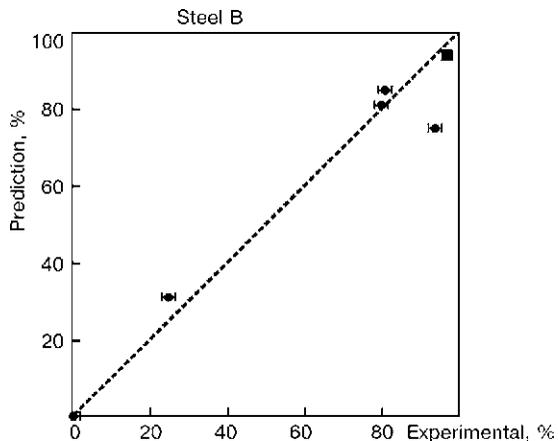


Figure 9. Predictions of volume fraction of austenite against experimental results for one of the alloys considered, denominated Steel B. Numbers refer to experiment number. Error bars correspond to 1 standard deviation in the measurement of the volume fraction

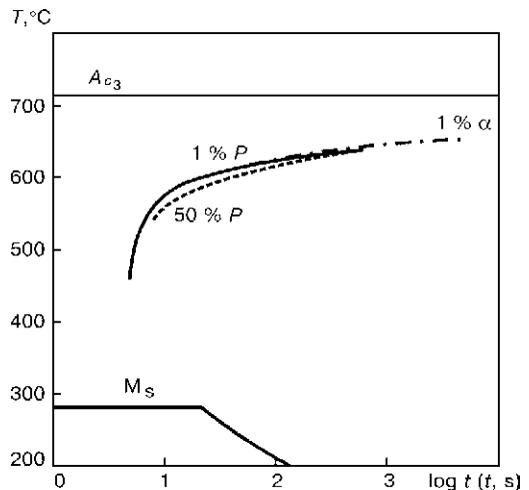


Figure 10. Constant cooling transformation diagram for induction hardening steel, considering a grain size of 10 μm . α stands for ferrite, P – for pearlite, A_c is the upper critical temperature for transformation to austenite, and M_s is the martensite-start temperature

degrees of partial transformation to austenite, and finally quenched with helium jets. Due to the fast heating and cooling rates planned, at the limits of the equipment used, some of the samples did not follow precisely the planned thermal cycle. The real thermal history was recorded during the experiments and that information, together with composition and microstructural description of the samples, was fed into the model and its results compared with experimental data. The model was tested using the standard set of experiments against two steels of different composition, and slightly different microstructure. As shown in Figures 8 and 9, the predictions of the model give an excellent description of the experiments.

To illustrate the use of the quenching module of the model, and ensure that it is able to predict the correct metallurgical trends, a continuous cooling transformation (CCT) diagram has been calculated for a typical alloy used for induction hardening. The alloy considered contains, wt.%: C — 0.55; Si — 0.22; Mn — 0.77; Cr — 0.20; Ni — 0.15; Mo — 0.05; V — 0.001; and has a grain size of 10 μm . The following constant cooling rates were used in the calculations: 0.01, 0.1, 1, 10, 20, and 50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$. Constant cooling rates higher than 50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ were considered but this rate is usually enough to obtain martensite structure in the type of alloy studied here. The CCT diagram is shown in Figure 10.

According to the calculations, at slow cooling rates, ferrite starts forming at a higher temperature than pearlite, but only at the slowest rates does it reach any appreciable amount (1 %) before pearlite does. Pearlite forms rapidly, transforming 50% of the austenite shortly after the start of reaction. At a constant cooling rate of 50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$, only 1 % of pearlite is formed, transforming most of the austenite to martensite.

Although the complete model still has to be tested, the predictions of the various submodels offer a satisfactory level of accuracy and prove that the overall model will behave in the same way.

CONCLUSIONS

A model to calculate the evolution of the microstructure of a hypoeutectoid steel during induction hardening has been presented. The model has a modular

structure, being subdivided in three modules designed to calculate the temperature evolution, austenitisation and decomposition of austenite respectively. These submodels have been proven to be able to predict accurately the temperature evolution and phase transformation behaviour during induction hardening.

Acknowledgements. *The author is grateful to GKNT Ltd. for financial support of this project and to Professor H.K.D.H. Bhadeshia for his supervision and assistance in many phases of this project. Gratitude is expressed as well to Professor D.J. Fray for the provision of laboratory facilities. Special gratitude is expressed to the organisers of the International Conference «Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes» for granting the author the opportunity to present this work.*

1. Grum, J. (2002) Induction hardening. In: *Handbook of residual stresses and deformation of steel*. ASM Int., 220–247.
2. Gaude-Fugarolas, D. (2002) *Modelling of transformations during induction hardening and tempering*. Ph.D. Thesis. University of Cambridge.
3. Crank, J., Nicholson, P. (1947) A practical method for numerical evaluation of solutions of partial differential equations of the heat-conduction type. *Proc. of the Cambridge Philosophical Society*, **43**, 50–67.
4. Christian, J.W. (1975) *Theory of transformations in metals and alloys*. Part I. Oxford: Pergamon Press.
5. Jones, S.J., Bhadeshia, H.K.D.H. (1997) Competitive formation of inter- and intra-granularly nucleated ferrite. *Metallurg. and Materials Transact. A*, **28A**, 2005–2013.
6. Akbay, T., Reed, R.C., Atkinson, C. (1994) Modelling re-austenitisation from ferrite/cementite mixtures in Fe–C steels. *Acta Metallurg. et Materialia*, **47**, 1469–1480.
7. Avrami, M. (1939) Kinetics of phase change. I. *J. of Chemical Physics*, **7**, 1103–1112.
8. Avrami, M. (1940) Kinetics of phase change. II. *Ibid.*, **8**, 212–224.
9. Avrami, M. (1941) Kinetics of phase change. III. *Ibid.*, **9**, 177–184.
10. Robson, J.D., Bhadeshia, H.K.D.H. (1997) Modelling precipitation sequences in power plant steels. Part 1. Kinetic theory. *Materials Science and Technology*, **13**, 631–639.
11. Jones, S.J., Bhadeshia, H.K.D.H. (1997) Kinetics of the simultaneous decomposition of austenite into several transformation products. *Acta Materialia*, **28A**, 2005–2013.
12. Takahashi, M., Bhadeshia, H.K.D.H. (1991) A model for the microstructure of some advanced bainitic steels. *Materials Transact. JIM*, **32**, 689–966.
13. Koistinen, D.P., Marburger, R.E. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurg.*, **7**, 59–60.

**НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ
В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ**

**STRESSES AND STRAINS
IN WELDED JOINTS**

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СВАРКЕ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С ОГРАНИЧЕННОЙ СВАРИВАЕМОСТЬЮ

К. А. ЮЩЕНКО, В. С. САВЧЕНКО, Н. О. ЧЕРВЯКОВ, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Никелевые дисперсионно-твердеющие сплавы с γ' -упрочнением находят широкое применение при производстве нагруженных узлов и деталей, эксплуатирующихся при высоких температурах. Оценивались термодформационные процессы в металле ЗТВ материалов, характеризующихся различной степенью структурных превращений под воздействием термического цикла сварки при нормальной температуре и с высокотемпературным подогревом. На основании экспериментальных данных рассчитаны температурные поля и построены зависимости деформация–температура для исследования распределения деформаций в околошовной зоне на различном удалении от сварочной ванны.

Precipitation-hardening nickel alloy with the γ' -phase reinforcement find wide application in manufacture of heavy-loaded parts and components operating at high temperatures. Thermal-deformation processes in the HAZ metal of materials characterised by a differing degree of structural transformations under the effect of the welding thermal cycle at normal temperature and at a high-temperature preheating were evaluated. Temperature fields were calculated and the deformation against temperature curves were plotted on the basis of experimental data to study distribution of strains in the near-weld zone at a different distance from the weld pool.

Никелевые дисперсионно-твердеющие сплавы с γ' -упрочнением находят широкое применение при производстве нагруженных узлов и деталей, эксплуатирующихся при высоких температурах. Жаропрочность этих сплавов находится в прямой зависимости от количества упрочняющей γ' -фазы и повышается при усложнении системы легирования, однако свариваемость при этом ухудшается. Сплавы с содержанием γ' -фазы 20...45 % считаются ограниченно свариваемыми, а при содержании указанной фазы свыше 45 % (что обеспечивает наиболее высокие показатели жаропрочности) относятся к несвариваемым. При создании конструкций из литых жаропрочных никелевых сплавов сварка находит лишь ограниченное применение из-за высокой склонности сварных соединений к образованию трещин как в процессе сварки, так и при последующей термообработке [1, 2]. Основным дефектом сварных конструкций из жаропрочных никелевых сплавов являются горячие трещины (рис. 1). Для разработки технологических рекомендаций по их предупреждению необходимы сведения о влиянии условий сварки на процессы, определяющие межкристаллитное разрушение, и, в первую очередь, на развитие высокотемпературной деформации.

Оценивали термодформационные процессы в металле ЗТВ материалов, характеризующихся различной степенью структурных изменений под воздействием сварочного термического цикла в

условиях, характерных для плазменно-дуговой сварки. При исследовании использовали никелевый жаропрочный сплав системы легирования Cr–Ni–Mo–Co–Ti–Al и для сравнения аустенитную высоколегированную сталь X20Ni16Al6.

Исследования временных напряжений и деформаций экспериментальными методами чрез-вычайно трудоемки и дают весьма ограниченную информацию, в связи с чем был проведен компьютерный расчет термодформационных процессов при сварке. При получении интересующих данных численно прослеживалось развитие упругопластических деформаций в сварном соединении под воздействием термического цикла сварки от исходного состояния до определенной температуры охлаждения [3]. Экспериментальная оценка температурных полей позволила уточнить коэффициент полезного действия при выполнении моделирования процессов плазменно-дуговой сварки. Опыты проводили с использованием вольфрам-рениевых термопар диаметром 0,2 мм на пластинах толщиной 5 мм и размером 100×110 мм, для которых были известны все стандартные теплофизические характеристики, необходимые для расчета термодформационных процессов. Термопары зачеканивали со стороны, обратной воздействию дуги, для исключения возможности их подплавления при выполнении опытов. Для сварки были выбраны режимы, обеспечивающие эффективную мощность нагрева 820 Дж/с.

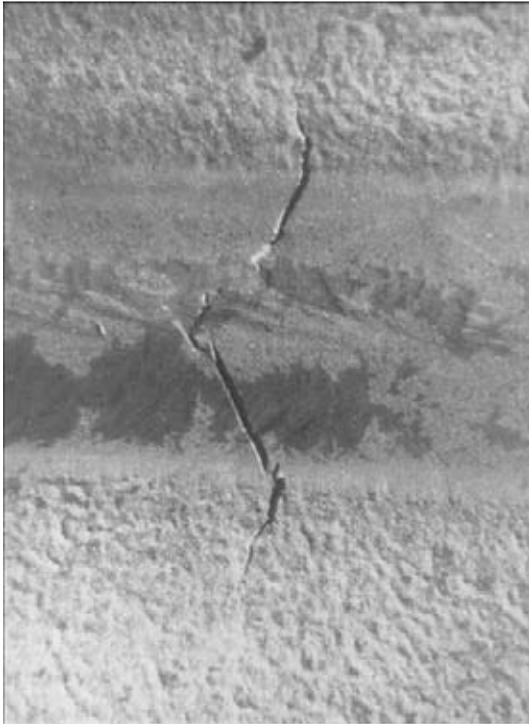


Рис. 1. Горячая трещина в сварном соединении никелевого сплава

Компьютерное моделирование проводили исходя из тех же режимов. В указанных условиях сварки стабильно наблюдались горячие трещины (типа приведенных на рис. 1). Они имеют преимущественно поперечный относительно направления сварки характер и возникают под действием продольных сварочных напряжений. На рис. 2 показано температурное поле в пластине при выполнении наплавки, соответствующее квазистационарному состоянию, когда сварочная дуга находится на расстоянии 40 мм от места начала сварки. Распределение продольных пластических деформаций в шве и зоне термического влияния показано на рис. 3. Как видно из рисунка, максимальные деформации достигают 3 %, а темп изменения продольных пластических деформаций $\frac{\partial \varepsilon_{xx}^p}{\partial T}$ в диапазоне температур 1200...1000 °С составляет $0,65 \cdot 10^{-4}$ 1/град. На рис. 4 показано распреде-

ление продольных остаточных напряжений в никелевом сплаве. Максимальные растягивающие напряжения (около 980 МПа) действуют в шве и вблизи него, а затем переходят в сжимающие (максимальные значения — около 700 МПа).

Для сравнения был смоделирован процесс плазменно-дуговой сварки высоколегированной стали X20H16AG6 на вышеуказанных режимах, которая отличается от никелевого сплава по своим физическим характеристикам, в частности, коэффициентом относительного температурного удлинения, модулем упругости и пределом текучести. Расчетное температурное поле для нержавеющей стали X20H16AG6, соответствующее режиму наплавки, показано на рис. 5.

На рис. 6 показано распределение продольных пластических деформаций в шве и зоне термического влияния. Деформации показаны от момента начала сварки и до полного остывания пластины. Их максимальная величина — около 1 %, при этом темп

деформаций $\frac{\partial \varepsilon_{xx}^p}{\partial T}$ в интервале температур 1200...1000 °С составляет $0,12 \cdot 10^{-4}$ 1/град. Распределение продольных остаточных напряжений показано на рис. 7. Максимальные растягивающие напряжения — около 300 МПа сохраняются практически по всей длине сварного шва. Наименьшие значения растягивающих напряжений в местах начала и конца сварки. Максимальные сжимающие напряжения достигают значений 180 МПа.

Таким образом, у никелевого сплава (за счет высоких $\alpha(T)$ в данном температурном интервале) темп нарастания в металле ЗТВ продольных пластических деформаций и их величина, приближаясь к максимальной величине пластичности δ (для данного сплава $\delta = 3 \%$), заметно выше, чем у стали X20H16AG6, что определяет у него более высокую склонность к образованию поперечных горячих трещин в этой зоне.

Высокотемпературный подогрев сварных соединений никелевых сплавов все чаще используется в качестве сопутствующей технологической опе-

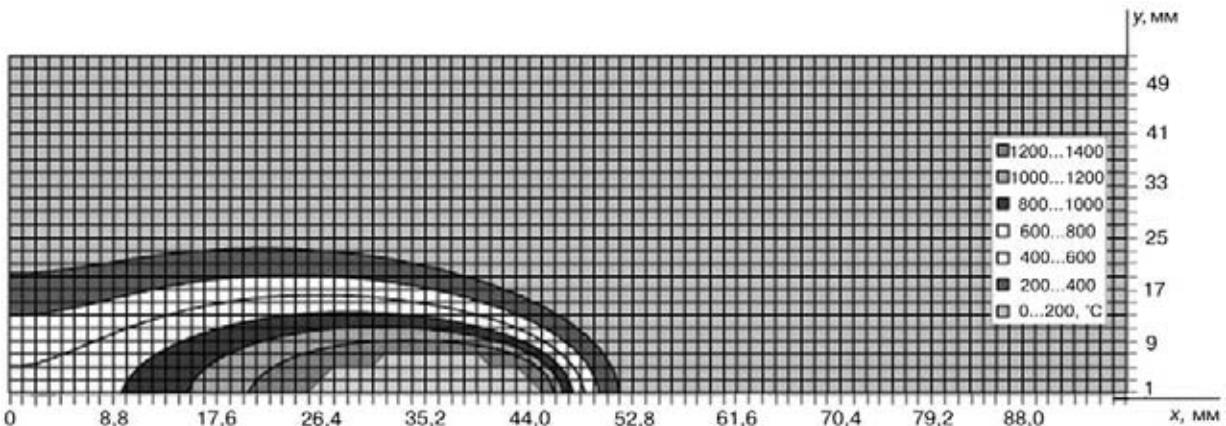


Рис. 2. Температурное поле в пластине из никелевого сплава

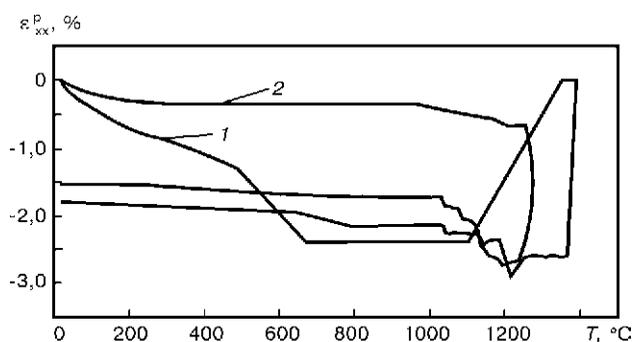


Рис. 3. Кинетика изменения пластических деформаций металла шва (1) и ЗТВ (2) в зависимости от температуры для никелевого сплава

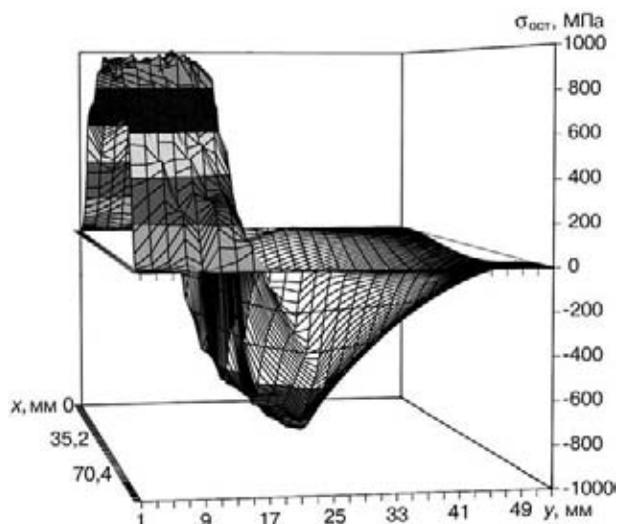


Рис. 4. Распределение продольных остаточных напряжений в никелевом сплаве

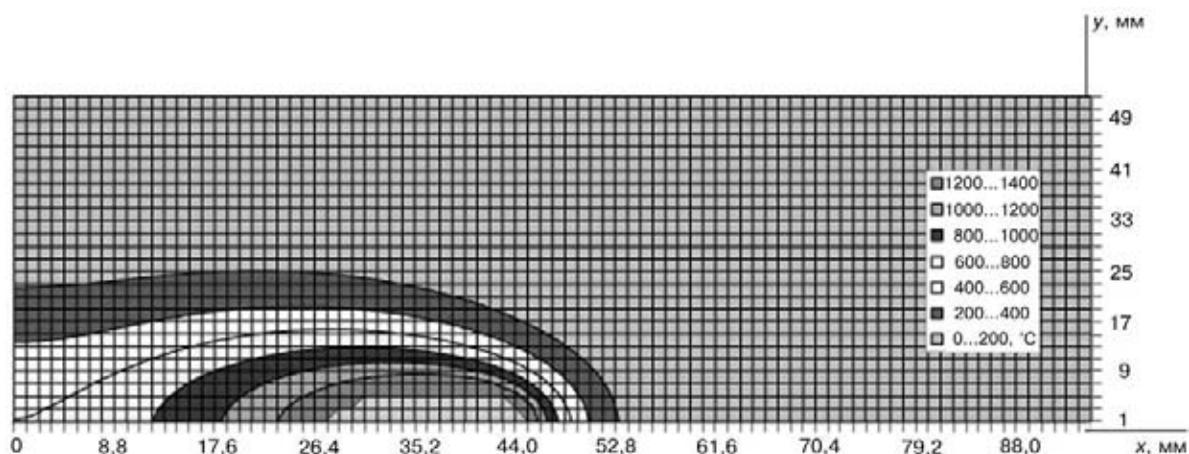


Рис. 5. Температурное поле в пластине из стали X20H16AG6

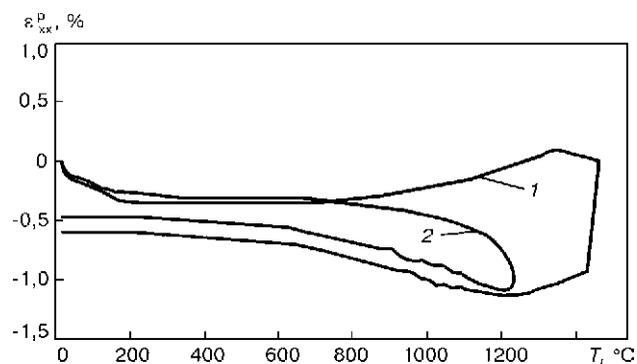


Рис. 6. Кинетика изменения пластических деформаций металла шва (1) и ЗТВ (2) в зависимости от температуры для стали X20H16AG6

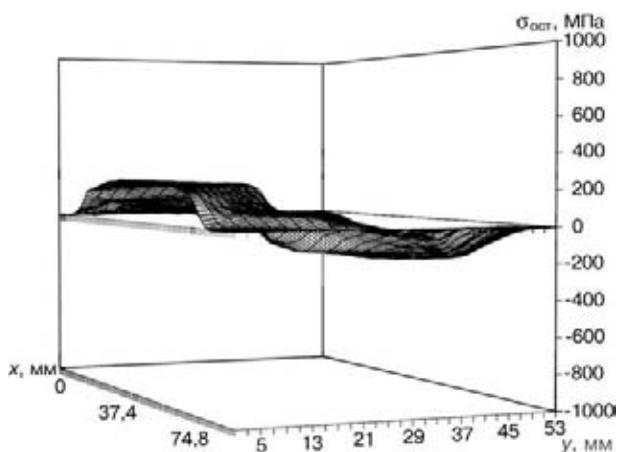


Рис. 7. Распределение продольных остаточных напряжений в пластине из стали X20H16AG6

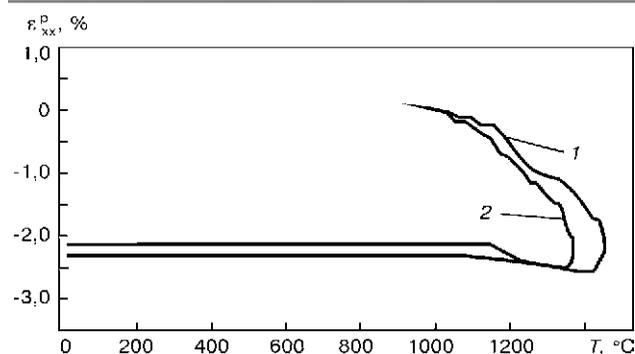


Рис. 8. Кинетика изменения пластических деформаций металла шва (1) и ЗТВ (2) в зависимости от температуры для никелевого сплава при сварке с высокотемпературным подогревом

рации при изготовлении узлов газотурбинных двигателей с целью снижения чувствительности к образованию дефектов при сварке и обеспечению требуемых свойств сварных соединений. Роль подогрева на образование трещин в сварных соединениях при сварке плавлением исследована мало. Его положительное влияние связывается с уменьшением температурного градиента и, как следствие, с релаксационными процессами как во время сварки, так и при охлаждении сварного соединения.

Представляло интерес исследовать влияние высокотемпературного подогрева на характер термомодеформационных процессов и распределения остаточных сварочных напряжений при наплавке валика по центру пластины никелевого сплава. Моделирование проводилось для температуры $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, при которой происходит повышение характеристик пластичности никелевого сплава. Режимы наплавки остались прежними. Расчетные кривые изменения продольных пластических деформаций в шве и околошовной зоне при наплавке никелевого сплава с подогревом показаны на рис. 8. Применение сопутствующего высокотемпературного подогрева снижает величину и темп пластических продольных деформаций, а также величину продольных остаточных напряжений (рис. 9).

Экспериментальная проверка подтвердила расчетные данные и показала, что сварка с высокотемпературным подогревом перспективна для полу-

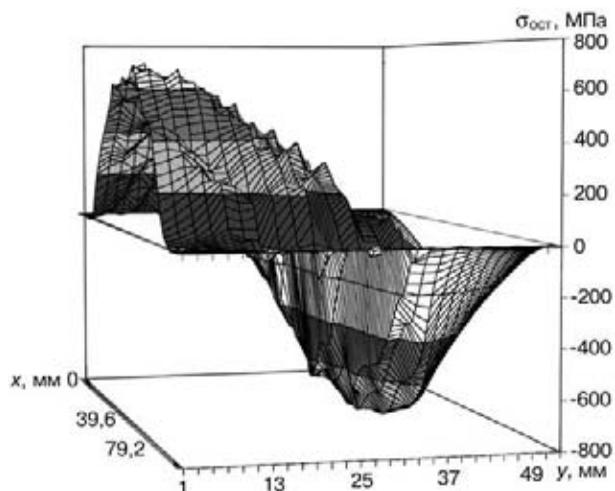


Рис. 9. Распределение продольных остаточных напряжений в пластине из никелевого сплава при сварке с высокотемпературным подогревом

чения сварных соединений никелевых сплавов, свободных от горячих трещин.

Выводы

1. Показана возможность использования компьютерного моделирования для расчета термомодеформационных процессов при сварке никелевых сплавов.
2. Расчетным методом определено распределение продольных временных и остаточных деформаций и напряжений при сварке.
3. Высказано предположение о решающем влиянии величины и темпа нарастания деформаций на образование горячих трещин.
4. Применение высокотемпературного подогрева способствует снижению величины и темпа нарастания деформаций, а также снижению уровня остаточных напряжений, что подтверждено экспериментально.

1. Адам П. Сварка высокопрочных сплавов для газовых турбин // Жаропрочные сплавы для газовых турбин / Под ред. Р. Шалина: Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1981. — С. 388–408.
2. Haafkeus M. H., Matthey J. H. C. New approach tot: weldability of nickel-base as-cast and powder metallurgy superalloys // Welding J. — 1982. — N 11. — P. 25–30.
3. Влияние физических характеристик литых никелевых жаропрочных сплавов на развитие термомодеформационных процессов при сварке плавлением / В. С. Савченко, К. А. Ющенко, В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко и др. // Автомат. сварка. — 1993. — № 11. — С. 6–9.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ

А. БОКОТА, В. ПЕКАРСКА

(Ин-т механики и основ конструкций машин, Политехника Ченстоховская, Польша)

В статье описана математическая модель и расчетный метод оценки деформаций и напряжений при лазерной сварке. Для определения температурного поля используется уравнение теплопроводности с конвективным членом, решаемое методом функции Грина. Источник тепла (лазерный луч) смоделирован распределением Гаусса. Использована модель фазовых превращений в твердом состоянии, базирующаяся на положении непрерывного охлаждения и уравнениях Аврами, Койстинена и Марбургера. Основной модели, использованной для определения временных и остаточных напряжений в условиях нагрева и фазовых превращений в твердом состоянии, является неизотермическое пластическое течение с изотропным упрочнением. Приведен пример расчетов для сварного соединения.

The paper describes the mathematical model and calculation method for estimation of strains and stresses in laser welding. The temperature field is determined using the thermal conductivity equation which comprises a convection term and solved by the Green function method. The Gaussian distribution is used to model the heat source (laser beam). The model applied is that of solid-state phase transformations, based on the assumption of continuous cooling, as well as the Avrami, Koistinen and Marburger equations. The model used to estimate temporary and residual stresses under heating and solid-state phase transformations conditions is based on a non-isothermal plastic flow with isotropic hardening. An example of calculations for a welded joint is given.

Введение. При лазерной сварке в металле в результате действия концентрированного источника тепла большой мощности возникает высокая температура при значительном ее градиенте [1–3]. Температурный градиент и фазовые превращения являются источником изотропной термической и структурной деформации, что обуславливает возникновение значительных временных и остаточных напряжений [4–7], изменение механических характеристик и стойкость сварного соединения при различных условиях нагружения. Это особенно важно для лазерной сварки, поскольку в силу указанных факторов происходит существенное изменение характеристик металла. При моделировании предполагается, что свариваемый материал является упругопластичным. Для определения уровня пластической деформации используется модель неизотермического пластического течения с условием Губера–Мизеса изотропного упрочнения.

Оценка влияния структурных изменений на деформацию и напряжения в материале во время сварки нужна с практической точки зрения. Однако такая оценка возможна при наличии данных о величине и виде фазовых превращений в определенном термическом цикле. Численные исследования фазовых превращений дают возможность избегать дорогостоящих экспериментов и получать данные, необходимые для ведения оптимального процесса сварки.

Температурное поле. Температурное поле определено путем решения уравнения неустановившегося потока тепла в координатах Эйлера методом

суперпозиции функций Грина. Предложенный в работе [2] метод основывается на интегрировании функций Грина в объеме в виде призмы с граничными условиями: $T(x, y, z, t) = 0$ для $x, y \rightarrow \pm\infty, z \rightarrow \infty, q(x, y, 0, t) = 0$ и начальным условием $T(x, y, z, t, 0) = T_0$. В алгоритме решения использована техника фиктивных источников. Принято, что источник перемещается относительно основной системы координат со скоростью $v = v(u, 0, 0)$ параллельно оси x . Температурное поле в определенной точке $x = x(x, y, z)$ и времени t зависит от источника с распределением Гаусса:

$$\tilde{Q}(x', y', z') = \frac{Q^*}{2\pi a^2} \exp\left(-\frac{(x')^2 + (y')^2}{2a^2} - \beta|z'|\right), \quad (1)$$

где β – коэффициент абсорбции; Q^* – мощность источника тепла (мощность лазерного луча); a – коэффициент теплопроводности материала.

Изменение температуры в рассматриваемой зоне, вызванное нагревом (1), с ростом времени t имеет вид:

$$T(x, t) = \frac{1}{\rho c} \int_0^t \int_{\Omega} \tilde{Q}(x', t') \times \\ \times G(|x - x'|, t - t') dx' dy' dz' dt' + T_0. \quad (2)$$

В результате интегрирования (2) по пространственным координатам с учетом (1) получаем полуаналитическое решение уравнения потока тепла. Это уравнение в явном виде приведено в работах [2, 8].

Фазовые превращения и структурная деформация при сварке. В работе использована модель фазовых превращений для свариваемых легированных сталей. Удельный объем аустенита, образовавшегося во время нагрева, определяется по формуле Аврами [4, 9, 10]

$$\eta_{\underline{A}}(T, t) = 1 - \exp(-b(T)t^{n(T)}), \quad (3)$$

где t — время; $\eta_{\underline{A}}$ — удельный объем аустенита, образовавшегося во время нагрева; величины $b(T)$ и $n(T)$ — коэффициенты, определяемые из условий начала и окончания превращения.

Удельный объем фазы (бейнит или смесь мартенсита и бейнита), образующейся из аустенита во время охлаждения, определяется в зависимости от температуры и скорости охлаждения в диапазоне 800...500 °С с учетом скорости охлаждения в диапазоне 4,5...30 К/с. Удельный объем новой фазы во время охлаждения определяется аналогично (3):

$$\eta_{\bullet}(T, t) = \eta_{\underline{A}} \left(1 - \sum_i \eta_i \right) (1 - \exp(-b(T)t^{n(T)})), \quad (4)$$

где η_i — удельный объем фазы, образовавшейся во время охлаждения.

В работах [8, 10] описана данная методика, результаты ее экспериментальной проверки и результаты расчетов. Прирост изотропной деформации в зависимости от температуры и данных превращений определяется в соответствии с формулой [8, 10]:

$$d\varepsilon^{TPH} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT - \sum_{i=1}^{i=4} \gamma_j d\eta_j \operatorname{sgn}(dT), \quad (5)$$

где $T \in \langle T_0, T_{\max} \rangle$, $\alpha_i = \alpha_i(T)$ — коэффициенты линейной дилатации соответственно аустенита, бейнита, феррита, мартенсита и перлита; $i = A, B, \Phi, M$ и $П$, $j = A, B, \Phi, M$ и $П$; $\gamma_j = \gamma_j(T)$ — коэффициенты фазового превращения аустенита, соответственно в бейнит, феррит, мартенсит и перлит; обозначение ($\operatorname{sgn}(\bullet)$) является функцией знака.

Напряжения. Принимая во внимание зависимость теплофизических коэффициентов от температуры, используются следующие дифференциальные уравнения механического равновесия:

$$\operatorname{div}(\sigma(x, t)) + \dot{B}(x, t) = 0, \quad (6)$$

где B — вектор сил в объеме.

Это дает возможность учитывать изменение постоянных материала в зависимости от температуры в очередных приростах нагрузки, не изменяя линейность уравнений. В модель для определения напряжений, кроме упругой деформации, термической и от фазовых превращений, включена также пластическая деформация $e^p = e^p(\varepsilon_{\alpha\beta}^p)$. Формулы закона Гука, выраженные в скоростях, имеют вид:

$$\begin{aligned} \dot{\sigma} &= 2\mu(\dot{e} - \dot{e}^p) + \lambda \operatorname{tr}(\dot{e} - \dot{e}^p)I - K\dot{\varepsilon}^{TPH} + \\ &+ 2\dot{\mu}e^e + \dot{\lambda} \operatorname{tr}(e^e)I, \end{aligned} \quad (7)$$

где $\sigma = \sigma(\sigma^{\alpha\beta})$ — тензор напряжения; μ и λ — постоянные Ламе; K — модуль сжатия, $e^e = e^e(\varepsilon_{\alpha\beta}^e) = e - e^p - e^{TPH}$ — тензор упругой деформации; $e = e(\varepsilon_{\alpha\beta})$ — тензор интегральных напряжений; $e^{TPH} = e(\varepsilon_{\alpha\beta}^{TPH})$ — тензор термических деформаций, возникающих в результате фазовых превращений; I — единичный тензор (функция Кронекера).

Модуль Юнга зависит от температуры, касательный модуль и предел текучести — от температуры и фазового состава, т. е.

$$\begin{aligned} E_t &= E_t(T, \eta_k), \quad Y_0 = Y_0(T, \eta_k), \\ Y_0 &= \sum_{k=1}^4 Y_0^k(T) \eta_k, \end{aligned} \quad (8)$$

где η_k — удельный фазовый объем соответственно аустенита, бейнита и мартенсита; $Y_0 = Y_0(T, \eta_k)$ — предел текучести материала, зависящий от температуры и фазового состава при отсутствии пластической деформации.

В дальнейшем зависимость (7) используется в виде:

$$\dot{\sigma} = E(\dot{e} - \dot{e}^p - \dot{\varepsilon}^{TPH}) + \dot{E}e^e, \quad e^e = e - e^p - e^{TPH}, \quad (9)$$

где $E = E(E^{\alpha\beta\gamma\mu}(T))$ — тензор постоянных материала.

Напряжения, происходящие от нагрева и фазовых превращений в твердом теле, определяли, используя модель неизотермического пластического течения с изотропным упрочнением. Пластические деформации определяет закон пластического течения [5, 6, 9, 10]

$$\dot{e}^p = \lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma}, \quad \dot{f} = 0, \quad f = 0, \quad (10)$$

где λ — определенный скалярный множитель; $f = f(\sigma, Y(T, \eta_k, e^p))$ — функция течения, зависящая от тензора напряжения и предела текучести ($Y = Y(T, \eta_k, e^p)$).

Для условий пластичности Губера–Мизеса функция течения имеет вид

$$\begin{aligned} f &= \sqrt{\frac{3}{2}} D \cdot D - Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p) = \\ &= D_{ef} - Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p) = 0, \end{aligned} \quad (11)$$

где D — девиатор тензора напряжения, ($D = \sigma - I\sigma_{\gamma\gamma}/3$), ε_{ef}^p — эффективная пластическая деформация; $Y_H = Y_H(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)$ — прирост предела текучести в результате упрочнения материала; D_{ef} — эффективные напряжения.

Предел текучести с учетом прироста ($Y = Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)$) оценивается по зависимости:

$$\begin{aligned} \dot{Y}(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p) &= \frac{\partial Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)}{\partial \varepsilon_{ef}^p} \dot{\varepsilon}_{ef}^p + \\ &+ \frac{\partial Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)}{\partial \eta_k} \dot{\eta}_k = \\ &= \kappa(T, \eta_k) \dot{\varepsilon}_{ef}^p + H_T^Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p) \dot{T} + \\ &+ H_{\eta_k}^Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p) \dot{\eta}_k, \end{aligned} \quad (12)$$

где предел текучести $Y = Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)$, модуль упрочнения $\kappa = \kappa(T, \varepsilon_{ef}^p)$, модуль термического ослабления $H_T^Y = H_T^Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)$ и модуль структурного упрочнения $H_{\eta_k}^Y = H_{\eta_k}^Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)$, определяют зависимости:

$$\begin{aligned} Y(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p) &= Y_0(T, \eta_k) + Y_H(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p) = \\ &= Y_0(T, \eta_k) + \kappa(T, \eta_k) \varepsilon_{ef}^p \\ \kappa &= \frac{\partial Y}{\partial \varepsilon_{ef}^p} = \frac{\partial Y_H(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)}{\partial \varepsilon_{ef}^p} = \frac{E(T)E_t(T, \eta_k)}{E(T) - E_t(T, \eta_k)}, \\ H_T^Y &= \frac{\partial Y}{\partial T} = \frac{\partial Y_0(T, \eta_k)}{\partial T} + \frac{\partial \kappa(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)}{\partial T} \varepsilon_{ef}^p, \\ H_{\eta_k}^Y &= \frac{\partial Y}{\partial \eta_k} = \frac{\partial Y_0(T, \eta_k)}{\partial \eta_k} + \frac{\partial \kappa(T, \eta_k, \varepsilon_{ef}^p)}{\partial \eta_k} \varepsilon_{ef}^p. \end{aligned} \quad (13)$$

После соответствующих превращений и упорядочения получаем формулу для скалярного множителя пластичности (λ)

$$\lambda = 2Y \frac{3D(E(\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}^{TPh}) + \dot{\varepsilon}^e) - 2YH_T^Y \dot{T} - 2YH_{\eta_k}^Y \dot{\eta}_k}{9D(ED) + 4\kappa Y D_{ef}}. \quad (14)$$

Скорость эффективной пластической деформации ($\dot{\varepsilon}_{ef}^p = \lambda$), оцениваемая по зависимости (14), зависит не только от величины напряжений, но и от градиентов термофизических постоянных и фазового состава.

Для решения уравнений механического равновесия (6) использован метод конечных элементов, поскольку он дает возможность легко моделировать неоднородность материала, обусловленную наличием зон пластичности, а также учитывать зависимость постоянных материала от температуры и фазового состава [4, 9, 10].

Уравнение (6) дополняется формулами (9) с начальными условиями

$$\begin{aligned} \sigma(x, t_0) &= \sigma_0(x), \quad V(x, t_0) = V_0, \\ \varepsilon(x, t_0) &= \varepsilon_0(x), \end{aligned} \quad (15)$$

а также соответствующими граничными условиями.

После принятия определенных функций $\phi = \phi(x)$, относящихся к пространству Гильберта (H^1) (которые в одном случае являются функциями веса, а в другом аппроксимируемыми), проведя оценку ошибок приближения в рассматриваемой области и ошибок приближения граничных условий вида Неймана, получаем системы уравнений для числового решения [10]:

$$[K] \{\dot{U}\} = (\dot{R}) + \{\dot{t}^{TPh}\} - \{\dot{t}^e\} + \{\dot{t}^p\}, \quad (16)$$

где K — матрица жесткости; \dot{t}^{TPh} — вектор узловых сил от термической деформации и деформации, вызванной фазовыми превращениями в твердом теле; \dot{t}^e — вектор узловых сил от изменения величины постоянных материала (модуля Юнга); R — вектор узловых сил от силовой нагрузки на границе и сил инерции; \dot{t}^p — вектор узловых сил от пластической деформации.

Векторы скорости нагрузки, приведенные в скобках, рассчитываются только при приросте нагрузки, тогда как вектор \dot{t}^p изменяется в итерационном процессе. Суммарные значения перемещений, деформаций и напряжений являются результатом интегрирования по времени полученных функций от времени t_0 до t в соответствии со схемой

$$F(x, t) = \int_{t_0}^t \dot{F}(x, \tau) d\tau. \quad (17)$$

Численное интегрирование (17) проводится следующим образом (время $t + \Delta t$):

$$F(x, t + \Delta t) = F(x, t) + ((1 - \nu)\dot{F}(x, t) + \nu\dot{F}(x, t + \Delta t)) \Delta t. \quad (18)$$

Параметр ν выбираем из диапазона $0 \dots 1$ (обычно $\nu = 0,5$). Для $\nu = 1$ имеем типичную неявную схему, явная схема реализуется при $\nu = 0$.

В процессе итерации при очередном i -м шаге решается система уравнений

$$[K] \{\delta^i \dot{U}\} = \left\{ \sum_{e=1}^{N_e} \int_{\Omega^e} \Phi^T (E \delta^i \dot{\varepsilon}^p) d\Omega \right\}, \quad (19)$$

где $\Phi = \Phi(\phi, \alpha(x))$ — матрица производных функций веса.

Затем уточняются по очереди величины перемещений, деформации и напряжений, используя процедуру (для сравнения (18))

$$F(x, t + \Delta t) = F(x, t) + \left((1 - \nu)\dot{F}(x, t) + \nu \left(\dot{F}^{TPh} + \sum_{k=1}^i \delta^k \dot{F}^p \right) \right) \Delta t. \quad (20)$$

В процессе итерации используется модифицированный алгоритм Ньютона-Рапсона.

Исходя из рассматриваемой геометрии (призма), для решения используем модифицированные условия плоской деформации, когда выполняется условие равенности суммарной нормальной силы нулю в поперечном сечении образца. При вычислениях определены средние величины деформации $\bar{\varepsilon}_{11}$ и $\bar{\varepsilon}_{11}$, которые удовлетворяют условию

$$\int_{\Omega} \sigma_{11} \delta \Omega = \dot{N}|_{\Gamma} \neq 0, \quad \int_{\Omega} \sigma_{11} \delta \Omega = N|_{\Gamma} \neq 0, \quad (21)$$

где $N|_{\Gamma}$ — суммарная нормальная сила в рассматриваемом сечении (Γ), возникающая от задан-

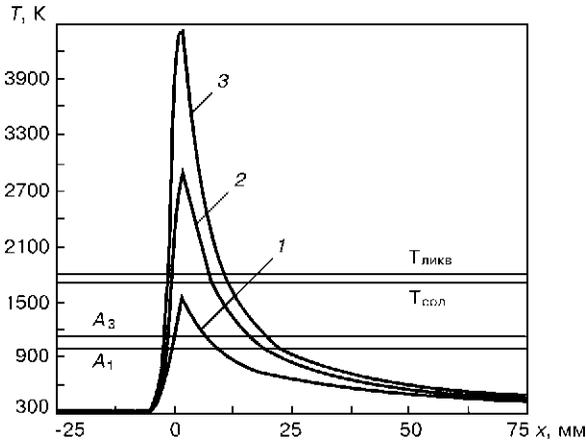


Рис. 1. Распределение температуры на верхней (1), центральной (2) и нижней (3) поверхностях образца

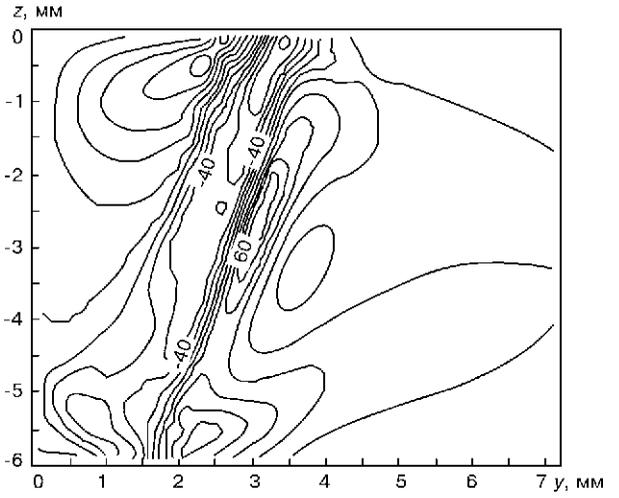


Рис. 4. Касательные остаточные напряжения σ_{23} в поперечном сечении

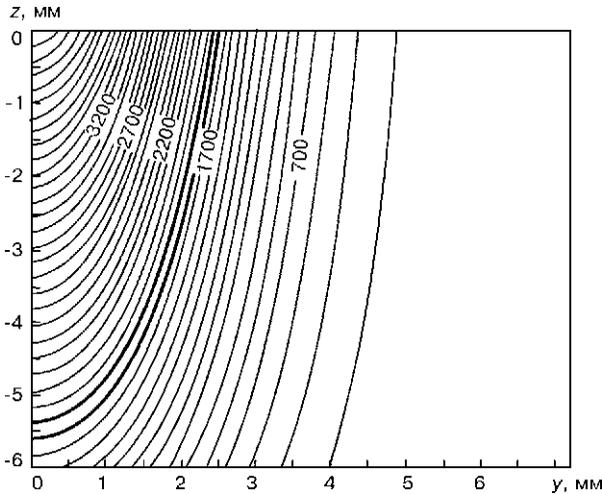


Рис. 2. Изолинии температуры в металле ЗТВ

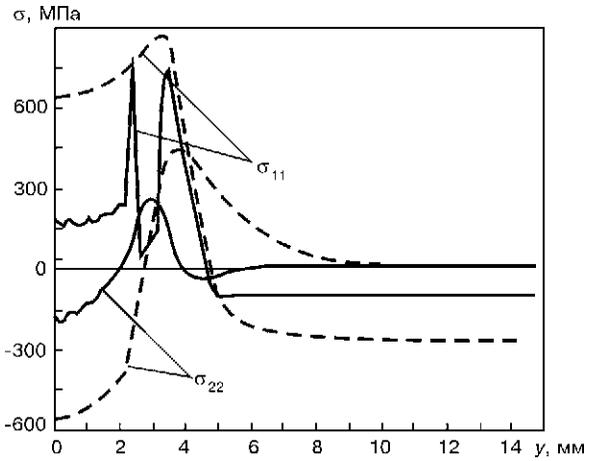


Рис. 5. Осевые остаточные напряжения σ_{11} и σ_{22} в поперечном сечении на верхней поверхности с учетом фазовых превращений (сплошная кривая) и без учета (штриховая)

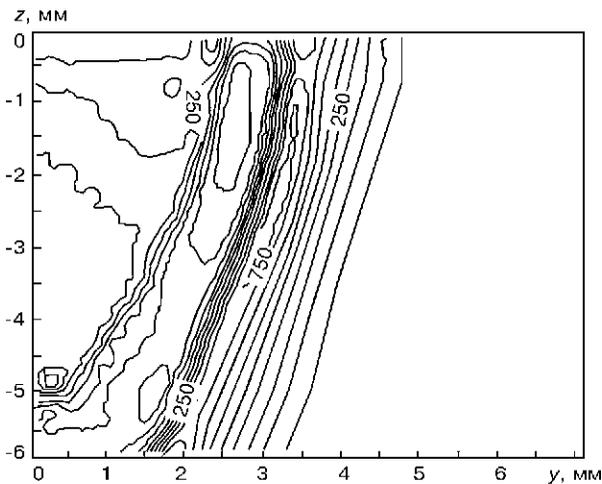


Рис. 3. Осевые остаточные напряжения σ_{11} в поперечном сечении

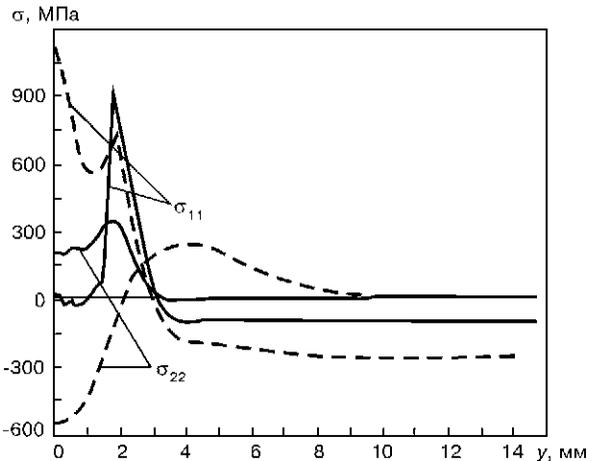


Рис. 6. Осевые остаточные напряжения σ_{11} и σ_{22} в поперечном сечении на нижней поверхности с учетом фазовых превращений (сплошная кривая) и без учета (штриховая)

ной нагрузки в этом сечении (в частном случае равна нулю).

Примеры расчетов. Как и в работе [8], в данном случае расчеты проведены для образца с размерами 100×30×6 мм, сваренного лазерной сваркой. Термофизические параметры, зависящие от температуры, приняты как для легированной свариваемой стали. Приводим пример расчетов для следующих режимов сварки: мощность $Q^* = 5.8$ кВт; скорость сварки $v = 102$ м/ч, диаметр лазерного луча $d = 4$ мм; коэффициент абсорбции $\beta = 250$, $T_0 = 300$, $T_{\text{сол}} = 1700$, $T_{\text{ликв}} = 1800$ К, $T_{\text{кр}} = 0.5(T_{\text{ликв}} + T_{\text{сол}})$. При расчетах напряжений и деформаций приняты: $E(T_0) = 2 \cdot 10^5$, $E(T_{\text{кр}}) = 100$ МПа, $E_t(T) = 0,1E(T)$. Модуль Юнга и касательный модуль в интервале температур $T_0 \dots T_{\text{кр}}$ аппроксимированы линейными функциями. Пределы текучести для очередных структур $Y_0(T_0, h_k)$ принимают значения: 200, 650, 200, 900 и 360 МПа соответственно для η_A , η_B , η_F , η_M и η_P , $Y_0(T_{\text{кр}}, h_k) = 10$ МПа. Пределы текучести в интервале температур $T_0 \dots T_{\text{кр}}$ аппроксимированы линейными функциями и для соответственного структурного состава определяются формулой (8). Полученные результаты приведены на рис. 1–6.

1. *Исследование работоспособности сварных соединений трубной стали 10Г2БТ, выполненных двухпроходной лазерной сваркой* / А. А. Рыбаков, В. В. Якубовский, В. И. Кирьян и др. // Автомат. сварка. — 1995. — № 7. — С. 12–17.
2. *Liu Y.-N., Kannatey-Asibu E. Jr. Laser beam welding with simultaneous Gaussian laser preheating* // J. of Heat Transfer, Trans. of the ASME. — 1993. — N 115. — P. 34–41.
3. *Kyrsanidi An. K., Kermandis Th. B., Pantelakis Sp. G. Numerical and experimental investigation of the laser forming process* // J. of Mat. Proc. Tech. — 1999. — N 87. — P. 281–290.
4. *Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций.* — К.: Наук. думка, 1976. — 320 с.
5. *Исследование влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб* / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
6. *Karlsson L. Thermal stresses in welding. Thermal stresses I* / Ed. by R. B. Hetnarski // Elsevier sci. publ., 1986. — 210 p.
7. *Effect of stress on transformation and prediction of residual stresses* / C. C. Liu, Z. Liu, X. J. Xu, G. X., Chen, J. Z. Wu // Mat. Sci. and Tech. — 1998. — N 14. — С. 747–750.
8. *Пекарска В. Математическое моделирование структуры ЗТВ при лазерной сварке* // См. настоящ. сборник. — С. 114–117.
9. *Melander M. Computational and experimental investigation of induction and laser hardening* // Linköping Studies in Sc. and Techn. Diss. 124. Linköping. — 1985.
10. *Problem of determination of transient and residual stresses in a cylinder under progressive induction hardening* / B. Raniecki, A. Bokota, S. Iskierka, R. Parkitny // Proc. of 3rd Int. Conf. on quenching and control of distortion, (Prague, 24–26 March, 1999). — ASM Int. — P. 473–484.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЕЙ СОБСТВЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ИХ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИ СОЕДИНЕНИИ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, Г. В. ЕРМОЛАЕВ, А. В. ЛАБАРТКАВА

(Укр. гос. мор. техн. ун-т им. адмирала Макарова, г. Николаев, Украина),

В. М. ПРОХОРЕНКО (НТУУ «Киевский политехнический институт», Украина)

С использованием метода спекл-интерферометрии экспериментально исследованы собственные деформации трехслойного паяного соединения типа брус. Теоретический расчет выполнен по разработанной программе на базе метода конечных элементов. Установлено, что максимальное расхождение между теоретическими и экспериментальными данными соответствует точкам, которые находятся в области спайки. Методом компьютерного моделирования исследовано влияние жесткости соединяемых элементов в паяном соединении типа двухслойного бруса. Установлено, что уменьшение жесткости является довольно эффективным методом снижения уровня напряжений.

Inherent strains in a three-layer brazed joint of the beam type were experimentally studied by the speckle-interferometry method. Theoretical calculations were made following the developed program based on the finite element method. Maximum discrepancy between theoretical and experimental data was found to correspond to the points located in the brazing regions. The computer-aided modelling method was used to study the effect of stiffness of elements in the brazed joint of the two-layer beam type. Decrease in stiffness was found to be a very efficient method for decreasing the level of stresses.

В настоящее время все большее распространение в различных отраслях промышленности находят узлы из разнородных материалов. Применение таких материалов (в том числе керамики и металлов) в узлах машиностроительных конструкций позволяет достичь оптимального сочетания и распределения необходимых свойств между отдельными их частями. Такие узлы должны обладать необходимой прочностью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью и работать при высоких температурах и в условиях теплосмен.

Анализ технической литературы и ранее выполненных работ по соединению разнородных материалов [1] показал, что одной из основных проблем, возникающих при пайке узлов из разнородных материалов, является проблема собственных напряжений и деформаций. Основная причина их образования — различие в коэффициентах термического расширения соединяемых материалов. Имеющиеся в патентной и технической литературе сведения о методах снижения собственных напряжений в конструкциях из разнородных материалов за счет регулирования термического цикла, использования процессов релаксации и оптимального конструктивного оформления соединений имеют, обычно, качественный характер. Вместе с тем, эффективность их использования во многом зависит от наличия надежных расчетных методов, так как в противном случае требуется проведение большого числа экспериментов по пайке натуральных узлов, как правило, трудоемких и дорогостоящих. В настоя-

щее время для расчета напряжений и деформаций широко применяются численные методы, в частности, метод конечных элементов (МКЭ). В технической литературе имеется ряд работ, посвященных исследованию полей собственных напряжений методом конечных элементов [2–5]. В работах [3–5] с использованием разработанной программы на базе МКЭ исследовано влияние геометрии и свойств материалов в двухслойном паяном соединении типа брус. Влияние геометрии изучали при изменении вытянутости бруса в симметричном соединении при отношении длины к высоте L/B от 0,25 до 4, при этом модули упругости материалов были одинаковы ($E_1 = E_2$). Расчетную схему принимали с учетом симметрии относительно оси x и кососимметрии относительно оси y . Отброшенные части учитывали введением закреплений в соответствующих узлах. Установлено, что в двухслойном бруссе, в общем случае вдоль соединения можно выделить две зоны. Первая — периферийная (вблизи свободной поверхности). В этой зоне поля напряжений имеют сложный характер, поперечные сечения заметно искривляются. Вторая — средняя зона (в районе вертикальной оси симметрии). Распределение продольных напряжений в этой области достаточно точно описывается формулами, основанными на гипотезе плоских сечений, а поперечные и касательные напряжения близки к нулю. В зависимости от протяженности этих зон соединения условно можно разделить на длинные ($L > B$), короткие ($L \approx B$) и высокие ($L < B$). В длинных

соединениях протяженность первой зоны остается неизменной (примерно соответствует высоте B), всю среднюю часть занимает вторая зона. В коротких и высоких вторая зона фактически отсутствует — всю площадь соединения занимает первая. В независимости от соотношения L/B максимальные продольные напряжения возникают непосредственно на границе раздела, максимальные поперечные напряжения с точностью до 10 % равны максимальным продольным и возникают вблизи боковой поверхности. Касательные напряжения возникают на границе раздела и составляют около 0,5 от максимальных нормальных напряжений.

Исследование полей напряжений двухслойных соединений с различной толщиной слоев позволило установить, что характер распределения напряжений и их максимальные значения существенно изменяются только при большой разнице в размерах слоев. Так, поперечные напряжения заметно уменьшаются только в слое меньшей толщины, а в слое большей толщины при отношении $B_2/B_1 = 1...0,25$ возрастают на 25...30 % (рис. 1). Максимальные касательные напряжения при уменьшении толщины одного из слоев постоянно снижаются, однако это снижение не превышает 25 % (рис. 1). При исследовании геометрических характеристик модули упругости соединяемых материалов принимались одинаковыми. Однако жесткость является одним из факторов, влияющих на величину напряжений.

Расчет полей напряжений в двухслойных соединениях из разнородных материалов выполняется при соотношении модулей упругости $E_2/E_1 = 0,1...1$, а размеры соединяемых элементов принимались одинаковыми ($B_1 = B_2$). Полученные зависимости максимальных напряжений от соотношения E_2/E_1 показаны на рис. 2. Уменьшение жесткости хотя бы одного из соединяемых элементов приводит к уменьшению напряжений как в материале меньшей, так и в материале большей жесткости. При $E_2 = 0,5E_1$ уменьшение максимальных продольных напряжений в более жестком материале составляет 20, а в менее жестком — 40 %. При $E_2 = 0,1E_1$ уменьшение составляет соответственно 3 и 6 раз. Максимальные поперечные напряжения на свободной боковой поверхности в материале большей жесткости при изменении соотношения $E_2/E_1 = 1...0,3$ изменяются в пределах 5 %, а затем резко уменьшаются. В материале меньшей жесткости максимальные поперечные напряжения уменьшаются почти линейно. При этом точка максимальных напряжений в материале большей жесткости смещается к поверхности раздела, а в материале меньшей жесткости удаляется от нее. Максимальные касательные напряжения в случае изменения соотношения $E_2/E_1 = 1...0,2$ уменьшаются на 50...60 %.

Однако, несмотря на наличие работ, посвященных изучению (с применением МКЭ) напряженно-деформированного состояния конструкций из раз-

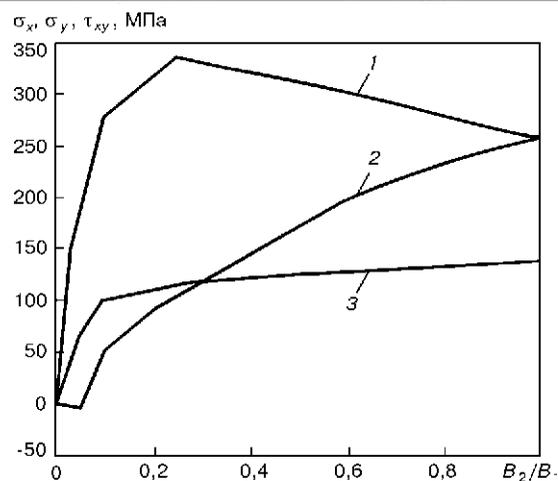


Рис. 1. Зависимость максимальных поперечных (1, 2) и касательных (3) напряжений от соотношения толщин слоев в несимметричном соединении: 1 — в толстом слое; 2 — в тонком слое; 3 — на поверхности раздела

нородных материалов, в технической литературе практически отсутствуют работы, подтверждающие точность МКЭ, описывающие экспериментальные исследования полей собственных напряжений в паяных конструкциях из разнородных материалов.

В последнее время для исследования напряженно-деформированного состояния конструкций, работающих в условиях сложного механического воздействия и температурных градиентов, применяются методы оптической голографии, одним из направлений которой является спекл-интерферометрия. Как известно [6], чувствительность обычных спекл-интерферометрических методов несколько ниже, чем чувствительность голографической интерферометрии, однако ее преимуществом является то, что спекл-голограммы несут информацию о проекциях перемещений поверхности объекта, лежащих в плоскости, параллельной плоскости фотопластины. Обладая меньшей чув-

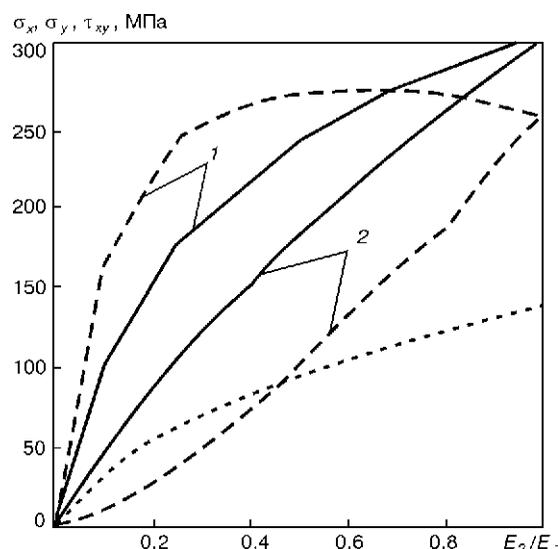


Рис. 2. Зависимость максимальных напряжений от соотношения жесткости соединяемых материалов: 1, 2 — материал с модулем упругости соответственно E_1 и E_2 ; сплошная кривая — продольные; штриховая — поперечные; точечная — касательные напряжения

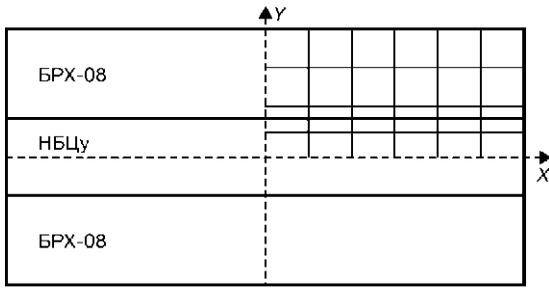


Рис. 3. Эскиз образца, на котором проводили исследование полей перемещений

ствительностью, чем голографическая интерферометрия, спекл-интерферометрия может применяться для измерения остаточных напряжений большего уровня, когда голографическая интерферометрия оказывается уже неприемлемой. Авторами [7] спекл-интерферометрия успешно применялась для определения остаточных напряжений в сварном тавровом соединении из сплава АМг6, выполненного аргонодуговой сваркой. Экспериментальное исследование полей перемещений проводили на образце, который представляет собой трехслойный паяный брус из сплава ниобия (НБЦу) и бронзы БРХ-08 (рис. 3). Для увеличения отражающей способности на поверхность образца наносили тонкий слой матовой краски белого цвета. При проведении процедуры расшифровки данных необходимо знать координаты интересующих нас точек. Для этого на образец после высыхания светоотражающего покрытия нанесли координатную сетку. Разметочные линии наносили в плоскости образца параллельно осям X и Y общей декартовой системы координат, в которой задана поверхность. В качестве источника когерентного излучения использовали гелий-неоновый лазер непрерывного действия ЛГН-215. Запись спекл-фотографии осуществляли по оптической схеме (рис. 4). Луч лазера 1 расширяется микрообъективом (или линзой) 2 и отражается объектом исследования 4. Пройдя через фокусирующую систему 5 излучение формирует сфокусированное изображение объекта, которое записывается на помещенной в этой плоскости фоточувствительной пластине 6. Для проведения эксперимента образец помещали в установку окрашенной стороной параллельно фотопластинке. Двукратное экспониро-

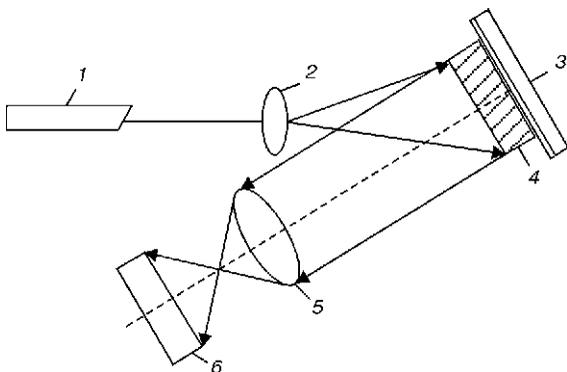


Рис. 4. Схема получения спекл-фотографии: 1 – лазер; 2 – микрообъектив; 3 – нагревательный элемент; 4 – образец; 5 – фотообъектив; 6 – фотопластинка

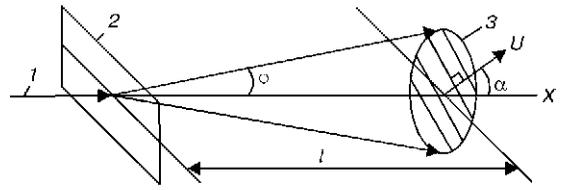


Рис. 5. Схема расшифровки спекл-фотографии: 1 – сканирующий луч; 2 – спеклограмма; 3 – экран

вание объекта (до нагрева и после) проводили с суммарной экспозицией от нескольких секунд до нескольких минут (экспонирование зависело от степени расширения лазерного луча, мощности лазера, отражающей способности объекта, коэффициента увеличения изображения, апертуры фокусирующей системы и ее удаленности от объекта). Перед первой экспозицией модель в виде трехслойного бруса оставалась в исходном состоянии, перед второй – ее нагревали до 65 °С. С полученной в результате эксперимента фотопластинки методом поточечного сканирования (рис. 5) сняты значения порядка полосы n, расстояние от центральной оси до центра полосы Юнга d, угол α между осью X и направлением вектора перемещения U, расстояние от фотопластинки до экрана l. Значения вектора перемещений U рассчитывали по формуле (1), проекции вектора U на оси координат X и Y по формулам (2). По полученным данным построено поле перемещений исследуемого образца (рис. 6).

Неразширенный луч лазера 1 (рис. 5) направляется в выбранную точку изображения объекта на спекл-голограмме 2. При этом на экране 3 в телесном углу наблюдаются полосы, расстояние между которыми b связано с перемещением U точки, через изображение которой на спекл-голограмме проходит луч, соотношением:

$$U = \frac{\lambda l}{mb}, \quad (1)$$

где b – шаг полос; λ – длина волны излучения лазера ($\lambda = 6,3 \cdot 10^{-7}$ мкм); m – коэффициент увеличения изображения объекта на спекл-голограмме ($m = 1,37$); l – расстояние между экраном и спекл-голограммой.

Направление вектора перемещения U при спекл-интерферометрических измерениях (как и в голографической интерферометрии) определяется с точ-

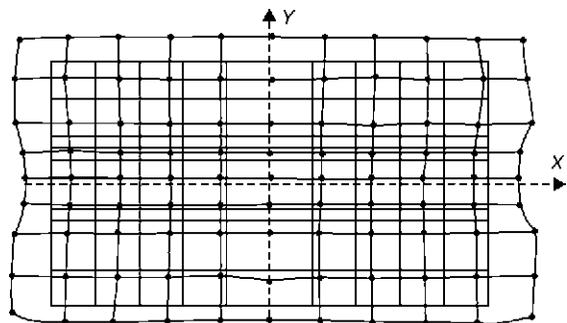


Рис. 6. Поле перемещений исследуемого образца вследствие нагрева

ностью до знака. Проекция вектора перемещения U_x и U_y определяли по следующей зависимости:

$$\begin{aligned} U_x &= U \cos \alpha \\ U_y &= U \sin \alpha, \end{aligned} \quad (2)$$

где α — угол между осью X и направлением вектора перемещения U .

Анализ рис. 6 показывает, что в результате термического воздействия происходит деформирование образца, причем крайние сечения вблизи свободной поверхности искривляются, а средние остаются практически ровными, что согласуется с результатами работ [3–5]. Из рис. 6 видно, что при приложении термического воздействия произошли не только собственные деформации образца в результате различия КТР материалов, но и перемещение образца как целого. Вычисление этого перемещения осуществлялось в предположении, что деформирование симметричных образцов происходит одинаково во все стороны относительно осей симметрии X и Y . Поэтому точки на осях симметрии должны оставаться неподвижными на оси Y в направлении оси X , и наоборот. Значения фактических перемещений осевых точек принимали как поправку к замеренным перемещениям всех остальных точек по соответствующим сечениям.

Теоретический расчет проводили с использованием разработанной программы. По полученным расчетным и экспериментальным данным были построены эпюры перемещений в соответствующих сечениях (рис. 7). Анализ полученных результатов показывает, что в целом наблюдается хорошая корреляция теоретических и экспериментальных значений. Максимальное расхождение в перемещениях не превышает 10%. В эту погрешность включена и ошибка измерений, обусловленная тем, что в зонах максимальных деформаций экспериментальные значения перемещений усредняются по площади сечения сканирующего луча. Следовательно, разработанный метод компьютерного моделирования на базе МКЭ можно использовать для изучения собственных напряжений и деформаций в паяных конструкциях из разнородных материалов.

Выводы

1. Установлено, что в двухслойном соединении из разнородных материалов в общем случае можно выделить две зоны. Первая находится вблизи свободной поверхности и распределение полей напряжений в ней имеет очень сложный характер. Вторая зона находится в районе вертикальной оси симметрии. Распределение продольных напряжений здесь достаточно точно описывается формулами, основанными на гипотезе плоских сечений.

2. В двухслойных соединениях с различной толщиной слоев распределение напряжений и их

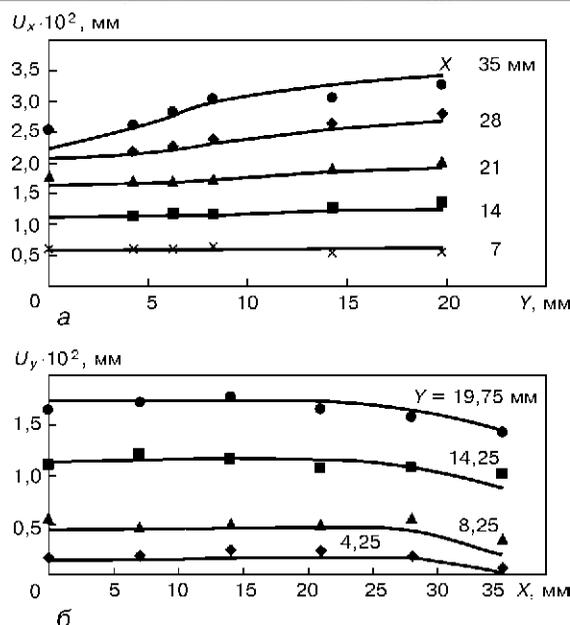


Рис. 7. Эпюры перемещений: а — U_x ; б — U_y ; сплошные линии — теоретические значения, значки — экспериментальные

максимальные значения существенно изменяются только при большой разнице в размерах слоев.

3. Исследование напряженно-деформированного состояния соединений из материалов с разными модулями упругости позволило установить, что уменьшение модуля упругости хотя бы одного из соединяемых материалов является довольно эффективным методом снижения уровня напряжений во всем узле.

4. Анализ результатов эксперимента и их сравнение с результатами компьютерного моделирования подтвердило достаточную точность разработанного метода и возможность его использования для решения практических задач.

1. Сварка разнородных металлов и сплавов / В. Ф. Рябов, Д. М. Рабкин, Р. С. Курочко, А. Г. Стрижевская. — М.: Машиностроение, 1984. — 239 с.
2. Лямлин Я. В., Мусин Р. А. Напряженно-деформированное состояние металлических прокладок при сварке давлением керамических материалов // Свароч. пр-во. — 1989. — № 4. — С. 3–5.
3. Ермолаев Г. В., Лабарткава А. В. Применение ЭВМ для решения задач механики паяных узлов // Сб. науч. тр. — Николаев, УГМТУ. — 1999. — № 2 (366). — С. 55–64.
4. Ермолаев Г. В. Моделирование на ЭВМ полей напряжений в сварных и паяных конструкциях из разнородных материалов // Сб. науч. тр. — Николаев, УГМТУ. — 1998. — № 7 (355). — С. 204–211.
5. Ермолаев Г. В., Лабарткава А. В. Моделирование полей напряжений в паяных соединениях из разнородных материалов // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 17–21.
6. Бакулин В. Н., Рассоха А. А. Метод конечных элементов и голографическая интерферометрия в механике композитов. — М.: Машиностроение, 1987. — 312 с.
7. Лобанов Л. М., Пивторак В. А., Кувшинский Н. Г. Диагностика конструкций из металлических и композиционных материалов с применением голографии, электронной спекл-интерферометрии и широгографии // Автомат. сварка. — 2000. — № 9–10. — С. 76–83.

КОНЕЧНОЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ КИНЕТИКИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ И ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ СОЕДИНИТЕЛЬНОЙ БАЛКИ

А. Е. НЕЖИВЛЯК (СО ВНИИЖТ, г. Москва, РФ), Ю. Н. АКСЕНОВ (Москов. гос. ун-т путей сообщения, РФ),
М. В. ГРЕЧНЕВА, В. Н. МАТХАНОВ (Иркутск. гос. техн. ун-т, РФ)

Низкая надежность соединительных балок колесных тележек восьмиосных цистерн не обеспечивает их безопасной эксплуатации. При изготовлении балок проводится их высокий отпуск. Однако процесс их термообработки недостаточно исследован, а оценки его целесообразности противоречивы. В результате анализа производственного опыта и конечноэлементных расчетов процесса термообработки установлено, что наиболее повреждаемая в процессе эксплуатации зона изделия не разогревается до необходимой температуры. Рекомендованы основные параметры и режимы процесса, обеспечивающие надлежащую работоспособность изделия.

Low reliability of connection beams of wheelsets of the eight-axle tank wagons cannot provide their safe operation. When manufactured, the beams are subjected to high tempering. However, the process of heat treatment of the connection beams is little studied, and estimates of its expediency are contradictory. As found as a result of analysis of the manufacture experience and FEM calculations of the heat treatment process, the most vulnerable zone of the beam, which is most often damaged during operation, is not heated to a required temperature. Recommendations on basic parameters and conditions of the process, ensuring the required performance of the beams, are given.

Эксплуатация железнодорожных восьмиосных цистерн в последние годы не удовлетворяет требованиям безопасности. Основная причина этого явления — низкая надежность соединительных балок (СБ) колесных тележек. СБ является главным несущим элементом рам четырехосных тележек грузовых вагонов и состоит из литых деталей и проката (сталь марки 09Г2С), соединенных сваркой. Обычно после сварки изделия подвергаются термообработке — высокому отпуску [1], который должен обеспечивать надежность изделия, предотвращать хрупкое разрушение. При производстве СБ высокий отпуск проводится с целью снятия остаточных напряжений и выравнивания прочностных и пластических свойств металла в сварных соединениях. Однако процесс высокого отпуска СБ хорошо не исследован, оценки его результативности в ряде работ противоречивы. В частности, утверждается, что высокий отпуск сварных конструкций иногда бесполезен, а в некоторых случаях даже вреден [2, 3].

Цель настоящей работы — исследовать процесс термообработки СБ для выбора наиболее эффективных режимов с учетом особенностей технологии предшествующей сварки.

При многослойной сварке прочность металла понижается из-за многократных отпусков в связи с повторными воздействиями термических циклов при укладке последующих слоев на предыдущие. При неправильно выбранных режимах и технологии сварки уменьшается сопротивляемость металла хрупкому разрушению в зоне термомодеформационного старения. Эти дефекты при последую-

щей термической обработке полностью исправить не удастся. При производстве СБ на ПО «Азовмаш» имелись случаи больших деформаций, которые возникали при сборочно-сварочных работах и последующей термообработке. Значительные деформации СБ при сборочно-сварочных операциях связаны как с начальными отклонениями геометрии отдельных деталей, так и с нарушениями технологии сварки [4]. При термообработке возможность значительных деформаций может быть связана с перераспределением полей остаточных напряжений и с тем, что конструкция балки имеет элементы разной толщины. Охлаждение СБ после высокого отпуска проводится на воздухе. Из-за большого различия толщины деталей балки происходит неравномерное охлаждение конструкции и, вследствие этого, возникают значительные температурные градиенты и вторичное поле остаточных деформаций и напряжений. Для изучения этих процессов был использован метод конечноэлементного анализа кинетики температурных полей и напряженно-деформированного состояния СБ в процессе термообработки. Показано, что как при нагреве, так и при охлаждении удастся предотвратить возникновение вторичного поля остаточных деформаций, могущих понизить работоспособность изделия.

Для оценки влияния перераспределения полей остаточных сварочных напряжений необходимо знать их исходную величину и распределение по отдельным зонам конструкции. Для этого требуется решение термомодеформационной задачи с последующим анализом технологии выполнения всех свар-

ных швов, а также режима термообработки. Сложность конструкции балки и большое количество многослойных сварных швов затрудняют решение задачи даже при использовании метода конечных элементов и современной вычислительной техники. Поперечное сечение СБ симметрично и их деформация из-за перераспределения остаточных сварочных напряжений маловероятна. Наиболее вероятно возникновение вторичного поля остаточных напряжений и деформаций в процессе остывания на воздухе. По технологии, применяемой на ПО «Азовмаш», при высоком отпуске соединительная балка загружается в печь, температура в которой меняется по схеме рис. 1. После нагрева и выдержки в течение 1,5...3 ч балка вынимается из печи и охлаждается на воздухе при температуре ~20 °С. При расчете температурных полей, а также временных и остаточных напряжений необходимо учитывать температурную зависимость теплофизических характеристик стали [5]. Заметим, что коэффициент теплопроводности λ значительно снижается с повышением температуры, поэтому при тепловых расчетах высокого отпуска с температурой 650 °С коэффициент теплопроводности принят равным его значению при температуре 325 °С.

Нагревание балки осуществляется за счет конвективного и лучистого теплообмена. Обычно доля теплоотдачи излучением на порядок меньше конвективного теплообмена. При расчетах предполагалось, что в печи отсутствует принудительное движение горячего воздуха. Соответственно, следует считать, что теплообмен в печи осуществляется путем свободной конвекции. При остывании конструкции на воздухе после выемки из печи в рассматриваемом температурном диапазоне доля теплоотдачи излучением незначительна. В качестве граничных условий при расчете температурных полей балки принималось, что теплообмен на протяжении всего цикла термической обработки осуществляется только путем свободной конвекции. Температура окружающей среды была принята равной $T = 20$ °С. Значения коэффициента теплоотдачи для свободной конвекции выбраны согласно известным рекомендациям [6]. Ниже приведены обобщенные формулы для расчетов теплоотдачи при свободной конвекции и условия применимости частных формул.

Характер теплообмена свободной конвекцией является в общем случае функцией критериев Прандтля $Pr = \nu/a$ (ν — коэффициент кинетической вязкости, a — коэффициент температуропроводности) и Грасгофа $Gr = g l^3 \beta \Delta T / \nu^2$, где g —

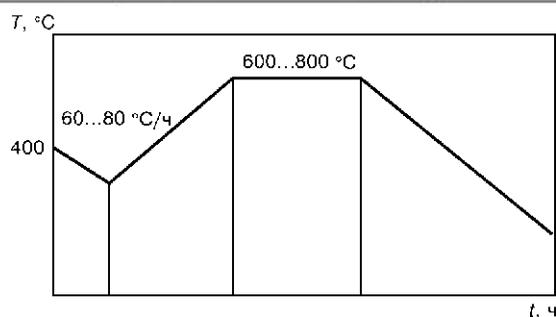


Рис. 1. Схема режимов высокого отпуска

ускорение силы тяжести, l — характерный линейный размер тела, β — коэффициент объемного расширения среды, ΔT — температурный напор.

Свободная конвекция также зависит от формы тела. При разных значениях произведения критериев $PrGr = l^3 \Delta T g \beta / (\nu a)$ расчетные формулы коэффициента теплоотдачи имеют вид:

$$10^{-2} < PrGr < 5 \cdot 10^2, \quad \alpha = A_1 (\Delta T / l^5)^{1/8},$$

$$5 \cdot 10^{-2} < PrGr < 2 \cdot 10^7, \quad \alpha = A_2 (\Delta T / l)^{1/4},$$

$$PrGr > 2 \cdot 10^7, \quad \alpha = A_3 \Delta T^{1/3}.$$

Значения коэффициентов A_1, A_2, A_3 приведены в табл. 1.

В качестве расчетного линейного размера тела l принимается: для вертикальной пластины — высота обогреваемого (охлаждаемого) участка; для горизонтальной — ее ширина. Значения обобщенного коэффициента $g\beta/(a\nu)$ представлены в табл. 2. Значения $g\beta/(a\nu)$ для плиты, обращенной нагреваемой стороной вверх, увеличиваются на 30 %, а для плиты, обращенной нагреваемой стороной вниз, уменьшаются на 30 %. В данной задаче максимальный температурный напор соответствует моменту загрузки балки в печь и равен $\Delta T = 380$ °С. Если принять размер соединительной балки $l = 1$ м, то $PrGr = 9.5 \cdot 10^8$. При $PrGr > 2 \cdot 10^7$ коэффициент теплоотдачи равен $\alpha = A_3 \Delta T^{1/3} \cdot n$, где коэффициент n учитывает ориентацию поверхности изделия в печи.

Предварительный расчет температурных полей в балке при заданных граничных условиях показал, что максимальная температура в конструкции, достигаемая перед выемкой из печи, составляет $T_{max} = 560$ °С. При температурном напоре $\Delta T = 650 - 560 = 90$ °С условие $PrGr = 0,01 \cdot 10^8 \cdot 90 = 9 \cdot 10^7 > 2 \cdot 10^7$ остается прежним. Следовательно, можно считать, что режим теплообмена свободной конвекцией не меняется на протяжении всего технологического процесса и в расчетах можно использовать выбранные значения коэффициента теплоотдачи. При расчетах коэффициент теплоотдачи для внутренних и внешних поверхностей балки

Таблица 1. Значения коэффициентов A_1, A_2, A_3 для нелинейного температурного расчета

$T, ^\circ\text{C}$	0	20	50	100	200	300	500	1000
A_1	0,25	—	0,26	0,27	0,29	0,3	0,32	0,35
A_2	1,22	1,17	1,14	1,09	1,05	0,95	0,85	0,70
A_3	1,45	1,35	1,27	1,14	0,97	0,85	0,70	0,48

Таблица 2. Значения обобщенного коэффициента $g\beta/(a\nu)$ для нелинейного температурного расчета

$T, ^\circ\text{C}$	0	50	100	200	300	400	500
$g\beta/(a\nu) \cdot 10^{-8}$	1,4	0,644	0,338	0,117	0,0408	0,025	0,0142

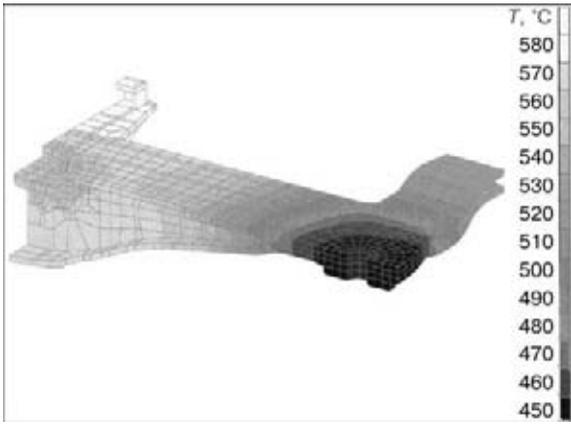


Рис. 2. Распределение температуры в соединительной балке при термообработке. Стадия нагрева ($t = 6,2$ ч)

принимался одинаковым. Проведенные расчеты режима нагрева балки показали, что при заданных граничных условиях наиболее массивная зона крайних пятников не успевает прогреться до заданной температуры. Примерно через 6 ч после начала нагрева температура в подпятнике достигает 380°C , в пятнике 290°C . При температурном напоре $60^{\circ}\text{C}/\text{ч}$ и выдержке 3 ч температура в подпятнике достигает 560°C (рис. 2). Однако в пятнике она существенно ниже (450°C). Следовательно, зоны крайних пятников не достигают требуемой температуры отпуска. Анализ возникающих при нагреве временных напряжений и деформаций показал, что в конструкции в течение всего процесса нагрева практически не возникает пластических деформаций.

С учетом полученных результатов было решено не варьировать параметры конвективного теплообмена и время выдержки в печи на стадии нагрева, а принять для расчета остывания наиболее жесткий режим, когда начальная температура по всему сечению балки $T = 650^{\circ}\text{C}$. При последующем остывании на воздухе возможны высокие градиенты температур и, соответственно, наиболее вероятно возникновение вторичного поля остаточных напряжений. Результаты расчета температурных полей, напряжений и деформаций при остывании балки представлены на рис. 2–5. При остывании наиболее

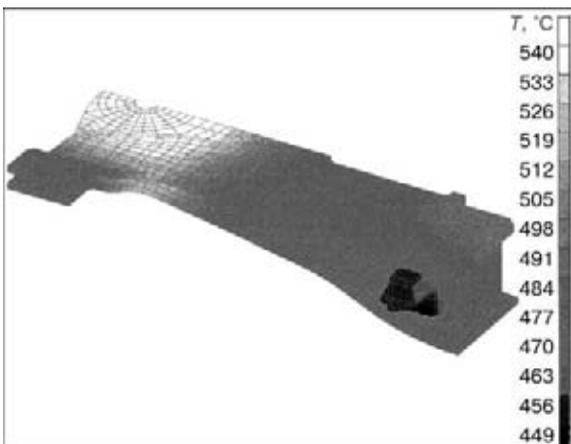


Рис. 3. Распределение температуры в соединительной балке при термообработке. Стадия охлаждения ($t = 0,88$ ч)

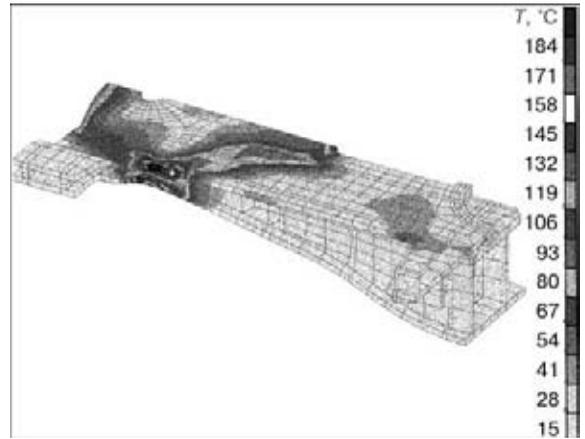


Рис. 4. Распределение температуры в соединительной балке при термообработке. Стадия охлаждения ($t = 7,8$ ч)

быстро охлаждается центральная часть балки, в которой, несмотря на наличие массивной зоны подпятника, через 3...4 ч температура практически выравнивается и составляет $280...290^{\circ}\text{C}$, через 6 ч — примерно 70°C . Процесс остывания балки длится 10...12 ч. Наиболее высоких значений напряжения σ_i достигают через 2 ч после начала процесса остывания (рис. 5). Данному периоду соответствуют наиболее высокие градиенты температур. Напряжения σ_i достигают величин $172...198$ МПа в зоне сопряжения подкрылков крайних скользунов с верхними и нижними листами балки. В основной металлоконструкции балки напряжения σ_i не превышают $79...93$ МПа. Как и при нагреве, в процессе остывания балки практически отсутствуют пластические деформации. Несмотря на то, что общие упругие деформации в балке достигают 15 мм, отсутствуют предпосылки для возникновения дополнительного поля остаточных напряжений. Таким образом, дополнительных остаточных макродеформаций конструкции, которые могли бы повлиять на работоспособность балки, не происходит.

Проведенные расчеты разности температур центра и поверхности листов при свободном охлаждении с использованием критериев теплового про-

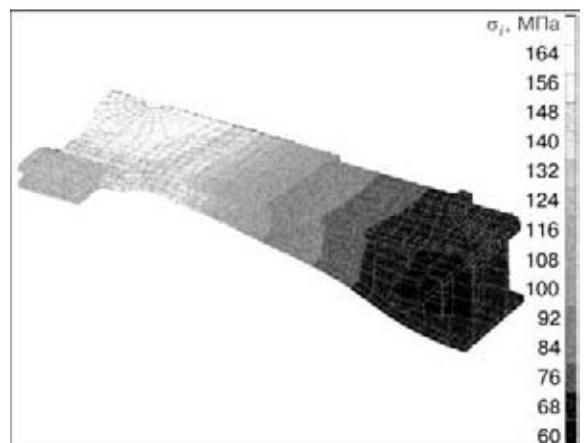


Рис. 5. Распределение интенсивности напряжений σ_i в соединительной балке при термообработке. Стадия охлаждения ($t = 1,8$ ч); $\sigma_i = 15$ (черный)...197 МПа (белый)

цесса F_0 (Фурье) и V_i (Био) позволяют оценивать применимость того или иного варианта охлаждения [7]. В случаях, когда разность температур отдельных деталей доходит до 100° и выше, нужно применять местный фонирующий нагрев деталей вне печи.

В результате анализа производственного опыта и проведенных расчетов кинетики температурных полей и напряженно-деформированного состояния соединительной балки в процессе термообработки установлено, что наиболее повреждаемая в процессе эксплуатации зона изделия не разогревается до температуры, требуемой для высокого отпуска. Рекомендованы основные параметры и режимы термообработки, обеспечивающие надлежащую работоспособность изделия; разработаны основные требования к выбору режимов и технологии сварки с учетом последующей термообработки изделия.

1. *Винокуров В. А.* Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений. — М.: Машиностроение, 1973. — 213 с.
2. *Определение* внутренних напряжений при сварке связывающей балки и исследование влияния сварочных материалов на усталостную прочность сварного соединения: (Отчет) / Пермский политехнический ин-т. — Руководитель темы Г. К. Кузьмин. — № ГР 70056405; Инв. № Б 38932. — Пермь, 1974. — 95 с.
3. *Аксенова Л. А.* Исследование возможности ремонта наплавкой корпуса автосцепки в термоупрочненном состоянии: Дис. ... канд. техн. наук. — М., 1967. — 171 с.
4. *Статистический* анализ влияния конструктивных особенностей соединительной балки четырехосной тележки на изменение параметров ее эксплуатационной надежности / Ю. Н. Аксенов, А. Ю. Богачев, М. В. Гречнева, А. Е. Неживляк // Моск. гос. ун-т путей сообщ. (МИИТ). — М., 1999. — 30 с. — Деп. в ЦНИИТЭИ МПС, № 6241.
5. *Марочник* сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин и др. — М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.
6. *Кутателадзе С. С., Боришанский В. М.*: Справочник по теплоотдаче. Л., М.: Государ. энергетическое изд-во, 1959. — 415 с.
7. *Матханов В. Н., Гречнева М. В.* Тепловые режимы электродуговой сварки сталей: Уч. пособие. — Иркутск: ИПИ, 1992. — 92 с.

NUMERICAL SIMULATION OF WELDING STRESSES AND DISTORTIONS IN CONSIDERATION OF TEMPORAL AND LOCAL CHANGES OF STRAIN RATE

R. OSSENBRINK, V. MICHAILOV, H. WOHLFAHRT

(Welding Institute, Technical University of Braunschweig, Germany)

Due to high changing rates of temperature in the heat affected zone (HAZ) during welding the elevated strain rates may have a great influence on variation of yield stresses. Higher yield stresses due to increased strain rates can be observed in hot tensile tests for several materials. To investigate the influences of strain rate effects in numerical welding simulation a model has been developed and integrated in a multi-purpose FEA-program (ANSYS). The routine calculates the current yield stress depending on local and temporal strain rates. In comparative numerical welding simulations the influence of the resulting stresses and distortions has been analysed.

Повышенные скорости деформации, вызванные высокими скоростями изменения температуры в металле ЗТВ при сварке, могут оказывать значительное влияние на изменение предела текучести. Увеличение предела текучести, обусловленное возрастающими скоростями деформации, можно наблюдать при испытаниях на растяжение нагретых образцов. Для изучения влияния скорости деформации в процессе числового моделирования сварки была разработана модель, совмещенная с программой анализа по методу конечных элементов (ANSYS) многоцелевого назначения. Программа оперативно рассчитывает предел текучести в зависимости от локальных и временных изменений скорости деформации. С помощью сравнительного числового моделирования сварки была проанализирована зависимость между изменением напряжений и деформаций и предела текучести.

Introduction. During laser welding the local plastic deformations are caused by the highly concentrated heat input, resulting in residual stresses and distortions. In numeric welding simulations, plastic deformations are described by material laws not taking into account any strain rate dependency.

Known, as a result of tensile tests, not only the temperature but also the deformation rate has a remarkable influence on the yield strength [1–4]. Increasing strain rates are usually coupled with higher yield strength. Especially at high temperatures the effect of increasing yield strength can be observed and also depends on the used material.

Neither an influence on the Young's modulus nor on the hardening can be noticed.

In the heating and cooling phase of laser welding high temperature changing rates are obtained. In comparison to standard hot tensile tests, the strain rates during laser welding are much higher [5]. But usually those data are used for calibrating the plastic strain conditions in welding. It is therefore reasonable to assume that disregarding this effect will lead to deviations in the numerical simulation. Therefore, an estimation of the strain rate's influence on the yield strength is necessary and has been analysed [6]. The temperature dependence, derived from standard hot tensile tests, can be described by the following equation:

$$\sigma_y(T) = \sigma_{y,0}(T) \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{m(T)}$$

with $\sigma_y(T)$ as yield strength at temperature T , and strain rate $\dot{\epsilon}$, as well as the elastic limit $\sigma_{y,0}(T)$ at the deformation rate $\dot{\epsilon}_0$. For the following materials the temperature dependence of the exponent m can be determined from Figure 1.

For mild steel S355J2G3 the exponent m was determined at different strain rates at temperatures of 500, 600, and 700 °C. For temperatures above 500 °C a qualitatively good agreement with data from literature is given. Only at 500 °C the exponent m deviates from the literature. It can be stated that the yield strength is far less affected by the strain rate at lower temperature ranges for the investigated steel.

Model set-up. To investigate the influence of higher strain rates in numerical welding simulations a

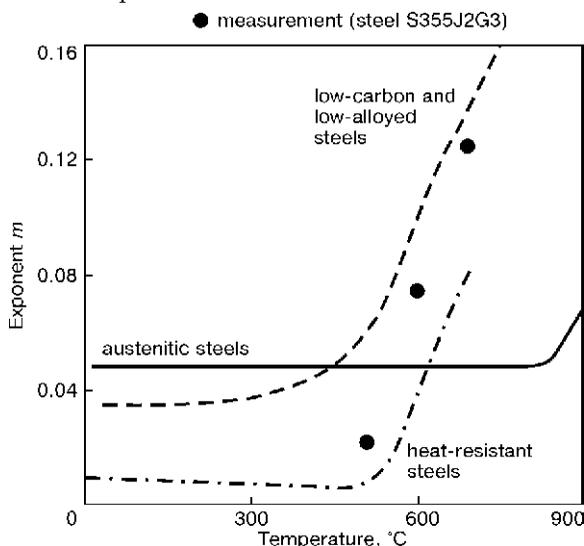


Figure 1. Exponent m as a function of temperature [6]

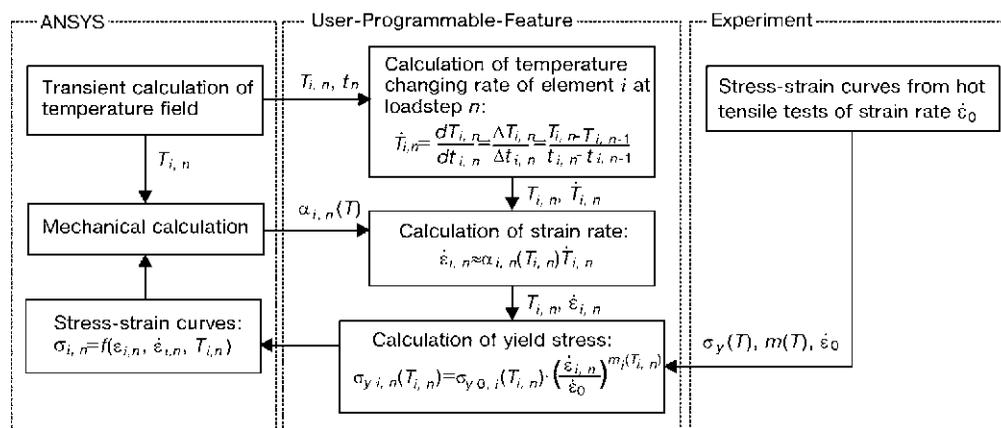


Figure 2. Algorithm and conception of a user-routine to consider strain rate dependent plasticity

mathematical model was developed and integrated in the multi-purpose FEA-program ANSYS® using the user programmable features (UPF) interface.

The calculation of the yield strength is thus done depending on the given local strain rates.

The strain rates can be derived directly from the calculation of the transient temperature distribution during welding, since the temperature T is known for every element at any time t . This allows an approximation of the temperature changing rates and strain rates as shown in Figure 2. In hot tensile tests of the base material the temperature dependent yield strength $\sigma_{y,0}$ was determined with the strain rate $\dot{\epsilon}_0$.

By the help of these data to every element in every load step a modified stress-strain curve is assigned considering the current strain rate.

Verification of the model. Verification of the taken approach and the algorithms was done by a numerical simulation of the hot tensile tests for determining the exponent m . Therefore the routine given in Figure 2 had to be slightly altered, since the deformation rate cannot be determined by the thermal change, but directly by the temporal change of the expansion itself. At temperature of 700 °C measured and calculated stress-strain curves at four different expansion rates were compared (Figure 3).

The lowest load rate can be found within the standardized limits. For all temperatures the strain rate at the lowest deformation rate ($\dot{\epsilon} = 0.002\ %/s$) was used to calculate the exponent m . The stress-strain curves were described by a kinematic bilinear hardening law.

The used material shows a great susceptibility to a changing deformation rate.

In the given deformation rate interval the increase of the strength values is partly more than double. This reaction is both qualitatively and quantitatively represented in the numerical simulation. The change from elastic to plastic deformation can only be roughly approximated in the stress-strain curves when using a bilinear approach. This procedure can still be used to examine the effect of a changing strain rate in connection with the change in yield strength on the numerical welding simulation, because both in calculation with and without considering the deformation rate, bilinear material laws will be used. The compa-

rability of the results is therefore given and we can gain clues about the influence of a strain rate model describing the elastic-plastic material behaviour in numerical welding simulation especially on the occurring strain and deformation conditions.

Approach. A transient calculation of the temperature field during laser welding was performed for the mild steel S355J2G3. The calculated thermal cycles were adjusted by comparing them with measured cycles.

The thermal calculations were done with models of plates, by making use of symmetry (Figure 4) shows the calculated thermal cycles for different distances from the weld's center (left) and the weld pool (right). The width of the simulated melt pool has been modelled according to micrographs.

The information about the temperature cycles was used as input for a mechanical analysis using the user-routine mentioned above. For comparison, calculations with strain rate independent models of the plastic material behaviour were done.

Results. For a welding technician the occurring residual stress as well as the distortion of a material is important. The effect of a strain rate dependence of yield strength on numerical results has to be estimated by these parameters. Therefore numerical simulations are necessary.

Figures 5 and 6 show the calculated distribution of the longitudinal and transverse stresses after complete cooling for the mild steel S355J2G3. There are no significant qualitative and quantitative deviations for the residual stresses (longitudinal and transverse) with and without considering strain rate dependence

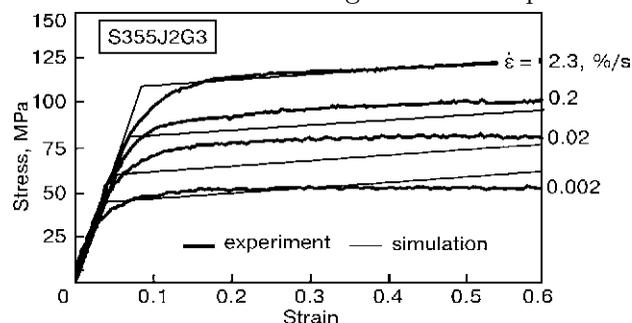


Figure 3. Measured and calculated stress-strain curves exemplary at a temperature of 700 °C

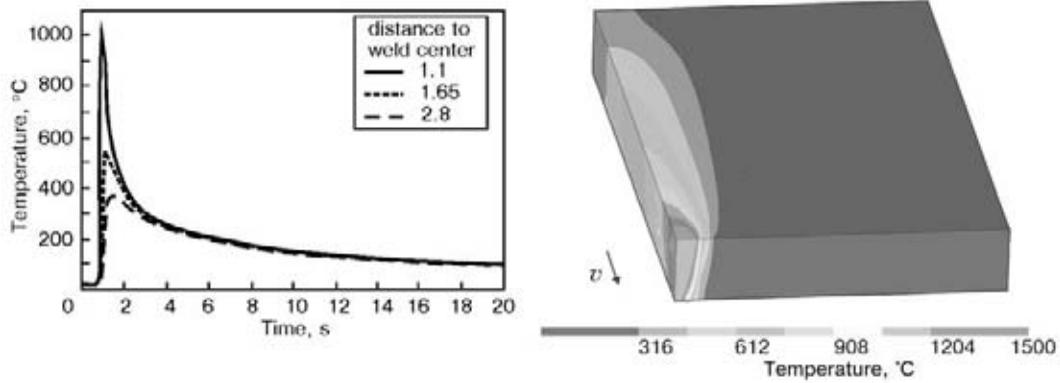


Figure 4. Temperature cycles and weld pool at laser welding: laser power $P = 5$ kW; welding speed $v = 2.1$ m/min; plate thickness $d = 3$ mm

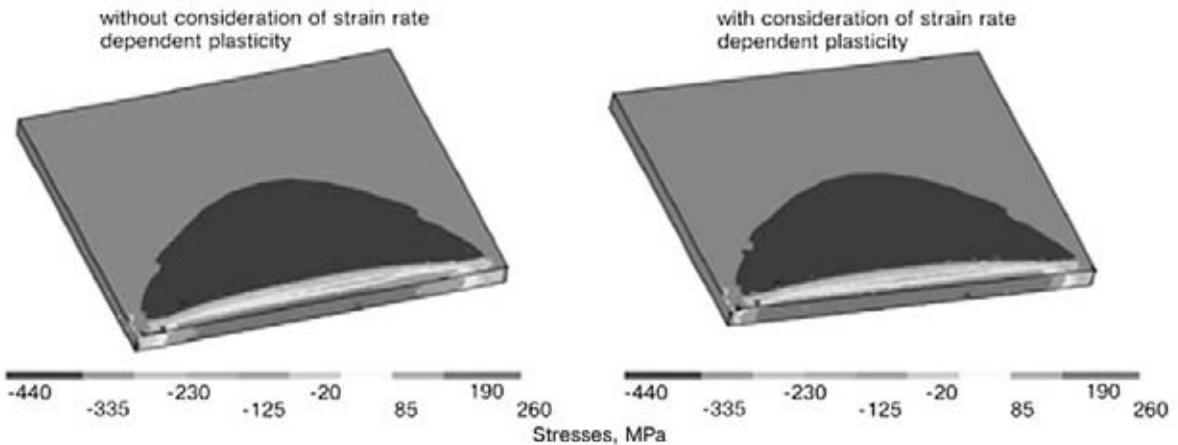


Figure 5. Calculated distribution of longitudinal residual stresses after complete cooling for laser welding: steel S355J2G3; laser power $P = 5$ kW; welding speed $v = 2.1$ m/min; plate thickness $d = 3$ mm

of yield strength. In the center of the weld seam there are some quantitative differences. In this case, the computation with strain rate dependence of yield strength leads to results with higher transverse residual stresses.

Figure 7 shows the distribution of the longitudinal and transverse residual stresses across the top and bottom face of the plate for all simulated welding speeds.

As mentioned above, there are no significant differences between the longitudinal residual stresses in the numerical calculations with and without consideration of strain rate dependence of yield strength.

In contrast to longitudinal residual stresses, the transverse residual stresses are showing minor changes.

Near the weld there are greater differences between the stresses at the top and the bottom side. For all welding speeds the transverse stresses at the bottom side are higher than the stresses at the top side. The deviations increase with increasing welding speed. In the center of the weld the maximum differences are up to 67 % for a welding speed of 5 m/min. Far away from the weld the residual stresses do not differ in any case.

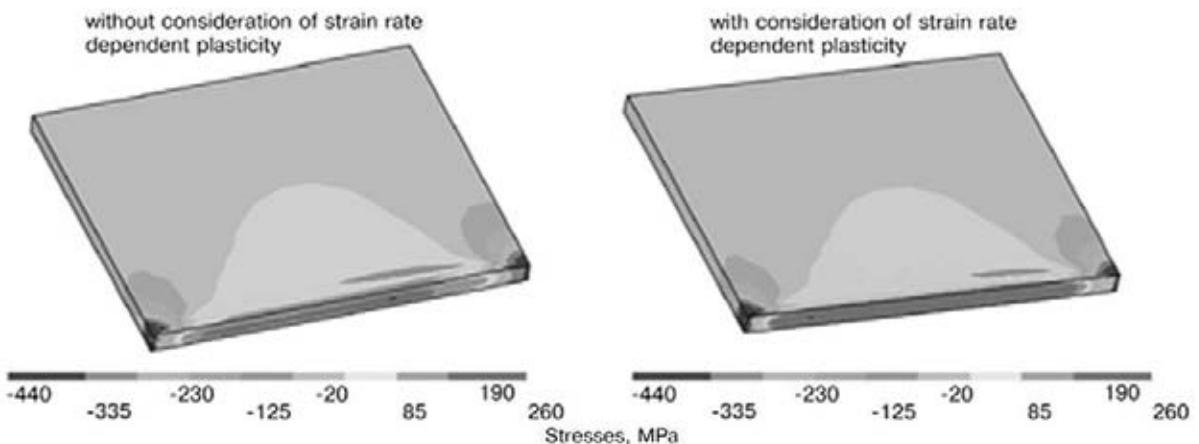


Figure 6. Calculated distribution of transverse residual stresses after complete cooling for laser welding: steel S355J2G3; laser power $P = 5$ kW; welding speed $v = 2.1$ m/min; plate thickness $d = 3$ mm

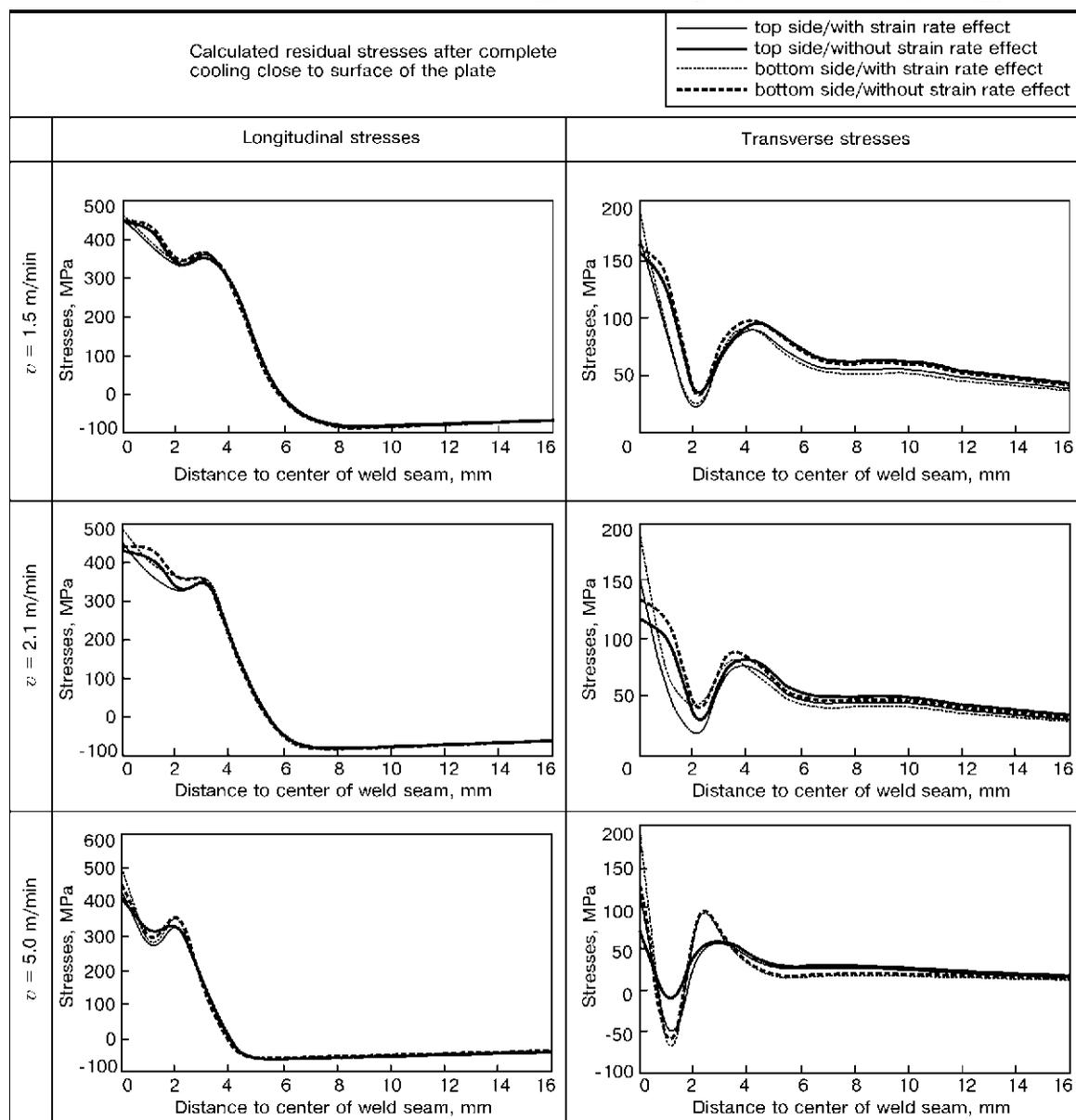


Figure 7. Calculated residual stresses transverse to the weld seam at the top and bottom face of the plate after complete cooling

The deformations due to the welding process are schematically illustrated in Figure 8. The influence of consideration of strain rate dependent yield strength on the calculated distortions can be determined by a systematic comparison of simulated deformations. Therefore, the calculated longitudinal, transverse, angular and bending distortions have been compared at the marked positions.

The results of the comparative study are shown in the Table.

The distortions are low for all viewed displacement directions except for the angular distortions. They are greater than 0.1 mm for a welding speed of $v = 2.1$ and 5.0 m/min . With increasing welding speed the longitudinal and transverse deformations increase while angular distortions decrease. The simulation in consideration of the strain rate dependence of the

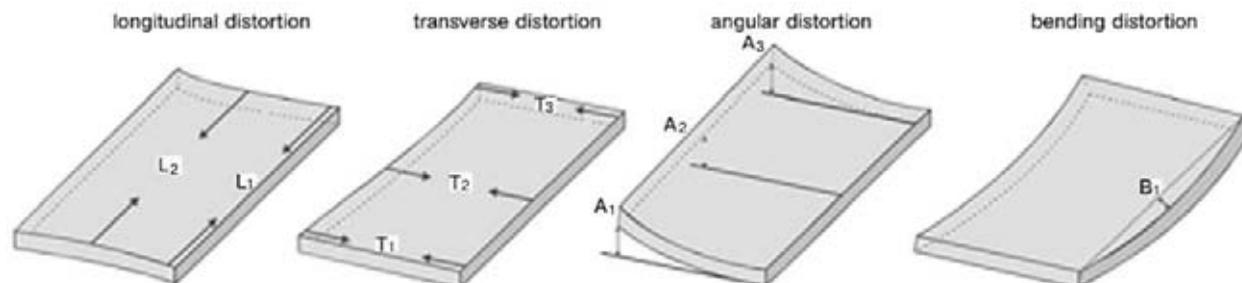


Figure 8. Schematic illustration of welding distortions after complete cooling

Calculated distortions after complete cooling (see Figure 8) and comparison of the results

Welding speed, m/min	Longitudinal distortion					
	Without strain rate effect		With strain rate effect		Deviation	
	L_1 , mm	L_2 , mm	L_1 , mm	L_2 , mm	L_1 , %	L_2 , %
1.5	0.0294	0.0025	0.0338	0.0023	32	-8
2.1	0.0249	0.0021	0.0294	0.0019	18	-9.5
5.0	0.0214	0.0011	0.0206	0.0010	-3.7	-9.1

Welding speed, m/min	Transverse distortion								
	Without strain rate effect			With strain rate effect			Deviation		
	T_1 , mm	T_2 , mm	T_3 , mm	T_1 , mm	T_2 , mm	T_3 , mm	T_1 , %	T_2 , %	T_3 , %
1.5	0.0284	0.0199	0.0146	0.0279	0.0214	0.0183	-1.8	8	25
2.1	0.0246	0.0171	0.0126	0.0248	0.0188	0.0163	0.8	9.9	29.4
5.0	0.0150	0.0104	0.0086	0.0155	0.0119	0.0110	3.3	14.4	27.9

Welding speed, m/min	Angular distortion								
	Without strain rate effect			With strain rate effect			Deviation		
	A_1 , mm	A_2 , mm	A_3 , mm	A_1 , mm	A_2 , mm	A_3 , mm	A_1 , %	A_2 , %	A_3 , %
1.5	0.0344	0.0563	0.0265	0.0432	0.0708	0.0335	25.5	25.7	26.5
2.1	0.0602	0.0833	0.0538	0.0823	0.1134	0.0780	36.7	36	45
5.0	0.0873	0.1145	0.0842	0.1096	0.1369	0.1118	25.5	19.6	32.8

Welding speed, m/min	Bending distortion		
	Without strain rate effect	With strain rate effect	Deviation
	B_1 , mm	B_1 , mm	B_1 , %
1.5	0.0369	0.0328	-11
2.1	0.0263	0.0332	26.2
5.0	0.0287	0.0262	-8.7

yield strength often results in higher deformations. The differences at longitudinal and bending distortions are negligible.

Discussion and summary. The influence of strain rate dependence of yield strength for laser welding has been investigated in this paper.

Bead on plate welds of the mild steel S355J2G3 with different welding speed have been simulated. The residual stresses and deformations as a result of the welding process have been calculated.

Known as a result of tensile tests not only the temperature but also the deformation rate has a remarkable influence on the yield strength. A mathematical model was developed and integrated in the multi-purpose FEA-program ANSYS® using the UPF interface. By a systematic comparisons of numerical results, the effect of strain rate dependence of the yield strength on residual stresses and, distortions has been estimated.

During laser welding high cooling rates exist in the region of the weld seam resulting in high strain rates. This may lead to higher plastic strains in the material after complete cooling. The described effects occur mainly in transverse direction to the weld.

This is the reason for the higher transverse residual stresses as well as the higher transverse and angular distortions in simulation with considering strain rate dependence of yield strength.

The objective of further studies will be to confirm the numerical results under various conditions and to verify through experimental measurements.

- Hantelmann, C. (2000) *Bestimmung des Einflusses der Dehngeschwindigkeit auf das Spannungs-Dehnungsverhalten bei Warmzugversuchen*, Studienarbeit am Institut für Schweißtechnik, TU Braunschweig.
- Belche, P. (1983) *Einfluß von Prüftemperatur und Dehngeschwindigkeit auf das Fließverhalten von Stählen mit besonderer Berücksichtigung des Werkstoffverhaltens bei statischer Beanspruchung*, Dissertation RWTH Aachen.
- Rees, H. (1976) *Der Einfluß von Prüftemperatur, Verformungsgeschwindigkeit und Ferritkorngrößen auf die Spannungs-Dehnungskurve von Stählen mit besonderer Berücksichtigung des Verfestigungsverhaltens im Bereich der Einschnürdehnung*, Dissertation RWTH Aachen.
- Brede, M. (2000) *Werkstoffprüfung bei hohen Dehnungsgeschwindigkeiten*. Tagungsband Werkstoffprüfung 2000. Deutscher Verband für Materialforschung und-prüfung.
- DIN 1910 10002-5 (1992) *Metallische Werkstoffe, Zugversuch, Teil 5: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*. Beuth Verlag.
- Makhnenko, I. W., Hrsg. (1976) *Berechnungsmethoden für die Untersuchung der Kinetik von Schweißspannungen und-deformationen*. Kyiv: Naukova Dumka.

РАСЧЕТНОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ОБЩИХ ДЕФОРМАЦИЙ СВАРНЫХ БАЛОК ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ

О. В. МАХНЕНКО (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),
П. ЗАЙФФАРТ (SLV, г. Росток, Германия)

Разработана математическая модель для прогнозирования общих сварочных деформаций изгиба длинных балок при лазерной сварке с целью оптимизации расстояния между опорами закреплений, при котором отклонение лазерного луча от места соединения не превышает допустимой величины.

The mathematical model was developed for prediction of total welding bending strains in long laser welded beams in order to optimise the distance between supports at which a deflection of the laser beam from the joining location is not in excess of a permissible value.

Введение. Бурное развитие лазерной технологии в сварке и ее широкое применение в промышленности вызвало необходимость решения новых проблем. Одна из основных — высокие требования к точности позиционирования сварного шва. В процессе сварки балка деформируется и отклонение лазерного луча, который движется по заданной траектории от места соединения, может превысить допустимую величину. Допуск на отклонение при сварке балок с толщиной стенок 4...19 мм составляет приблизительно $\pm 0,3$ мм. Для того, чтобы ограничить деформации балки в процессе сварки используют закрепления. При сварке длинных балок (до 6 м) большое количество закреплений повышает трудоемкость и соответственно снижает производительность технологического процесса. В условиях современного гибкого мелкосерийного производства сварных балок различных профилей определение оптимальных расстояний между закреплениями экспериментальным путем нерентабельно. Поэтому была разработана расчетная программа, которая позволяет прогнозировать временные и остаточные сварочные деформации изгиба балок различных профилей и оптимизировать расстояние между закреплениями по длине балки при заданном допуске на отклонение лазерного луча. Программа оценивает усилия, возникающие в закреплениях в процессе сварки. Такая информация полезна при разработке устройств закреплений. Программа позволяет прогнозировать остаточные общие деформации изгиба балки после снятия закреплений. Также имеется возможность оценить влияние предварительного выгиба и выгиба после сварки, созданного с помощью закреплений, на остаточные общие деформации балки. Выгиб балки после сварки имитирует процесс механической правки. Оптимальные величины предварительного выгиба и выгиба после сварки определяются авто-

матически при заданном допуске на величину продольного прогиба.

Расчетная модель. Использование наиболее общего подхода трехмерного моделирования методом конечных элементов для определения общих деформаций длинных балок требует длительного времени расчета и значительных компьютерных ресурсов. Поэтому в используемой расчетной модели были приняты следующие допущения.

При расчете температурных полей используется допущение о быстродвижущемся источнике тепла, при котором трехмерная задача сводится к совокупности двумерных методом конечных элементов для рассматриваемых поперечных сечений по длине балки. Механическая задача по определению напряжений и деформаций в рассматриваемых поперечных сечениях при заданном температурном поле решается методом конечных элементов в рамках балочной гипотезы плоских сечений с использованием методов теории термопластичности [1]. Известно, что использование балочных гипотез или гипотез плоских сечений для определения деформаций и напряжений в длинных сварных балках позволяет получать достаточно хорошие результаты по сравнению с результатами, полученными путем трехмерного моделирования [2]. Некоторое расхождение в результатах может быть в районе начала и конца балки. При этом расчетная модель значительно упрощается. Решение ищется путем последовательного прослеживания развития упругопластических деформаций в каждом сечении балки. На каждом этапе прослеживания физическая нелинейность, связанная с пластическими деформациями, реализуется с помощью итерационного процесса относительно функции состояния материала $\psi(x, y, z, t)$ в каждой рассматриваемой точке балки в момент времени t . Таким образом, нелинейная задача на каждом этапе заменяется совокупностью последовательно решаемых линеаризованных задач.

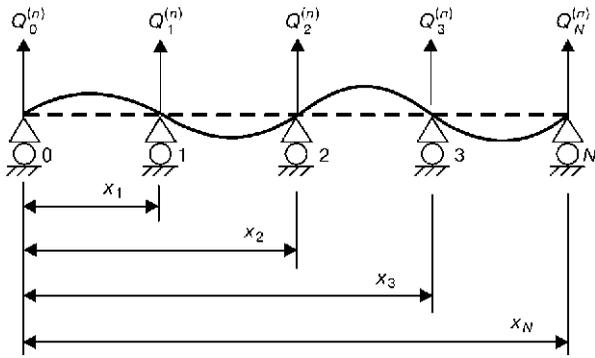


Рис. 1. Условия закрепления балки, где $0, \dots, N$ — опоры закрепления; $Q_0^{(n)}, \dots, Q_N^{(n)}$ — усилия, возникающие в опорах закрепления

Отличительной особенностью выбранной расчетной модели является учет статической неопределенности, связанной с местами промежуточного закрепления балки (рис. 1), где перемещения равны нулю $\Delta U_n(x_i) = 0$, ($n = y, z$) ($i = 0, 1, 2, \dots, N$). Т.е. решение линейризованной задачи при заданной функции $\psi(x, y, z, t)$ представляется в виде суммы двух решений. Первое соответствует решению для свободной балки при заданном изменении температуры, второе — деформированию балки под действием искомых усилий, величины которых определяются из условия, что суммарные перемещения на опорах закрепления равны нулю.

Содержание расчетного исследования. Описанный расчетный алгоритм был использован для определения перемещений U_z и U_y точек осевой линии балки, проходящей через центр тяжести сечений, при лазерной сварке продольных швов. Рассматривали сварные балки длиной 4 м различных профилей: Т-образного, Н-образного и коробчатого сечения (рис. 2) при различных расстояниях между опорами закрепления. Ма-териал — нержавеющая сталь. Эффективная мощность лазерного источника — 8,5 кВт, скорость сварки 1,3 м/мин. Исследовали величину максимального перемещения точек осевой линии балки в моменты прохождения источника для оптимизации расстояний между опорами закрепления по длине балки при заданном допуске на отклонение лазерного луча, а также влияние расстояний между опорами

закрепления, скорости сварки и жесткости балки на остаточные деформации балки после снятия закрепления. Определяли максимальные усилия, возникающие в опорах закрепления в зависимости от расстояния между опорами и жесткости балки. Полученные данные используются при разработке устройств закрепления.

Расчетный алгоритм был дополнен возможностью учета влияния предварительного выгиба и выгиба после сварки, созданных с помощью опор закрепления. Это позволило провести исследование влияния предварительного выгиба и выгиба после сварки на остаточные общие деформации балки.

Пример расчетного определения перемещений балки. На рис. 3 в качестве примера представлены расчетные результаты кинетики перемещений U_y точек осевой линии балки, проходящей через центр тяжести сечений, при лазерной сварке продольного шва. Расчет выполнен для балки Т-образного профиля ($H_1 = 80$ мм, $H_2 = 80$ мм, $D_1 = 8$ мм, $D_2 = 8$ мм, $S = 36$ мм) длиной 4000 мм. Эффективная мощность лазерного источника 8,5 кВт, скорость сварки 1,3 м/мин. Профиль балки и сварочный нагрев — симметричные относительно оси Z , поэтому перемещения U_z равны нулю. Количество опор закрепления выбрано равным пяти, что соответствует расстоянию 1000 мм между опорами. Результаты расчета показали, что величина максимального перемещения точек осевой линии балки в моменты прохождения источника нагрева составляет $-0,34$ мм, что превышает требования допуска на отклонение лазерного луча ($\pm 0,30$ мм) и потребует увеличения количества опор закрепления. Остаточный прогиб балки после снятия закрепления составил 25,8 мм на длине 4000 мм. Очевидно, что балке потребуются правка.

Зависимость величины максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева от расстояний между опорами закрепления и от жесткости балки. На рис. 4 представлены расчетные величины максимального перемещения U_y балки длиной 4 м в моменты прохождения источника нагрева при различных расстояниях между опорами закрепления. Для сравнения ре-

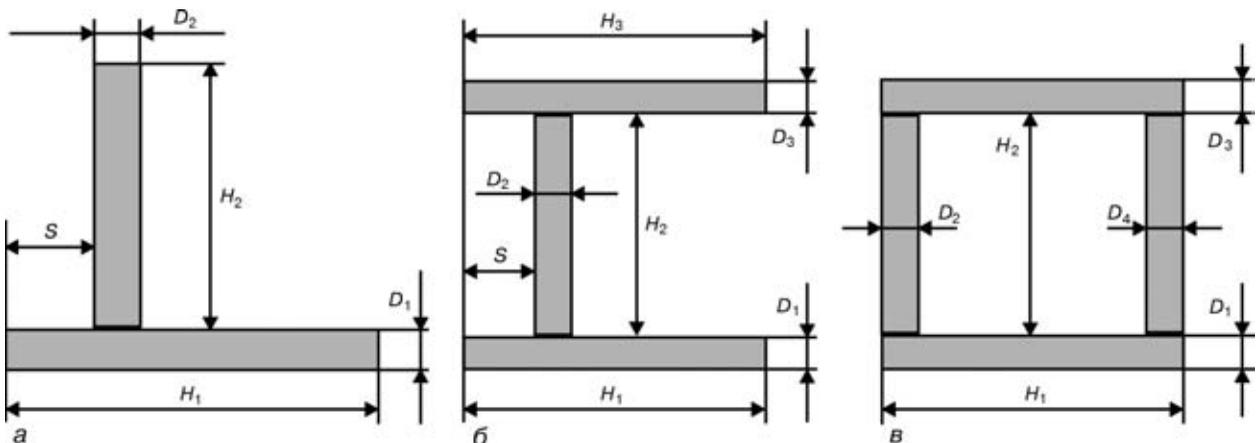


Рис. 2. Схемы различных профилей сварных балок: а — Т-образный; б — Н-образный; в — коробчатого сечения

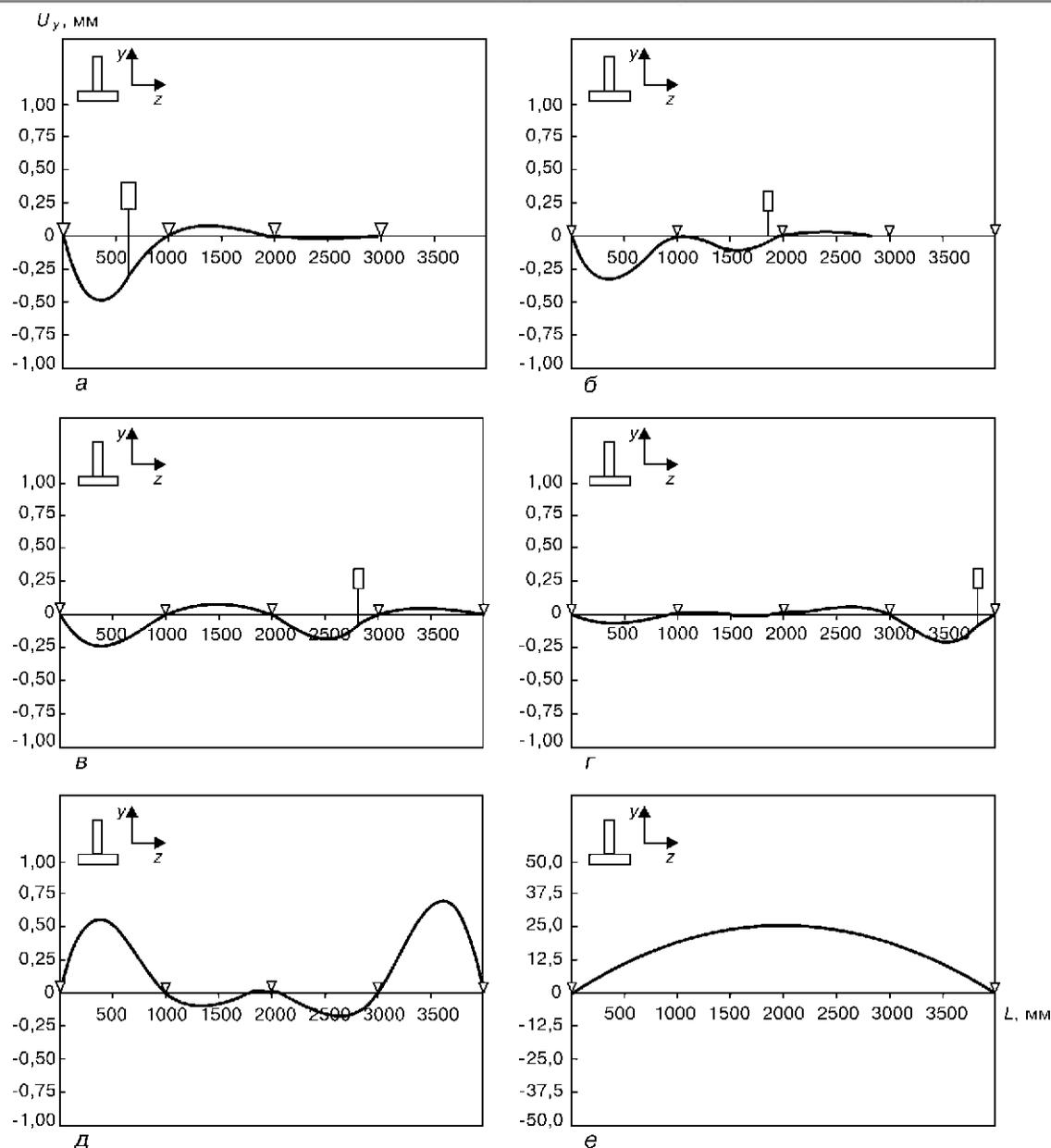


Рис. 3. Расчетные результаты кинетики перемещений U_y точек осевой линии балки Т-образного профиля при лазерной сварке продольного шва: а – 28 с от начала сварки; б – 85; в – 130; г – 176; д – после полного остывания; е – после снятия закрепления

зультаты получены для пяти Т-образных балок с одним продольным швом и различными соотношениями ширины полки H_1 и высоты стенки H_2 : 80×160, 80×80, 80×40, 80×25, 40×40 мм, а также для трех Н-образных балок с двумя продольными швами: 80×160×80, 80×80×80 и 80×40×80 мм. Толщины всех элементов балок равны $D_1 = D_2 = D_3 = 8$ мм. Режим сварки и материал балок одинаковые. Результаты показывают, что с уменьшением расстояния между опорами закрепления значительно уменьшается величина максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева. При расстоянии между опорами закрепления 500 мм эти максимальные перемещения не превысили допуск 0,3 мм. Для балок с профилем 80×80, 80×40 мм требования допуска удовлетворяются при расстоянии между опорами закрепления

800 мм, а для балок с профилем 80×160, 80×160×80 – при 1000 мм. Таким образом, чем выше жесткость балки, тем ниже величина максимального перемещения в момент прохождения источника нагрева.

Зависимость величины максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева от скорости сварки. На рис. 5 представлены расчетные величины максимального перемещения U_y балки длиной 4 м в моменты прохождения источника нагрева при различных скоростях сварки при сохранении постоянной величины погонной энергии. Результаты получены для Т-образной балки ($H_1 = H_2 = 80$, $B_1 = B_2 = 8$ мм) с одним продольным швом, а также для Н-образной балки ($H_1 = H_2 = 80$, $H_3 = 80$, $B_1 = B_2 = B_3 = 8$ мм) с двумя продольными швами. Результаты, получен-

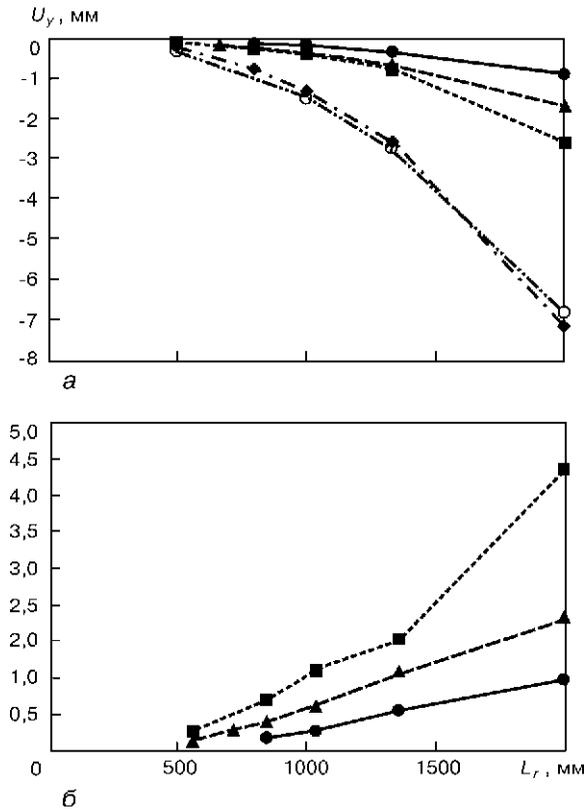


Рис. 4. Зависимость величины максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева от расстояний между опорами закрепления: а – Т-образные балки (● – 80×160; ▲ – 80×80; ■ – 80×40; ◆ – 80×25; ○ – 40×40 мм); б – И-образные (● – 80×160×80; ▲ – 80×80×80; ■ – 80×40×80 мм)

ные для Т-образной балки, показывают, что с увеличением скорости сварки незначительно уменьшается величина максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева. Для И-образной балки влияние скорости сварки на величину максимального перемещения в моменты прохождения источника нагрева практически отсутствует, поскольку второй сварной шов выполняется после приобретения балкой остаточных сварочных деформаций от первого шва.

Зависимость максимального остаточного прогиба балки от расстояний между опорами закрепления и от жесткости балки. Расчетные величины максимального остаточного прогиба U_y балки длиной 4 м после снятия закрепления при различных расстояниях между опорами в процессе сварки представлены на рис. 6. Результаты получены для тех же Т-образных и И-образных балок. Для Т-образных балок с профилем 80×80, 80×40 мм величины максимального остаточного прогиба практически не зависят от расстояния между опорами закрепления. Однако для остальных балок влияние расстояния между опорами на максимальный остаточный прогиб более значительное. Так, для Т-образной балки с профилем 80×25 мм и всех И-образных с уменьшением расстояния между опорами максимальный остаточный прогиб сначала уменьшается, а затем увеличивается, а для балки с профилем 40×40 мм максималь-

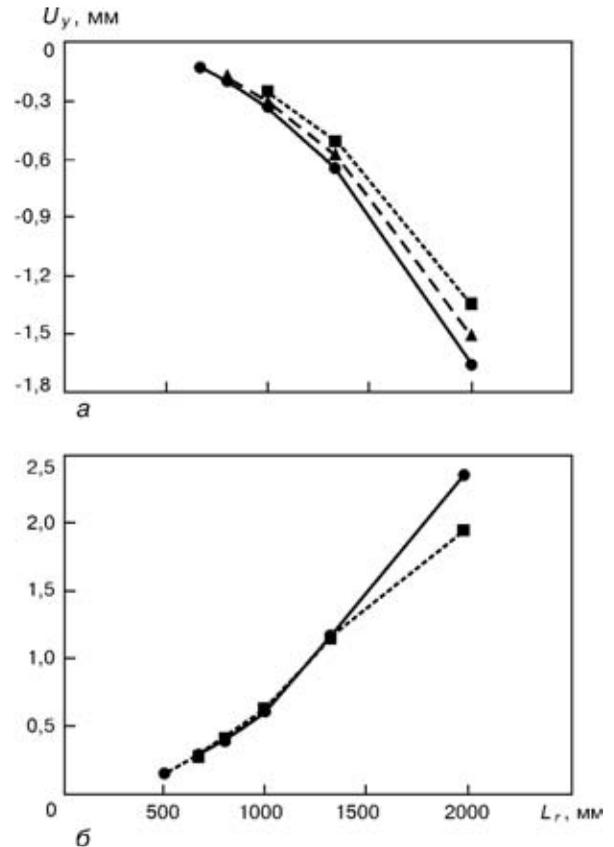


Рис. 5. Зависимость величины максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева от расстояния между опорами при $Q_n = 388$ Дж/мм: а – Т-образные балки 80×80 мм (● – $v_{св} = 1,3$; ▲ – 2,0; ■ – 3,0 м/мин); б – И-образные балки 80×80×80 мм (● – $v_{св} = 1,3$; ■ – 3,0 м/мин)

ный остаточный прогиб увеличивается при уменьшении расстояния между опорами закрепления. Подтверждается известный из практики факт, что закрепление балки в процессе сварки является неэффективным технологическим мероприятием для снижения остаточного прогиба балки. Причем, для И-образных балок сварка в закреплении вызывает резкое возрастание остаточного прогиба в сравнении со сваркой в свободном состоянии (2 опоры закрепления и $L_r = 4000$ мм). Также видно, что жесткость балки способствует снижению величины максимального остаточного прогиба. Большое влияние на остаточный прогиб имеет величина расстояния между центром тяжести профиля балки и сварным швом. Так, в случае Т-образной балки с профилем 80×25 мм центр тяжести профиля близок к сварному шву, поэтому несмотря на малую жесткость балки в направлении Y остаточный прогиб U_y имеет малую величину.

Зависимость величины максимальных усилий в опорах закрепления от расстояний между опорами и от жесткости балки. На рис. 7 представлены расчетные величины максимальных усилий в опорах закрепления в процессе сварки и остывания балки при различных расстояниях между опорами для различных по жесткости балок. Результаты показывают, что величина максимальных усилий

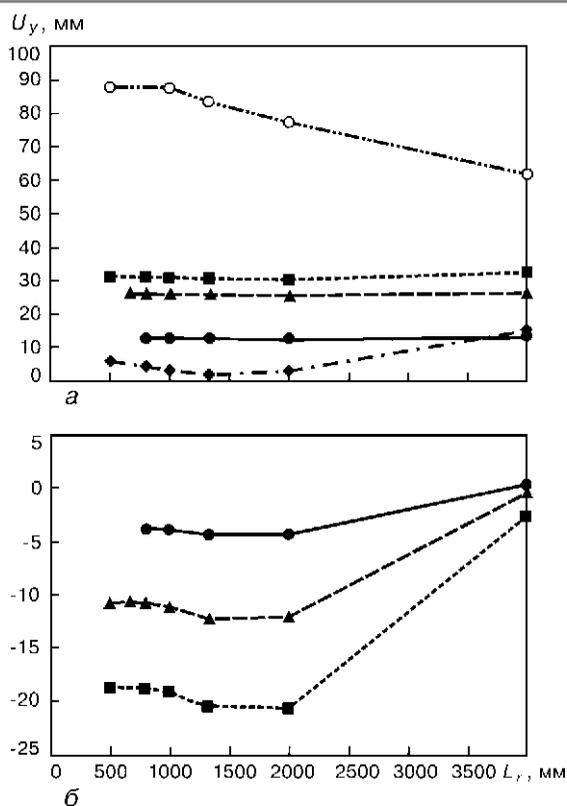


Рис. 6. Зависимость величины максимального остаточного прогиба U_y после снятия закрепления при различных расстояниях между опорами закрепления: а – Т-образные балки; б – Н-образные (обозначения см. на рис. 4)

в опорах закрепления имеет тенденцию к увеличению при уменьшении расстояния между опорами и при увеличении жесткости балки. По абсолютной величине усилия в опорах могут достигать больших значений, что необходимо учитывать при разработке устройств закрепления.

Примеры предварительного выгиба и выгиба после сварки. Дополнительно к основным функциям программа имеет возможность оценить влияние предварительного выгиба и выгиба после сварки, созданного с помощью закреплений, на остаточные общие деформации балки. Выгиб балки после сварки имитирует процесс механической правки. Причем, оптимальные величины предварительного выгиба и выгиба после сварки опреде-

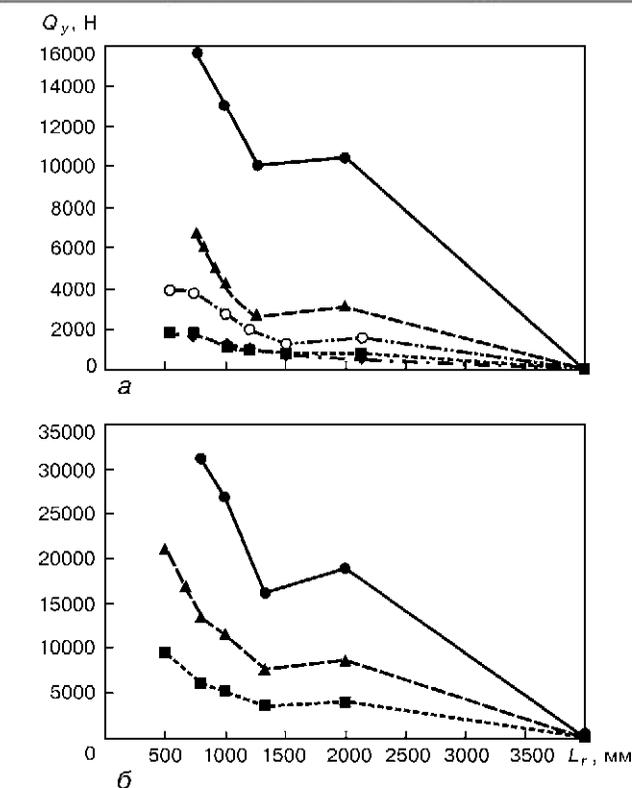
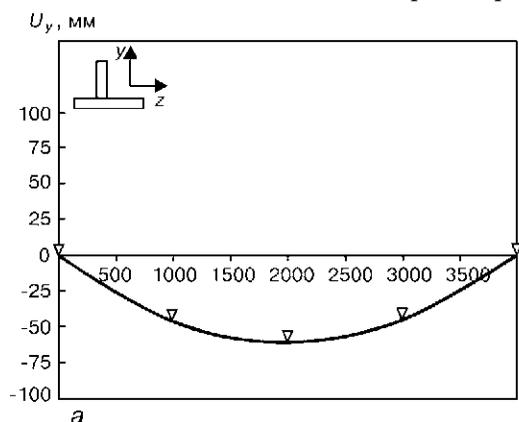


Рис. 7. Зависимость величины максимальных усилий в опорах закрепления в процессе сварки и остывания балки при различных расстояниях между опорами: а – Т-образные балки; б – Н-образные (обозначения см. на рис. 4)

ляются автоматически методом последовательных приближений при заданном допуске на величину продольного прогиба. На рис. 8 представлен пример расчетного определения величины оптимального предварительного выгиба, созданного с помощью пяти опор закреплений, при котором остаточные деформации изгиба Т-образной балки ($H_1 = H_2 = 80$, $D_1 = D_2 = 8$ мм) длиной 4000 мм минимальны при таком количестве опор. Сварка и остывание балки в таком изогнутом состоянии, когда величина прогиба составляет -62 мм приводит к тому, что после снятия закрепления величина максимального остаточного прогиба балки составляет приблизительно 1,4 мм. Для сравнения в случае сварки без предварительного выгиба (см. рис. 3) величина стрелки прогиба балки значительно больше

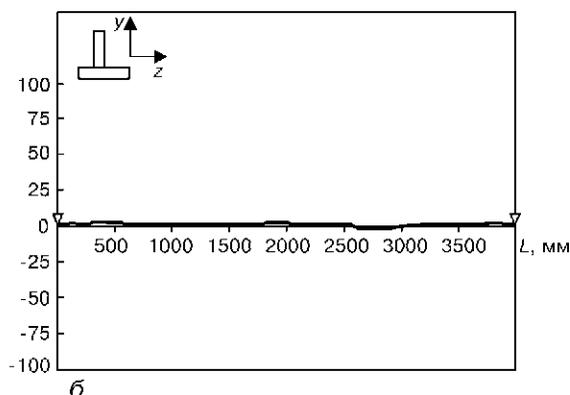


Рис. 8. Оптимальный предварительный выгиб, созданный с помощью закреплений: а – перед сваркой; б – после полного остывания и снятия закреплений

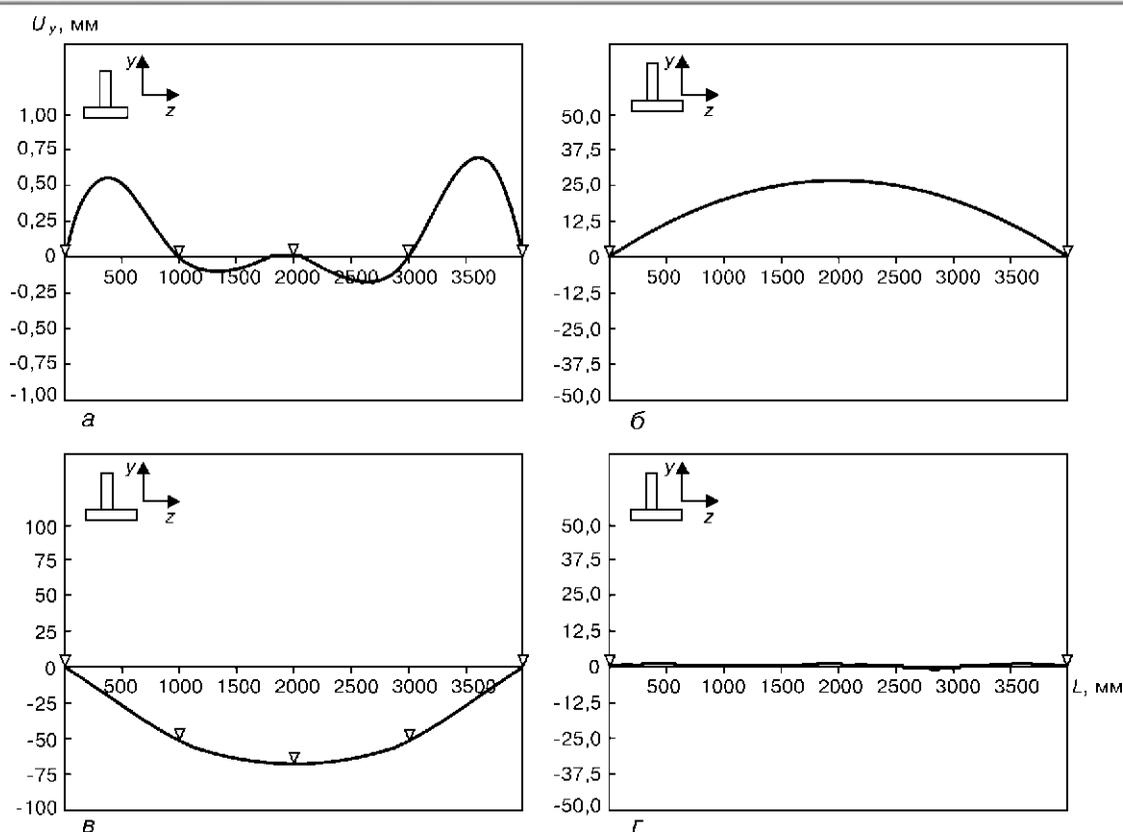


Рис. 9. Оптимальный послесварочный выгиб Т-образной балки ($H_1 = H_2 = 80$, $D_1 = D_2 = 8$ мм): а — после полного остывания; б — после снятия закрепления; в — послесварочный выгиб; г — после снятия закрепления и послесварочного выгиба

(26 мм). На рис. 9 представлен пример расчетного определения величины оптимального послесварочного выгиба, созданного с помощью пяти закрепления, при котором остаточные деформации изгиба Т-образной балки минимальны. Выгиб до величины -68 мм снижает остаточный максимальный прогиб балки до величины $1,15$ мм.

Надо отметить, что такие изгибы балок, вызывающие образование пластических деформаций, требуют приложения в опорах закрепления больших по величине усилий, что усложняет устройство закрепления. Однако в отдельных случаях мелкосерийного производства рассмотренная технология получения сварных балок с минимальными деформациями может иметь место.

Выводы

Разработанная математическая модель позволяет:

1. Прогнозировать временные деформации изгиба при лазерной сварке балок различного профиля с большим количеством опор закрепления и остаточные сварочные деформации после снятия закрепления.

2. Оптимизировать расстояние между опорами закрепления для обеспечения в допуске величины максимального перемещения балки в моменты прохождения лазерного источника нагрева.

3. Определять величины оптимального предварительного выгиба или выгиба после сварки, соз-

данного с помощью закрепления, при которых остаточные деформации изгиба балки минимальны.

Проведенное расчетное исследование показало:

1. С уменьшением расстояния между опорами закрепления резко уменьшается величина максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева.

2. Чем выше жесткость балки, тем ниже величина максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева.

3. С увеличением скорости сварки для Т-образной балки незначительно уменьшается величина максимального перемещения балки в моменты прохождения источника нагрева. Для Н-образной балки влияние скорости сварки практически отсутствует.

4. Закрепление балки в процессе сварки является неэффективным технологическим мероприятием для снижения остаточного прогиба балки.

5. По абсолютной величине усилия в опорах закрепления при сварке балок могут достигать больших значений и это необходимо учитывать при разработке устройств закрепления.

1. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
2. FEM analysis of 3D welding residual stresses and angular distortion in T-type fillet welds // N. X. Ma, Y. Ueda, H. Murakawa and H. Maeda // Transact. of JWRI. — 1995. — 24. — N 2. — P. 115–122.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТОРМОЖЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ИСКУССТВЕННО НАВЕДЕННЫМИ ОСТАТОЧНЫМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ СЖАТИЯ

В. В. КНЫШ

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

На основе подходов механики разрушения разработан метод расчетной оценки циклической долговечности элементов конструкций, содержащих развивающиеся усталостные трещины при их торможении искусственно наведенным полем остаточных напряжений сжатия. Предложена модель усталостной трещины эффективной длины, позволяющая вычислить эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений цикла переменного нагружения с учетом остаточных напряжений сжатия, искусственно наведенных перед вершиной усталостной трещины. Обосновано соотношение для расчетного определения циклической долговечности. Для сплава D16AT выполнены прогнозные вычисления долговечностей, отвечающих заданным сочетаниям исходной длины трещины, уровня переменного нагружения и поля остаточных напряжений сжатия, наведенного перед фронтом трещины.

The method for estimation of a cyclic fatigue life of structural members with propagating fatigue cracks which are retarded by the artificially induced field of compressive residual stresses has been developed on the basis of the fracture mechanics approaches. The model for an effective-length fatigue crack is suggested, enabling the effective amplitude of the stress intensity factor for an alternating loading cycle to be calculated with allowance for compressive residual stresses artificially induced ahead of the fatigue crack apex. Relationship for estimation of the cyclic fatigue life has been substantiated. Prediction of fatigue lives, meeting the specified combinations of the initial crack length, level of alternating loading and field of compressive residual stresses induced ahead of the crack front have been made for alloy D16AT.

В сварных конструкциях различного назначения на ранней стадии их эксплуатации часто наблюдается преждевременное образование усталостных трещин [1], торможение которых является одним из возможных путей увеличения циклической долговечности материалов и несущих элементов конструкций. При этом могут применяться различные конструктивно-технологические меры, в том числе и способы наведения перед вершинами усталостных трещин полей остаточных напряжений сжатия [2]. Наиболее рациональным в этом плане является метод расчетного определения циклической долговечности элементов конструкций, содержащих развивающиеся усталостные трещины, при искусственно наведенном поле остаточных напряжений сжатия перед вершинами трещин. Он позволяет выполнить компьютерное моделирование процесса, что дает возможность определить наиболее рациональные области применения предлагаемых способов наведения остаточных напряжений сжатия, а также оптимизировать их параметры в зависимости от исходной длины усталостной трещины, характеристик цикла переменного нагружения и свойств материала.

Выполненные в ИЭС им. Е. О. Патона экспериментальные исследования показывают значительное увеличение долговечности образцов с усталостными трещинами после применения раз-

личных видов обработок, направленных на наведение остаточных напряжений сжатия перед вершиной трещины [2]. При этом скорость роста трещины существенно уменьшается с последующим увеличением ее значений, которые в обоих случаях отвечают линейному (перисовскому) участку диаграммы усталостного разрушения. Такая кинетика усталостного разрушения позволяет применять подходы линейной механики разрушения при разработке метода расчетного определения их циклической долговечности. Известно, что перед вершиной развивающейся усталостной трещины формируется так называемая обратимая зона пластической деформации, размер которой существенно меньше протяженности зоны пластической деформации, отвечающей статическому нагружению. Размер обратной зоны, претерпевающей чередующееся, во взаимосвязи с полциклами нагрузка-разгрузка пластическое течение, для переменных напряжений растяжения предлагается представлять в виде [3]:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_t} \right)^2, \quad (1)$$

где ΔK — размах коэффициента интенсивности напряжений (КИН).

Зависимость (1) фактически отражает тот факт, что вблизи вершины усталостной трещины вследствие чередования полциклов нагрузка-разгрузка формируются остаточные напряжения

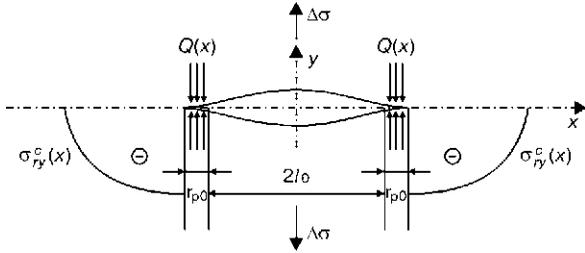


Рис. 1. Модифицированная модель роста усталостной трещины в поле остаточных напряжений сжатия (обозначения см. в тексте)

сжатия, равные по величине пределу текучести материала. Если перед вершиной трещины длиной $2l_0$ искусственно наведены остаточные напряжения сжатия $\sigma_{ry}^c(x)$, то при воздействии внешнего переменного нагружения сформируются остаточные напряжения сжатия выше предела текучести материала, равные по величине значению $-\left[\sigma_T + \sigma_{ry}(l_0)\right]$. В этом случае размер соответствующей обратимой зоны аналогично установленному соотношению (1) предлагается вычислять в виде

$$r_{p0} = \frac{1}{2\pi} \left[\frac{\Delta K_{\text{eff}}(l_0)}{2\sigma_T + \sigma_{ry}^c(l_0)} \right]^2, \quad (2)$$

где $\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{op}}$ – эффективный размах КИН цикла переменного нагружения для заданной трещины длины $2l_0$; K_{op} – КИН, отвечающий моменту открытия трещины.

В ранее выполненных исследованиях [4] для ΔK_{eff} было установлено выражение вида

$$\Delta K_{\text{eff}} = e^{\frac{\lambda(R_\sigma - 0,5)}{m-1}} \Delta K, \quad (3)$$

где $\Delta K = K_{\text{max}} - K_{\text{min}}$ – размах КИН цикла переменного нагружения с асимметрией R_σ ; λ и $m-1$ – константы материала.

Искусственно наведенные остаточные напряжения сжатия $\sigma_{ry}^c(x)$ препятствуют свободному развитию пластической деформации перед вершиной трещины, ограничивая тем самым зону пластичности. В этой связи, аналогично понятию коэффициента ограничения на пластичность при статическом нагружении пластины с трещиной, определенного как отношение максимального напряжения в зоне пластичности к пределу текучести [5], введем понятие коэффициента ограничения на пластичность при переменном нагружении соотношением $k = \sqrt{r_p} / \sqrt{r_{p0}}$, определяя при этом эффективный предел текучести произведением $\sigma_{T \text{ eff}} = k\sigma_T$ или $\sigma_{T \text{ eff}} = \sigma_T + \sigma_{ry}^c(l_0)/2$. Для вычисления эффективного размаха КИН цикла (ΔK_{eff}), отвечающего тормозящейся усталостной трещине длиной $2l_0$ наведенным перед ее вершиной полем сжимающих напряжений $\sigma_{ry}^c(x)$, рассмотрим модель роста трещины, приведенную на рис. 1. Пусть трещина эффективной длины $2(l_0 + r_{p0})$ (где l_0 – полудлина тормозящейся усталостной трещины; r_{p0} – обратимая зона пластической деформации) расположена в упругой бесконечной пластине и

перед ее вершинами действуют неоднородные сжимающие напряжения $\sigma_{ry}^c(x)$. При этом упругая пластина подвергается воздействию переменных напряжений (размаха $\Delta\sigma = \sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{min}}$ с асимметрией цикла $R_\sigma = \sigma_{\text{min}}/\sigma_{\text{max}}$), которые направлены перпендикулярно к плоскости трещины, а к берегам трещины на участках, равных r_{p0} , вблизи ее вершин приложены силы $Q(x)$, направленные противоположно действующим переменным напряжениям. В рамках указанных модельных представлений для максимального КИН цикла K_{max} , приняв силы $Q(x)$ равными эффективному пределу текучести материала $\sigma_{T \text{ eff}}$, можем записать соотношение:

$$K_{\text{max}} = \sigma_{\text{max}} \sqrt{\pi(l_0 + r_{p0})} - 2[\sigma_T + \sigma_{ry}^c(l_0)/2] \times \sqrt{\frac{l_0 + r_{p0}}{\pi}} \arccos \frac{l_0}{l_0 + r_{p0}}. \quad (4)$$

Расчетное значение КИН цикла переменного нагружения заданной асимметрии R_σ , который отвечает моменту открытия усталостной трещины K_{op} , будем вычислять на основе использования известной модели Г. И. Баренблатта из [6]. В указанной модели примем силы сцепления у вершины трещины равными остаточным напряжениям сжатия, которые сформировались у вершины тормозящейся трещины $Q(x) = \sigma_T + \sigma_{ry}^c(l_0)$, а также задавая размер зоны их действия $a = r_{p0}$, после вычисления соответствующего интеграла, получим

$$K_{\text{op}} = 2\sqrt{\frac{2r_{p0}}{\pi}} [\sigma_T + \sigma_{ry}^c(l_0)]. \quad (5)$$

Таким образом, рассматриваемая модель эффективной трещины (рис. 1) позволяет вычислять эффективный размах КИН цикла ΔK_{eff} для усталостной трещины длиной $2l_0$, который учитывает остаточные напряжения сжатия, действующие перед вершиной трещины. Соответствующая расчетная формула принимает вид:

$$\Delta K_{\text{eff}}(l_0) = \sigma_{\text{max}} \sqrt{\pi(l_0 + r_{p0})} - 2[\sigma_T + \sigma_{ry}^c(l_0)/2] \times \sqrt{\frac{l_0 + r_{p0}}{\pi}} \arccos \frac{l_0}{l_0 + r_{p0}} - 2 \times \sqrt{\frac{2r_{p0}}{\pi}} [\sigma_T + \sigma_{ry}^c(l_0)]. \quad (6)$$

Принимается, что вычисляемый по (6) эффективный размах КИН $\Delta K_{\text{eff}}(l_0)$ определяет кинетику усталостного разрушения при подрастании усталостной трещины от длины $2l_0$ до значения $2(l_0 + r_{p0})$. При этом расчет соответствующего числа циклов перемен напряжений, необходимого для указанного подрастания усталостной трещины, выполняется на основе кинетического уравнения усталостного разрушения, предложенного в работе [4]. Подставив вычисленное по выражению (6) значение эффективного размаха КИН в используемое уравнение движения трещины и выполняя необходимые

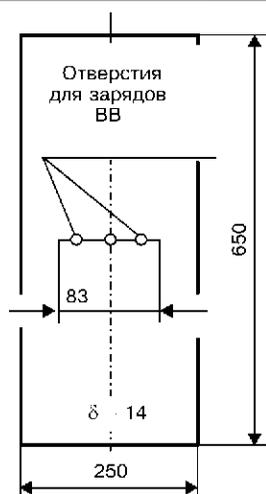


Рис. 2. Образец для экспериментальной оценки эффективности локальной взрывной обработки торможения усталостных трещин

преобразования, получим расчетное значение долговечности N_0 в виде:

$$N_0 = \frac{r_{p0}}{C_{-1} e^{1,5\lambda} [\Delta K_{\text{eff}}^c(l_0)]^{m-1}}, \quad (7)$$

где C_{-1} , m_{-1} , λ — постоянные материала, определяемые при тестовых испытаниях на циклическую трещиностойкость эталонных образцов [7]. При подрастании тормозящейся усталостной трещины от начала ее торможения (длина трещины $2l_0$) до полного пересечения трещиной зоны распределения остаточных напряжений сжатия (длина трещины $2l_k$), соответствующее расчетное значение циклической долговечности определяется формулой:

$$N = N_0 + \sum_{i=1}^k \frac{r_{pi}}{C_{-1} e^{1,5\lambda} \left[\Delta K_{\text{eff}}^c \left(l_0 + \sum_{j=0}^{i-1} r_{pj} \right) \right]^{m-1}}. \quad (8)$$

Предложенная методика расчетной оценки циклической долговечности апробирована на базе экспериментальных данных циклической трещиностойкости стали СтЗсп ($\sigma_T = 296$ МПа, $\sigma_B = 476$ МПа) после торможения усталостной трещины локальной взрывной обработкой. Испытывали плоские образцы (рис. 2) с предварительно выращенной при осевом отнулевом циклическом нагружении усталостной трещиной полудлины $l_0 = 41,5$ мм. Перед вершинами трещины локальной взрывной обработкой (по предложенной в ИЭС им. Е. О. Патона технологии) наводилось поле остаточных напряжений сжатия. Соответствующая эпюра распределения остаточных напряжений сжатия перед вершиной трещины приведена на рис. 3. Из рисунка видно, что максимальное напряжение сжатия достигает значений, близких $0,6\sigma_T$ материала. После локальной взрывной обработки образец испытывался на циклическую трещиностойкость при отнулевом осевом нагружении с максимальными напряжениями цикла, равными

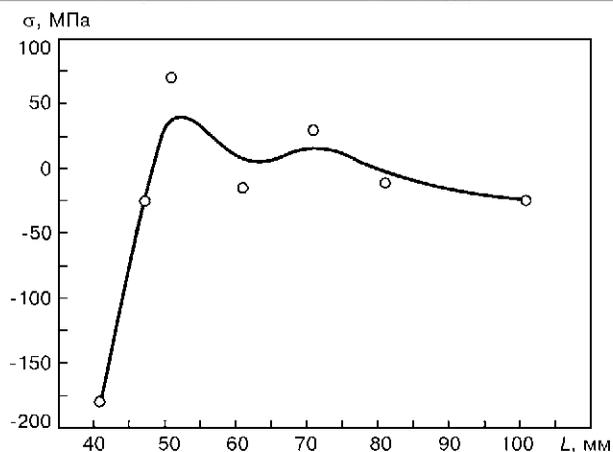


Рис. 3. Эпюра распределения остаточных напряжений сжатия, наведенных перед вершиной усталостной трещины локальной взрывной обработкой

155 МПа. На рис. 4 приведена зависимость длины тормозящейся усталостной трещины от числа циклов переменного нагружения. Необходимые для расчетного определения ресурса характеристики циклической трещиностойкости стали СтЗсп, согласно данным работы [6], принимались равными: $C_{-1} = 0,73 \cdot 10^{-13}$, $m_{-1} = 3,96$ и $\lambda = 1,1$. Сопоставление полученных расчетных значений долговечности с экспериментальными (рис. 4) свидетельствует об их удовлетворительном соответствии при развитии усталостной трещины от ее полудлины $l_0 = 41,5$ мм (начало торможения трещины) до $l_0 = 57$ мм, когда трещина полностью пересекает зону распределения тормозящих ее рост остаточных напряжений сжатия.

Аналогичный образец из стали СтЗсп, с первоначально выращенной усталостной трещиной длиной $2l_0 = 36$ мм подвергался обработке точечным локальным нагревом. В результате в образце сформировалось поле остаточных напряжений. Соответствующие графики распределения двухосных остаточных напряжений вдоль линии предполагаемого роста трещины представлены на рис. 5. После точечного нагрева образец испытывался на циклическую трещиностойкость при отнулевом осевом

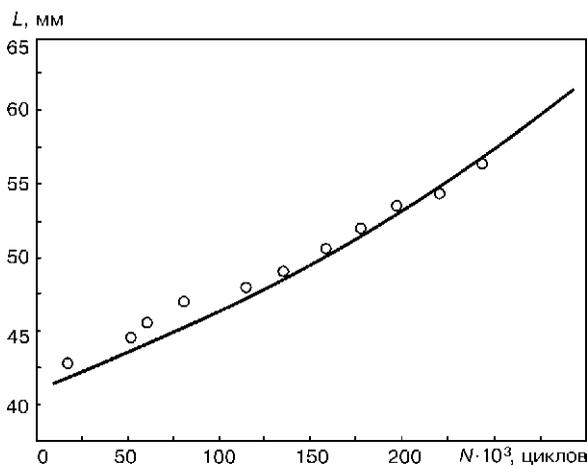


Рис. 4. Зависимость длины тормозящейся усталостной трещины от числа циклов переменного нагружения: точки — экспериментальные данные; сплошная линия — расчет

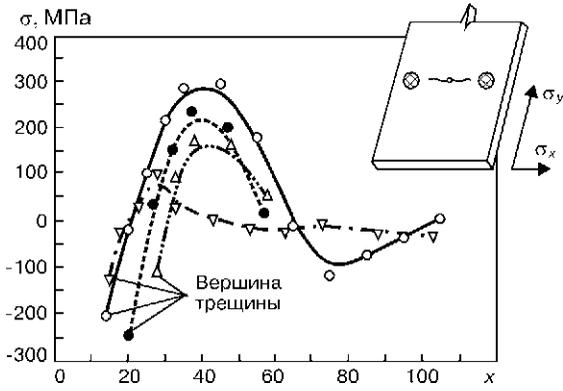


Рис. 5. Графики распределения компоненты $\sigma_{xy}(x)$ остаточных напряжений перед фронтом усталостной трещины в процессе ее роста: ∇ — до обработки $l_0 = 18$ мм; \circ — после обработки точечным нагревом $l_0 = 18$; \bullet — $l_1 = 20$; Δ — $l_2 = 28$ мм

нагрузении с максимальными напряжениями цикла, равными 155 МПа. На рис. 6 представлены зависимости длины тормозящейся усталостной трещины от количества циклов нагружения. Из рисунка видно, что экспериментальные и расчетные значения удовлетворительно совпадают.

На основе изложенного расчетного метода с целью предварительной оценки эффективности торможения усталостных трещин в алюминиевом сплаве D16AT выполнены соответствующие прогнозные вычисления долговечностей, отвечающих заданным сочетаниям исходной длины трещины, уровня переменного нагружения, поля остаточных напряжений сжатия, наведенного перед фронтом трещины. Эти вычисления представляют собой численный эксперимент, выполненный на ПК применительно к осевому переменному нагружению плоских образцов размерами $500 \times 170 \times 3$ мм, содержащих центрально расположенную трещину длиной $2l_0$ с наведенным перед ее фронтом полем остаточных напряжений сжатия. При этом характеристики циклической трещиностойкости сплава D16AT, входящие в расчетное соотношение, определены при тестовых испытаниях на циклическую трещиностойкость лабораторных образцов и соответственно равны: $C_{-1} = 1,26 \cdot 10^{-10}$; $m_{-1} = 2,87$; $\lambda = 0,6$. Поле остаточных напряжений сжатия перед

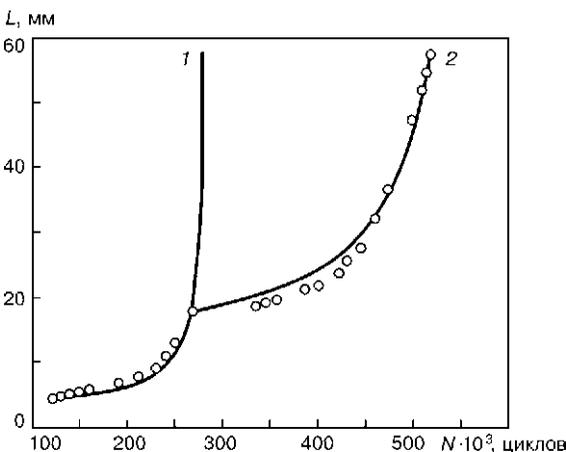


Рис. 6. Долговечность образца в исходном состоянии (1) и после обработки точечным нагревом (2): точки — эксперимент; сплошная линия — расчет

фронтом усталостной трещины задавалось по следующему закону: максимальный уровень напряжений сжатия задавался на расстоянии 5 мм от вершины трещины с последующим их уменьшением по линейному закону до величины, равной половине максимального уровня у вершины трещины, и значения, равного нулю на расстоянии 35 мм от вершины. Такой характер распределения остаточных напряжений сжатия качественно отвечает применению различных технологических мер, основанных на использовании локального нагрева перед фронтом усталостной трещины. Результаты выполненных расчетов для алюминиевого сплава D16AT представлены на рис. 7–9 в виде прогнозных кривых долговечностей. На рис. 7 приведены расчетные кривые долговечностей, отражающие влияние на долговечность образца величины наведенного поля остаточных напряжений сжатия перед вершиной тормозящейся усталостной трещины. Прогнозные кривые долговечностей вычисляли при заданном максимальном напряжении цикла внешнего переменного нагружения, равном 100 МПа, в сечении брутто образца и асимметрии цикла $R_\sigma = 0,1$. Начальная длина тормозящейся трещины принималась равной 13 мм. На рис. 7 кривая 1 отвечает кинетике усталостного разрушения образца из алюминиевого сплава D16AT в исходном состоянии, кривые 2, 3, 4 и 5 отражают закономерности роста тормозящейся усталостной трещины полем остаточных напряжений сжатия с максимальными напряжениями, соответственно равными: $-70, -100, -130, -160$ МПа. Из приведенных кривых видно, что чем выше уровень максимальных напряжений сжатия в образце, тем больше его долговечность. Причем, при подрастании трещины в образце от исходной длины $l_0 = 13$ мм до длины $l = 35$ мм долговечность увеличивается по сравнению с долговечностью подрастания трещины до такой же длины $l = 35$ мм без торможения трещины соответственно: в 5 раз — кривые 2 и 1; в 10 — 3 и 1; в 15 — 4 и 1; в 25 — 5 и 1. Таким образом, поле остаточных

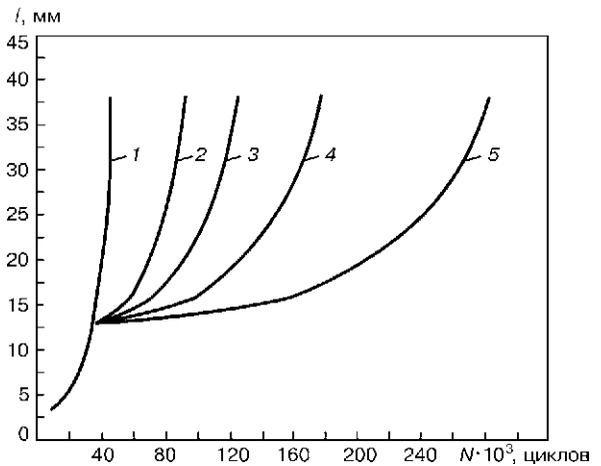


Рис. 7. Прогнозные кривые долговечностей плоских образцов из сплава D16AT с центрально расположенной трещиной, тормозящейся полем остаточных напряжений с различными уровнями максимальных сжимающих напряжений: 1 — в исходном состоянии; 2 — -70 ; 3 — -100 ; 4 — -130 ; 5 — -160 МПа

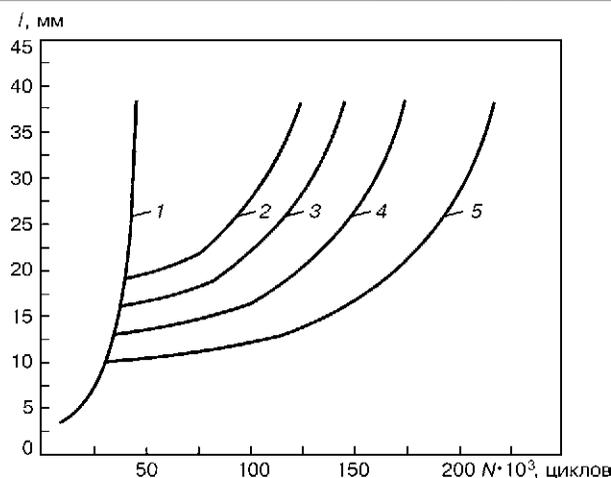


Рис. 8. Прогнозные кривые долговечностей образцов из сплава D16AT с центральной расположенной трещиной, тормозящейся заданным полем остаточных напряжений сжатия при различных значениях текущей длины трещины (обозначения 1–5 см. в тексте)

напряжений сжатия, искусственно наведенных перед вершиной усталостной трещины, с максимальными сжимающими напряжениями, равными $-0,5\sigma_T \dots -0,8\sigma_T$, может на порядок и более увеличивать циклическую долговечность образцов из алюминиевого сплава D16AT.

На рис. 8 приведены кривые циклической долговечности, отражающие закономерности влияния на долговечность образцов исходной длины трещины перед ее торможением. Расчетные кривые получены при заданном максимальном напряжении цикла переменного нагружения в сечении брутто образца, равном 100 МПа и асимметрии цикла $R_\sigma = 0,1$. Максимальное значение напряжений сжатия поля остаточных сжимающих напряжений, тормозящих трещину, принималось равным 130 МПа. На рис. 8 кривая 1 отвечает кинетике усталостного разрушения образца алюминиевого сплава D16AT в исходном состоянии, кривые 2, 3, 4 и 5 отражают закономерности роста тормозящейся усталостной трещины заданным полем остаточных напряжений сжатия при значениях исходной длины усталостной трещины, соответственно равных: 19, 16, 13 и 10 мм. Приведенные кривые показывают, что независимо от начальной длины трещины при ее торможении одинаковым полем остаточных напряжений сжатия и при одинаковых условиях переменного нагружения долговечность, отвечающая подрастанию каждой из этих тормозящихся трещин до одинаковой длины $l = 35$ мм, увеличивается на порядок по сравнению с долговечностью их подрастания до той же длины $l = 35$ мм без торможения. Однако общая долговечность образца в зависимости от исходной длины трещины существенно различна. Так, общая долговечность образца при подрастании тормозящейся усталостной трещины от $l_0 = 10$ мм до $l = 35$ мм составляет порядка 190000 циклов, тогда как тормозящаяся трещина исходной длины $l_0 = 19$ мм при подрастании до длины $l = 35$ мм показывает долговечность порядка 80000 циклов.

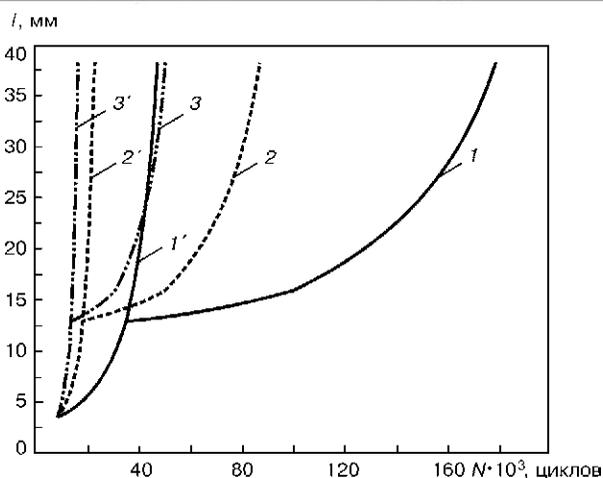


Рис. 9. Прогнозные кривые долговечностей плоских образцов из сплава D16AT с центральной расположенной трещиной в исходном состоянии (1–3) и для тормозящейся заданным полем остаточных напряжений сжатия (1'–3'), отвечающие различным уровням максимальных напряжений цикла переменного нагружения: сплошная линия — $\sigma_{max} = 100$ МПа; штриховая — 130; штрихпунктирная — 160

На рис. 9 приведены расчетные кривые долговечности, отражающие закономерности влияния на долговечность образца максимальных напряжений цикла переменного нагружения. Прогнозные кривые вычислены для исходной длины усталостной трещины $l_0 = 13$ мм и максимального значения сжимающих остаточных напряжений, равных -130 МПа. Из приведенных кривых видно, что при подрастании тормозящейся трещины от начальной длины $l_0 = 13$ мм до длины $l = 35$ мм циклическая долговечность образца увеличивается по сравнению с долговечностью, показанной исследуемым алюминиевым сплавом, при аналогичном росте усталостной трещины без торможения соответственно в 14 раз для $\sigma_{max} = 100$ МПа, в 9 раз — для $\sigma_{max} = 130$ МПа и в 5 раз для $\sigma_{max} = 160$ МПа.

Выводы

1. На основе подходов механики разрушения разработан метод расчетной оценки циклической долговечности элементов конструкций, содержащих развивающиеся усталостные трещины при их торможении искусственно наведенным полем остаточных напряжений сжатия.
2. Создана программа для компьютерного моделирования процесса торможения усталостной трещины искусственно наведенными остаточными напряжениями сжатия перед ее вершиной.
3. Выполнен численный эксперимент по определению долговечности сплава D16AT применительно к осевому переменному нагружению плоских образцов с центральной расположенной трещиной при ее торможении полем остаточных напряжений сжатия, наведенных перед вершиной трещины. Выполненные вычисления показали, что поле остаточных напряжений сжатия, наведенных перед вершиной усталостной трещины, с максимальными сжимающими напряжениями, равными $-0,5\sigma_T \dots -0,8\sigma_T$, на порядок и более увеличивает циклическую дол-

говечность образца или элемента конструкции из алюминиевого сплава D16AT. При этом эффективность торможения усталостной трещины заданным полем наведенных остаточных напряжений сжатия повышается с уменьшением начальной длины усталостной трещины. Такая же зависимость сохраняется и при уменьшении уровня внешнего переменного нагружения. Полученные прогнозные кривые долговечностей показывают, что технологические меры, направленные на наведение перед вершиной усталостной трещины поля остаточных напряжений сжатия, с максимальными сжимающими напряжениями порядка $-0,5\sigma_T$ и более, могут успешно применяться для существенного торможения роста трещины, значительно увеличивая таким образом циклическую трещиностойкость алюминиевого сплава D16AT.

1. Труфяков В. И. Повышение сопротивления усталости сварных соединений и конструкций // Автомат. сварка. — 1998. — № 11. — С. 11–19.
2. Патон Б. Е. Современные направления повышения прочности и ресурса сварных конструкций // Там же. — 2000. — № 9–10. — С. 3–9.
3. Хериберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. — М.: Металлургия, 1989. — 575 с.
4. Методика расчетной оценки циклической трещиностойкости сварных соединений с учетом влияния остаточных напряжений / В. И. Труфяков, В. В. Кныш, П. П. Михеев, И. С. Коваленко // Автомат. сварка. — 1990. — № 1. — С. 1–4.
5. Брок Д. Основы механики разрушения. — М.: Высш. шк., 1980. — С. 368.
6. Качанов Л. М. Основы механики разрушения. — М.: Наука, 1974. — С. 311.
7. Зависимость скорости развития усталостных трещин от асимметрии цикла / В. И. Труфяков, В. В. Кныш, П. П. Михеев, А. З. Кузьменко // Пробл. прочн. — 1987. — № 3. — С. 5–7.

THERMAL AND STRESS ANALYSIS OF FUSION WELDING PROCESS INCORPORATING MICROSTRUCTURE EFFECT

L. JUNEK, M. SLOVÁČEK (Institute of Applied Mechanics, Brno, Czech Republic),
A. PRANTL (MECAS, Plzeň, Czech Republic)

This paper deals with the numerical simulation of welding. It analyses individual parts of welding simulation – metallurgical, thermal and thermoplastic analysis. It stresses the necessity to apply an «in situ» welding diagram with the metallurgical calculation including the effect of the grain sizes on the phase transformations. It outlines the possible development approach for the assessment of residual stresses. At the end, the paper briefly describes and shows the applications for the industrial use that used the above-mentioned analysis of the welding.

Описан процесс цифрового моделирования сварки и проанализированы отдельные аспекты моделирования: металлургический, термический и термопластический анализ. Подчеркивается необходимость применения специальных диаграмм для расчета металлургических характеристик, включая влияние размеров зерен на фазовые превращения. В общих чертах определен возможный способ разработок для оценки сварочных напряжений. Вкратце описано промышленное применение упомянутого выше анализа сварки.

Introduction. Welding joints are very important part of steel constructions and pressure vessel components, because defect occurs very often in them. Residual tensile stresses have negative influence on the structure lifetime and its brittle fracture resistance. Residual stresses create balanced system of inner forces, which exists even under no external loading. The welding joints have to be designed and produced with care. The thermal-metallurgical simulation is important step of numerical analysis in order to predict the mechanical state (stresses, strains and deformations) in the part, which is studied. The high temperatures developed by the heat source cause significant metallurgical changes around the weld area of carbon structural steel. The thermal history, particularly time at high temperatures and cooling time from 800 to 500 °C determines the microstructure and mechanical properties for given composition. The cooling time from 400 to 150 °C is a control factor in the diffusion of hydrogen and cold cracking of weld. Accurate predictions of residual stress, distortion and strength of weld structures require an accurate analysis of the thermal cycles. Moreover, the metallurgical transformations depend on the temperatures and the temperature rates. All these above mentioned points show that the temperature determination is very important for the mechanical state assessment.

Modelling of welding process by using SYSWELD program. Modelling of welding by means of SYSWELD computer program consists of three stages that can influence each other (Figure 1).

1. During the first stage a complete diagram of anisothermal austenite decomposition [1] (CCT diagram) is entered by means of special pre-process module. The result of the first stage of simulation is

correct determination of transformation equations coefficients describing the kinetics of transformation process depending upon the speed of cooling in individual parts of heat-affected zone (HAZ). The coefficients depend on the temperature and on the metallurgical phase of particular material and are used as direct input to the second phase.

2. The second phase of computation consists of thermal-physical properties and thermal-metallurgical computation of welding process. Classical equation of the heat conduction is extended in the SYSWELD program so that it includes transformation latent heat and latent heat during change of phases. Coupling between phase transformation and heat conductivity is used. The results of the second stage of computation are:

- temperature distribution during the structure welding;

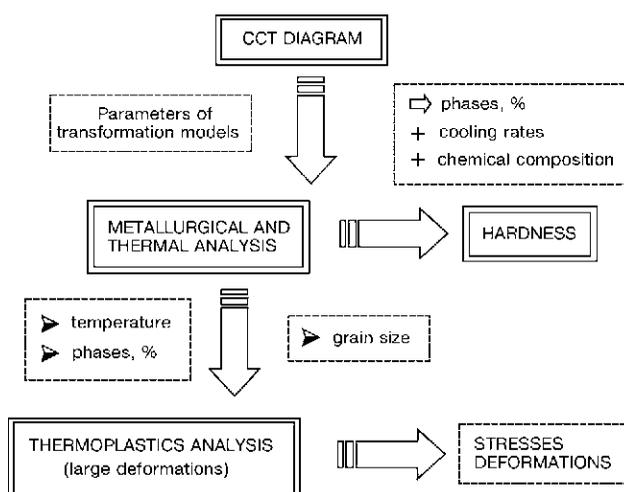


Figure 1. Welding simulation procedures by program SYSWELD

- percentage distribution of individual phases in the HAZ, calculated on the basis of heating rate and cooling rate;

- size of primary grains.

Special part of the second stage is computation of hardness in the defined zone where the hardness is calculated on the basis of empirical expressions generally used. Hardness analysis is used for metallurgical analysis verification.

3. The results of the second stage are entered to the third stage by means of transition files. Complete mechanical properties–temperature relations of individual phases shall be entered in the third stage. Coupling between plastic strain and phase transformation is not used. The main results of the third stage are:

- equivalent total plastic deformations and their components;
- residual stresses in calculated zone.

Resulting mechanical properties in the HAZ are calculated on the basis of individual phases distribution and their mechanical properties.

Procedure used for numerical simulation of welding. The procedure used for the numerical simulation of welding is usually divided into two parts. Widest possible verification of all input data, influencing simulation of welding, is performed in the first part. First part is very important for the verification and demonstration of credibility of the simulation results to the customer. The demonstration of correct results on the real product is usually difficult or impossible. We will focus particularly on the verification of material properties and determination of thermal load induced by moving heat source in the course of verification. However, the complete verification is performed just for a newly studied material. If we use a material once verified and the same welding technology we perform only verification of thermal load. If the same welding parameters are used the first part can be omitted and we can approach directly to the second part — welding simulation. The verification is usually performed on very simple models where the computations are not very long and can be quickly repeated. Simple two-dimensional (2D) models represent application of one, two or three beads on a plate or in the corner. We choose a model with more than 3 beads very rarely. Each model has its purpose and exact objective of simulation. We use widely experimental laboratory where real welding of models with measurements is carried out. During the experiments the thermal loading cycles are measured by means of thermocouples in a few points, metallographic tests are evaluated, hardness across the individual areas of HAZ, grain size, penetration size, bead overlay, beads geometry, geometry of melted area, real welding parameters and efficiency are measured. Measured data are then used for comparison with numerical results and for final modification of input data adopted from the references.

It is necessary to order laboratory measurement of non-standard material properties together with the experimental measurements. We usually use welding CCT diagrams of austenite decomposition for metallurgical computation of welding simulation. Their occurrence in the references is very rare and in most cases they must be measured. Use of welding diagram «in situ» proved good for the metallurgical computation. The diagram is determined directly for the welding conditions and its advantage is the determination of transformation temperatures–constant cooling rate relation. This relation can be easily entered into the computer by means of single-element model. It is necessary to know thermal-physical properties of the material up to the temperature of melting for the thermal computation. In case of ferritic-pearlitic steels it is necessary to know thermal properties of α - and γ -phases in particular temperature range. Thermal properties are often shown in the references and their usage needs extra verification. Mechanical properties of steels used for welding are probably most difficult to obtain. If we accept a hypothesis that the resulting mechanical properties of HAZ are depending upon the percentage representation of individual phases, we urgently need to know mechanical properties of individual phases up to the temperature of melting. We need to know complete stress-temperature diagram up to the melting point, not only the yield point and the ultimate strength. It took us more than two years to acquire this non-standard method of measurement.

Residual stresses measurement is separate part of welding process simulation. We used the drilling method earlier but lately we use more modern methods like radiographic or neutron diffraction. We perform residual stress measurements on experimental models that are easy to move and can be transferred from one laboratory to another easily. Measured values of residual stresses are used in the first verification part of the procedure. When we use these values we must be aware of the fact that above mentioned measurements are average in measured volume and that the resulting value of stress measurement is performed on certain area or volume. However, the FEM method enables us to create the whole series of points on measured surface (volume) and we must be aware of it when comparing the measurement and the computation.

Metallurgical analysis and «in situ» diagram.

Usage of welding diagram «in situ»[1] for the needs of metallurgical computation proved to be very useful. Its advantage is performing under the conditions of welding on welding device. The benefit of the computer diagram processing is that the phase percentage, hardness and grain sizes are determined for each cooling rate. It enables very fast processing by means of simple single-element models and transfer into real simulation. One element is created in FEM and is cooled at exact constant speed. When the element is cooled to ambient temperature its hardness is calcu-

lated and compared with «in situ» diagram (Figure 2). The hardness computation by means of empiric expressions is influenced by chemical composition of the material, percentage representation of individual phases and cooling rate across characteristic temperatures. Chemical composition is exactly given; cooling rate is also exactly determined so that the agreement of the result and measurement can be achieved only by changing of percentage of phases. Changing the transformation coefficients can easily perform this. This is the way that the whole CCT diagram can be entered into the program in a short time. In some cases it is difficult to enter the whole diagram and only partial entry is used. It is possible to determine the range of cooling across characteristic temperatures for each technology of welding and material. The speed of cooling from temperature 800 °C to temperature 500 °C, i.e. $t_{8/5}$, is usually used for welding in the Czech Republic. Then we focus only to certain part of the CCT diagram that is important due to technology used.

The assumption for creation of welding CCT diagrams is that any place in the HAZ will have in certain time different temperature, different degree of stress and homogeneity. These curiosities have an influence on the shape of austenite decomposition diagrams particularly regarding kinetics of decomposition a percent of phases. The evident influence of grain size in individual areas of HAZ on phase transformations can be traced on CCT diagrams published in available papers. However, the decomposition diagram created by means of «in situ» method proved to be most acceptable for the numerical welding simulation since its elaboration method is most approximate to real conditions. The method consists in the insertion of a thermocouple into the sub-weld deposit area and measurement of thermal cycle during the welding. Obtained signal is properly derived to acquire temperatures of individual phase conversions. The diagram supplemented with structural analysis, hardness measurement and grain size can be used as adequate basis for metallurgical computation for welding simulation.

Thermal analysis and thermal source model. We will pay special attention to the correct determination of thermal load. Thermal load, representing thermal energy flow into the material during the welding is in fact the only load of computational model for wel-

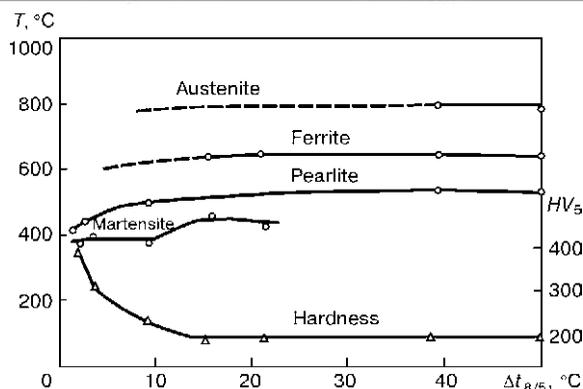


Figure 2. Welding «in situ» CCT diagram

ding simulation. The amount of thermal flow into the material is determined by welding parameters, by the welding technology used and by welding speed. Optimum thermal model for welding shall determine the relation between the thermal flow into the material, between the distance from the axes of the welding wire, where is maximum energy, between welding parameters of given technology set (amperes, volts, efficiency) and between the welding speed. Described relation was found in reference [2–4], has been mastered, improved and verified. It is in principle moving three-dimensional (3D) dual ellipsoid model of the thermal source, assuming transfer of thermal flow into the material across the melted area (Figure 3, a). The model can be used for the solution of both two- and three-dimensional tasks. It is possible to perform also the optimisation of welding parameters set up. For practical usage of thermal model it was necessary to extend experimental job and perform exact 3D determination of melted area in dependence on welding technology used and on welding parameters. With such model of thermal source we obtained almost identical results in comparison with experimental measurements [5, 6].

By introduction of moving thermal source on the computational model we create a local coordinate system, where the amount of thermal flow into the material depends upon the distance from the centre of welding (Figure 3, b). Exponential distribution of the thermal flow above melted area is supposed. The activity of the thermal flow before and after the centre of welding is embraced. Different distribution of energy intensity in the quadrants before and after the centre is modelled by means of coefficients, determi-

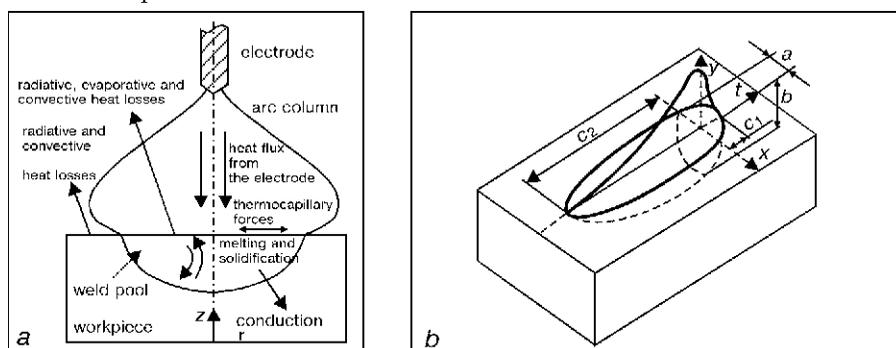


Figure 3. Moving heat source model of FEM

ned on the basis of thermal cycles measurement on verification models. Energy distribution in the arc can thus be easily selected on the basis of welding technology used. The size of computed melted area is compared with the size on the micrographs. Computed cooling rates are compared with temperature courses measured on thermocouples.

It is very easy to use the thermal source model on 3D models [7]. It is necessary just to determine initial position of the source, specify the trajectory of movement and the program (internal/external Fortran language or pre-define heat sources) calculates its position depending upon the speed of source movement. A local co-ordinate system is created after the position determination and the thermal flow in individual elements is calculated. A full 3D model with a sufficiently fine mesh can model the heat flow very accurately. By repeating the analysis with various sets of the data, error bounds for the computed temperatures can be estimated. The opinion that 3D analysis has not been standard procedure for thermal and thermoplastic analysis of weld joints and that costs have not been affordable seems bit archaic. It is the trend that computing hardware costs fall down and the efficiency of numerical methods increases. It seems the 3D analysis of a welds is possible now.

For instance, when the study concerns a transverse cross-section (perpendicular to the welding direction), the effect of the velocity of the heat input is neglected. That explains the fact that the knowledge of the size of the HAZ and/or the cooling rates is very important. Its usage for 2D tasks has to be modified. In fact perpendicular movement of the thermal source to the calculated section is simulated in 2D tasks. 2D models can correctly interpret the moments when melted area passes through calculated section even if we neglect 3D heat removal into the material. However, 2D models do not exactly catch the reality when melted area comes behind the imaginary section and influences it thermally. During the verification we have found that for usage of moving thermal source in 2D tasks certain correction of boundary conditions is necessary. Based on the experiments we came to

the conclusion that the same cooling rates in the HAZ can be achieved when we do not enter the heat transfer coefficient into air on molten elements and make a tiny modification of the distance behind the centre of arc.

Thermo-plastic computation. Resulting mechanical properties of weld joints depend upon the percentage phases distribution and grain size in the HAZ. The properties of the HAZ are determined from mechanical properties of individual phases. Plastic behaviour of material results in dislocation movement. If a dislocation hits an obstacle, e.g. grain boundaries, alloying elements, segregation, etc., their movement is stopped and only addition of higher energy can start further dislocation movements. We speak about deformation strengthening. We know that each phase has quite different strengthening character from mechanical property measurement of individual phases. Deformation parameters of each phase strengthening have fundamental influence on determination of material strengthening as a whole. In case of martensitic transformation, where the deformation is very small, the deformation strengthening is modelled by means of material memory coefficient, expressing anisotropic behaviour of martensite.

During the metallurgical transformation in the stress fields arising plastic deformation causes reduction of stress up to zero. This phenomenon is caused by the volume change during the decomposition of austenite to α -phases. Austenite in the steel generates a cubic crystal lattice flat centred, while α -phases have spatially centred crystal lattice. Each lattice occupies different volume in the space. Stress reduction is done to the prejudice of the softest phase even without outside stress. The factor describing this important phenomenon shall be included in the expression for total strain. If the transformation plasticity is not included in the computation the difference of resulting residual stresses can be (according to our experience) up to 120 MPa.

One of the decisive influence upon the residual stresses of thermoplastic computation has completely different behaviour of individual phases. Thermal strain ϵ^{th} is calculated from thermal expansion by means of well known expression $\epsilon^{\text{th}} = \alpha(\Delta T)$, where α is thermal expansion coefficient. Use of relation of ϵ^{th} on the temperature and on the phases is very practical since it enables to involve the phenomenon when the metal has zero thermal expansion in the moment of metal solidification. Correct simulation in individual parts of the HAZ is most important for correct results acquirement. Zero thermal expansion $\epsilon^{\text{th}} = 0$ shall be assigned to the area of austenite solidification. It is further reckoned only with its contraction and influence upon the weld surroundings (Figure 4, a). Special area from the point of thermal expansion is the area where the basic material is mixed with filler metal. The temperature of basic metal is increased very quickly to the temperature of melting and thus

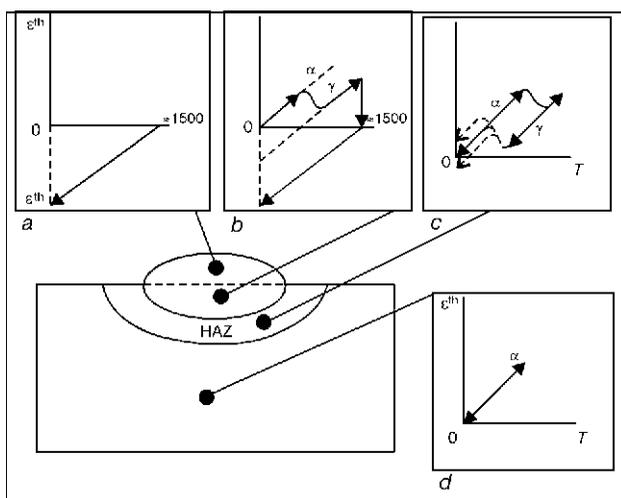


Figure 4. Thermal strain behaviour in HAZ

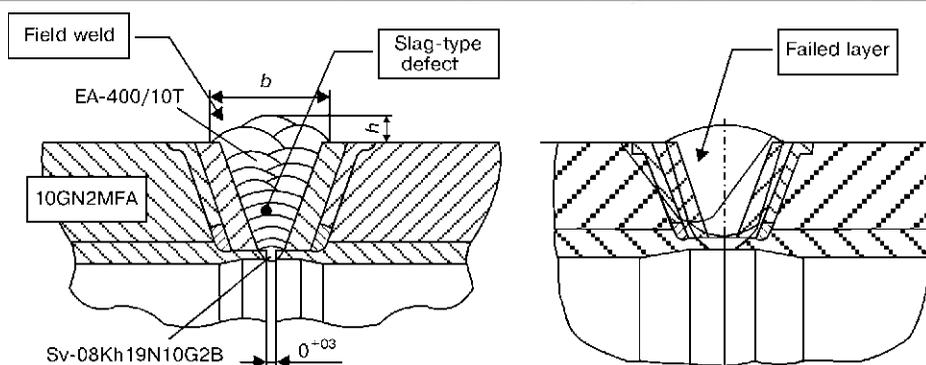


Figure 5. Sketch of repair region

acts degenerately upon originating coarse-grained area of HAZ by its thermal expansion.

When the temperature reaches temperature of melting all previous deformations become zero and in the moment of resolidification the area has zero deformation. It is so called molten/remolten effect (Figure 4, *b*). We can proceed similarly in the transformation process, where transformed phase has also zero thermal deformation. However, we will have to enter different, perpendicular thermal deformation for each transformed phase from austenite. Due to the fact that the phase transformations run at different temperatures resulting thermal deformation of the HAZ behaves according to the typical dilatometric curve (Figure 4, *c*). Thermal deformation of the basic material, where there are no phase transformations, behaves as linear (Figure 4, *d*). Consideration of thermal deformations process in individual areas of welding has fundamental influence on correct simulation of welding conditions.

Practical usage of SYSWELD program in industry. SYSWELD program has been used in the Institute of Applied Mechanics in Brno for more than ten years. We acquired a lot of experience during this period so that we can use it for the solution of very important and time-consuming projects. SYSWELD program was used for the welding optimisation, for the development of new technological procedures of welding without post welding heat treatment [7], for the simulation of real weld repairs on structures, for the determination of defect behaviour in the field of residual stresses. The program was used for the simulation of arc and electroslag welding. Frequently there was only short time left for the solution, less than one or two weeks. Some last two important tasks are presented as examples.

Analysis of field weld repair of emergency pipeline. An emergency pipeline system (351×36 mm) of a newly erected power plant is made of low-alloy steel with an anticorrosive cladding on internal pipe surface and side cladding surfaces (Figure 5). After welding the anticorrosive cladding the manufacturer of the pipeline parts annealed them to relieve internal stress. During the X-ray examination of the field weld, defects of slag-type were found and these have to be remedied. When grinding the slag off the covering austenitic layer was also ground off on two places,

which enables to make the field weld without preheating. Since a new part could not be manufactured it was decided to remedy the defect with a special technology without a preheating and successive annealing to relieve internal stress. The job should be done under a strict supervision of State Authorities. Except others the State Authorities also required a detailed stress analysis with the assessment the repair had on the weld joint service life.

Both the welded parts of the pipeline were moved to an assembly hall where the pipeline to be repaired was put in vertical position with a crane. First 22 beads were deposited on the side pipe wall downwards. After depositing the first layer the weld deposit was ground off to its one-half thickness. Only after grinding off the second, annealing, layer was deposited. After depositing the fourth layer the pipe was put horizontally and the rest, closing part, was welded. The ground-off region was remedied with 32 vents. SYSWELD program was used to simulate the whole remedy process with covering all transformation phases in base material to determine exactly the level of residual stresses.

A 2D plain strain model was used to simulate the repair. Heat load caused with individual beads was determined on the basis of experiments done in full scale before the repair proper. Material properties were verified in preceding jobs with the same materials. Since the State Office for Nuclear Safety prescribed to assess the repair effect on the service life all design service conditions have to be analyzed. The same plain strain model was used for the stress analysis of the design service conditions. The effect of the residual stresses on the pipeline service life was determined from the comparison of the accumulated material damage due to design modes with and without calculated residual stresses. Evolution of residual stress during repair is shown on Figure 6.

Defect repair simulation in threaded hole root. Research Welding Institute, Bratislava, develops a new technology of a defect repair in a threaded hole root of steam generator cover. The idea of the numerical repair simulation should provide an operator with additional information for the development of a new technology. A manhole of the steam generator is of a cylindrical cross section and is provided with a cover having 32 bolts. The technology of the defect

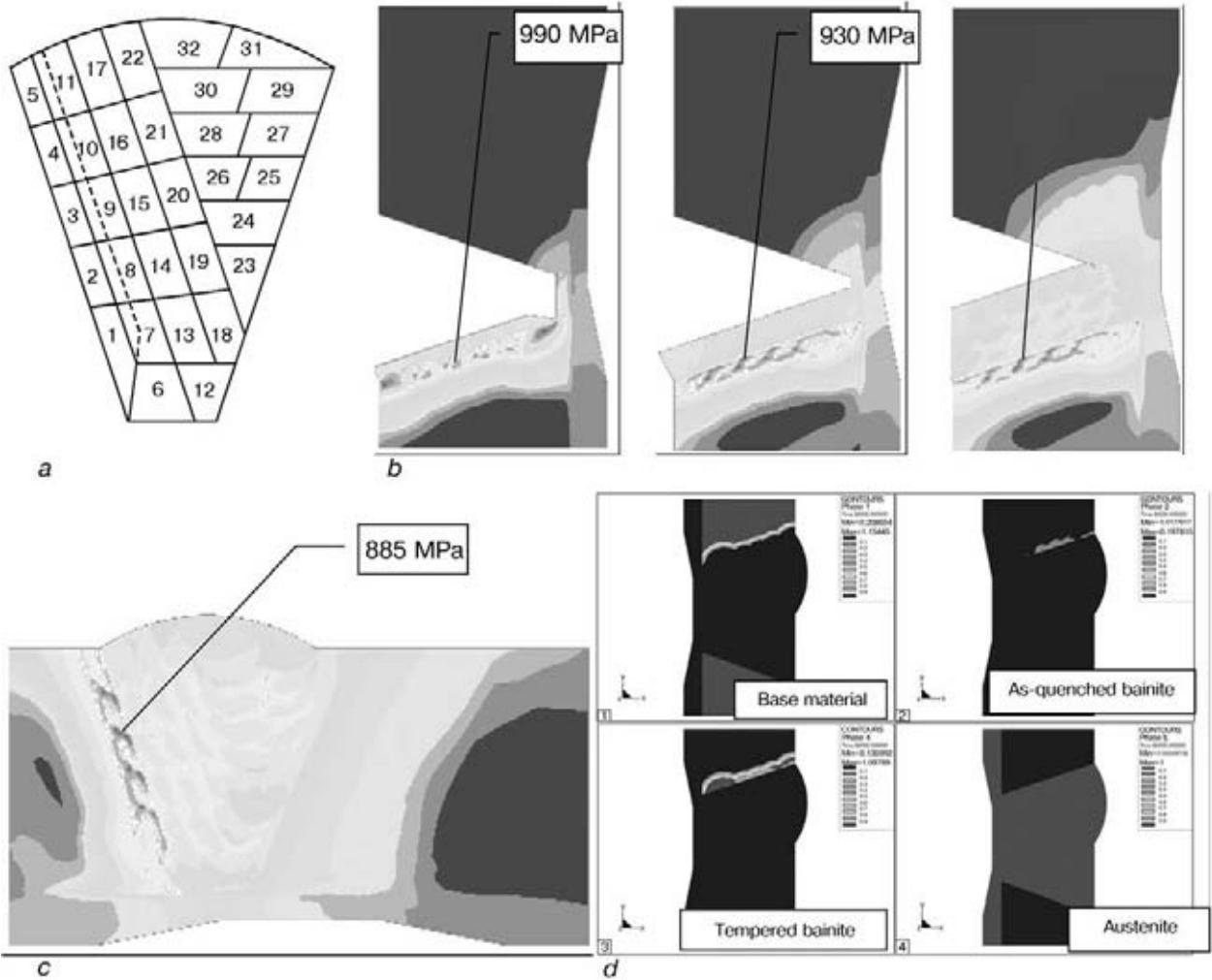


Figure 6. Results of welding residual stress analysis: *a* – evaluation of deposits; *b* – evaluation of residual stress during deposition of the first, second and fourth layers; *c* – evaluation of residual MISE after repair (MPa); *d* – phase proportion after repair

repair in the thread root includes cutting off a defective thread and depositing three layers of high-strength filler material to the hole for repairing with TIG method. After depositing the filler material the thread is re-cut. A high number of holes along the cover periphery does not leave much space for the task simplification so that a special procedure of the repair analysis has to be worked out including 3D and 2D models. The stress analysis of the threaded hole repair resulted in a distribution of residual stresses in base material.

The simulation procedure includes two parts. The first part of the repair simulation calculates the temperature fields over all weld depositing the first filler material layer to the hole for repair. A space model of the flange with the hole under repair and two adjacent holes was created for the calculation of temperature fields (Figure 7). A model of a movable temperature source was applied to the hole under repair and it simulates relatively precisely the moving molten pool during welding. The source started to move

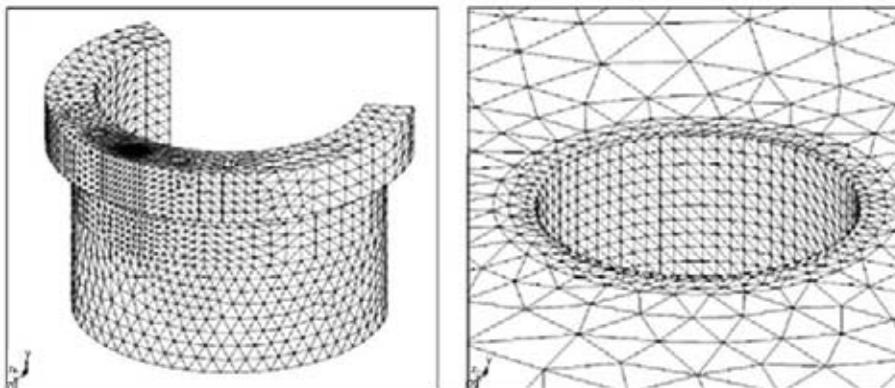


Figure 7. 3D threaded hole model for temperature fields analysis

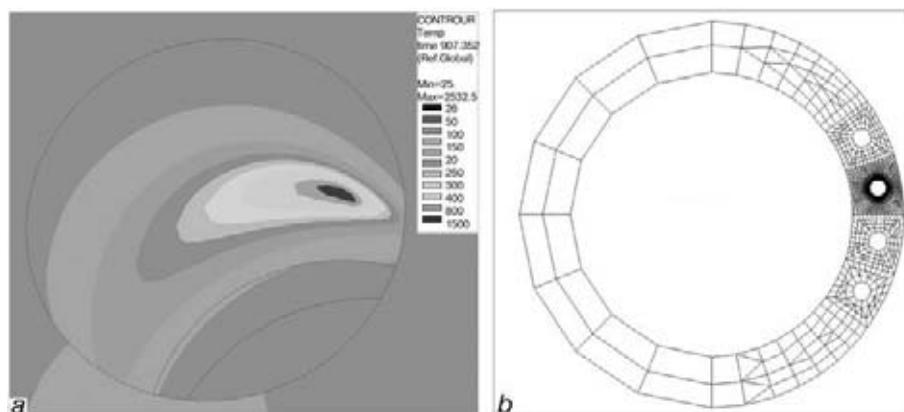


Figure 8. Moving heat source in hole (molten area) and in-plane 2D model of repair

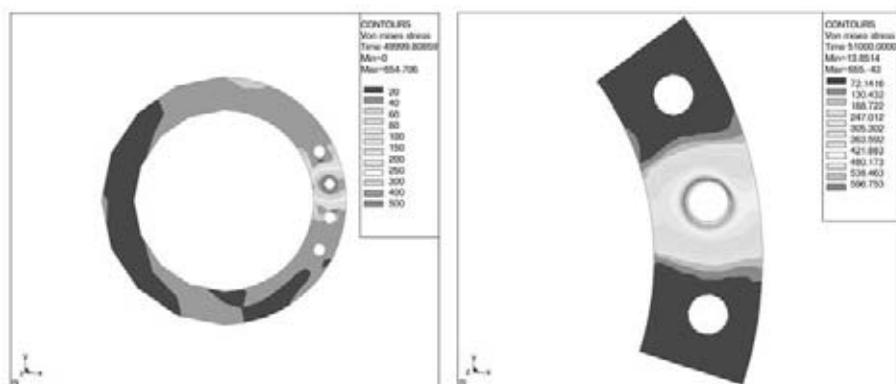


Figure 9. Residual MISE stress distribution after repair

at the hole bottom and continued along a spiral towards the surface. The model considered the rate of welding and even space size of the molten pool fixed on the basis of welding parameters (Figure 8, a).

The other part of the simulation calculates the elastic-plastic stresses during the repair (Figure 8, b). This part also includes a model describing transformation phenomena taking place in material during the repair. Numerical repair simulation uses two plane models. Temperature field got in the first part of the solution is applied for the verification of temperature fields got from the plane models. The first in-plane model represents a cross section in the middle of the manhole. The second plane model represents a longitudinal section of the hole under repair. The model simulates the depositing of three layers at the hole bottom where a high stress concentration can be supposed. The goal of the second phase is to determine the magnitudes of stresses and deformations over all the hole under repair and in its vicinity. Residual stresses were included in the assessment of the service life of the repaired hole (Figure 9).

Conclusion. The case study illustrates the use of numerical analysis method for weld joints. Phase transformations are incorporated in welding simulation in HAZ. Thermal loading was verified with experiments. Material property of individual phases were measured and verified before real simulation of repairs. Combination 2D and 3D models reduce time

of the solution and it seems very practical. To handle successfully the problems of welding simulation it is necessary to have a high level of theoretical knowledge in several scientific fields. First of all it concerns the material engineering to understand material behaviour during the welding process, then the mechanics of rigid bodies for the internal verification of the stress results, then the welding technology and finally the experimental measurement to define the test on measuring non-standard material characteristic of individual phases up to high temperatures. Knowledge of several scientific fields increases the demands on the author's theoretical knowledge of welding simulation.

1. Kiraly, K. (1980) *Welding CCT diagrams of steels and weld joints*. Weld. Res. Inst. Bratislava.
2. Goldak, J., Chakvanati, A. and Birbby, M. (1986) A new finite element model for welding heat sources. *Metallurg. Transact. B*, Vol. 15B, June.
3. Goldak, J. et al. (1986) Computer modelling of heat flow in welds. *Ibid.*, Vol. 17B, June.
4. Junek, L. et al. (1998) *Mathematical modelling of weld phenomena 4*. Influence of welding technology on residual stress distribution, 576–583. London: The Institute of materials.
5. Junek, L. et al. (1998) The effect of repair welding residual stress on steam generator lifetime. Conf. PVP, 1998, 1.08–5.08, Boston, USA. *PVP-Vol.*, 373, 377–381.
6. Junek, L. et al. (1998) Residual stress simulation incorporating weld HAZ microstructure effect. Conf. PVP, 1998, 26.7.–30.7, San Diego, CA, USA. *PVP-Vol.*, 393, 179–192.
7. Junek, L. et al. Numerical simulation of welding and calculation of residual stresses. In: *Proc. of the Int. Symp.* Ed. by R.K. Penny. Umhlanga Rock.

ВОПРОСЫ СВАРИВАЕМОСТИ

PROBLEMS OF WELDABILITY

РАСЧЕТ УСЛОВИЙ СВАРИВАЕМОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ

Ю. М. ЛЕБЕДЕВ

(Укр. гос. мор. техн. ун-т им. адмирала Макарова, г. Николаев, Украина)

Математической обработкой результатов испытаний по методу вставок закаливающихся при сварке сталей получено уравнение для расчета критических напряжений замедленного разрушения ЗТВ с мартенситной структурой. Рассмотрены вопросы склонности к образованию холодных трещин сварных соединений со смешанной мартенситно-бейнитной структурой ЗТВ.

Equation for calculation of delayed fracture critical stresses in the HAZ with a martensitic structure has been derived by mathematical processing of results of implant tests of steels hardening during welding. Issues associated with susceptibility of welded joints with a mixed martensitic-bainitic structure of the HAZ to cold cracking are considered.

При сварке низколегированных высокопрочных сталей в результате высоких скоростей охлаждения высокотемпературные участки зоны термического влияния (ЗТВ) испытывают мартенситное превращение. Неравномерное распределение внутренних микронапряжений, обусловленных природой этого превращения, приводит к их последующей релаксации за счет процессов микропластической деформации. Она, усиливаемая действием остаточных сварочных напряжений и напряжений от внешней нагрузки, а также отрицательного влияния водорода, может привести к образованию микротрещин с последующим перерастанием их в макротрещины, а затем и к разрушению сварных соединений по ЗТВ. Такие трещины получили название холодных.

Несмотря на то что основные факторы образования холодных трещин известны, аналитические методы оценки склонности к их образованию в основном носят качественный характер. Поэтому разработка количественных расчетных методов оценки свариваемости высокопрочных закаливающихся сталей является актуальной задачей.

Одним из методов исследований, позволяющим получить количественную информацию о влиянии режима и условий сварки на склонность к образованию холодных трещин при сварке закаливающихся сталей, является метод вставок [1]. Выполненный объем исследований по этому методу для сталей различного легирования позволил получить расчетное выражение для критических напряжений замедленного разрушения $\sigma_{кр}$ металла ЗТВ с полностью мартенситной структурой для соединений с бейнитным металлом шва. Путем математической обработки экспериментальных данных с учетом основных факторов, влияющих на образование холодных трещин, получено уравнение

$$\sigma_{кр} \text{ (МПа)} = (4,6 - 0,075W_{550}) \times (M_H - 140 - 1,4W_{550}) \sqrt{\frac{0,08}{d}} \frac{1}{\sqrt{H_0}}, \quad (1)$$

где W_{550} — мгновенная скорость охлаждения при температуре 550 °С; M_H — температура начала мартенситного превращения стали; d — средний диаметр аустенитного зерна ЗТВ, из которого при охлаждении образовался мартенсит; H_0 — концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле, определяемая по «карандашной пробе» [2], см³/100 г. Среднеквадратичное отклонение расчетных значений от экспериментальных составляет ±40 МПа.

Критерием образования холодных трещин в сварном соединении по [3] является

$$\sigma_{кр} = k\sigma_{0,2}, \quad (2)$$

где k — коэффициент риска; $\sigma_{0,2}$ — предел текучести свариваемой стали.

В связи с тем, что испытывались образцы-вставки с концентратором напряжений в виде надреза можно принять $k = 1$ и рассчитать по формуле (1) условия стойкости сварного соединения к холодным трещинам при мартенситной структуре ЗТВ. Однако жесткие и не всегда выполнимые условия получения качественных сварных соединений с мартенситной структурой ЗТВ требуют прогнозирования стойкости к образованию холодных трещин металла со смешанной мартенситно-бейнитной структурой. По этому вопросу имеются лишь качественные данные по отдельным сталям. Поэтому целесообразно проанализировать влияние структуры ЗТВ в существующих методах оценки свариваемости закаливающихся сталей, полученных на основе испытаний сварных соединений.

Одним из таких методов аналитической оценки свариваемости для низкоуглеродистых низколе-

гированных сталей является показатель трещинообразования P_c , предложенный японскими исследователями Е. Ито и К. Бэсё [4]:

$$P_c = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B + \frac{\delta}{600} + \frac{H}{60} \quad (3)$$

Оценка свариваемости по параметру P_c применима для сталей, содержащих 0,07...0,22 % С; 0,4...1,4 % Мн; до 0,6 % Si; до 1,2 % Cr; до 1,2 % Ni; до 0,7 % Мо; до 0,12 % V; до 0,5 % Cu; до 0,005 % В для толщин свариваемых пластин 19...50 мм и концентраций диффузионного водорода от 1 до 5 см³/100 г.

Критическое значением $P_c = 0,286$. До этого значения P_c холодные трещины при сварке стали не возникают. Если P_c превышает его, то предотвратить образование холодных трещин при сварке данной стали можно предварительным подогревом ее перед сваркой до температуры, значение которой можно рассчитать по формуле

$$T_n (^\circ C) = 1440P_c - 392. \quad (4)$$

Таким образом, оценка свариваемости низкоуглеродистых низколегированных сталей для эффективной погонной энергии 13...14 кДж/см по параметру P_c позволяет учитывать влияние на склонность к холодным трещинам химического состава стали, концентрации диффузионного водорода и толщины листов при их сварке качественными электродами с основным покрытием. В дальнейшем этот показатель модифицировался (P_W, P_H), однако эта модификация базировалась на основах показателя P_c .

Поскольку образование холодных трещин связано с образованием мартенсита, то целесообразно оценить количество мартенсита в ЗТВ при сварке сталей с помощью которых получены выражения для вероятностей отсутствия трещин и растрескивания жестких сварных проб и обоснован параметр трещинообразования P_c .

Количество мартенсита, образуемого в ЗТВ сварных проб в этих сталях, можно рассчитать в зависимости от их состава и режима охлаждения по [5, 6].

Согласно [5] содержание мартенситной составляющей в ЗТВ сварных соединений низколегированных сталей можно рассчитать по формуле

$$M(\tau) = 100 \left[1 - \Phi \left(\frac{\ln \tau - \ln \tau_M}{\ln S_M} \right) \right], \quad (5)$$

где τ — время охлаждения ЗТВ от 850 до 500 °С, с; τ_M — время охлаждения в том же температурном интервале, при котором в ЗТВ образуется 50 % мартенсита; S_M — постоянная, которая для заданного состава стали характеризует крутизну спада кривой содержания мартенсита по мере увеличения времени τ .

Значения $\ln \tau_M$ и $\ln S_M$ рассчитываются в зависимости от химического состава стали. Количество мартенсита в ЗТВ низколегированных сталей по формуле (5) можно рассчитывать для сталей, содержащих, не более: 0,4 % С; 2 % Мн; 0,8 % Si; 2 % Cr; 1,5 % Ni; 1 % Мо; 0,3 % V; 0,5 % Cu, 0,06 % Ti; 0,06 % Al; 0,5 % W; 0,1 % Nb. При этом время охлаждения термического цикла ЗТВ от 850 до 500 °С должно находиться в пределах от 5 до 200 с.

Согласно другому методу [6] рассчитывается критический режим охлаждения, при котором из аустенита ЗТВ образуется структура, состоящая из 95 % мартенсита и 5 % бейнита:

$$\Delta t_3 = (5,5C)^{1,45} \cdot 10^r, \quad (6)$$

где Δt_3 — время охлаждения аустенита от критической точки A_3 до температурного начала мартенситного превращения M_k , когда в ЗТВ образуется 95 % мартенсита; C — процентное содержание углерода в аустените по массе; $r = 0,32(Si - 0,3) + 0,62(Mn - 0,6) + 0,66(Cr - 0,15) + 0,25(Ni - 0,15) + 0,1Mo + 1,08V$ — показатель степени, зависящий от содержания легирующих элементов в стали.

Практически полная закалка аустенита ЗТВ у сталей может произойти, если время охлаждения от A_3 до M_k на стадии охлаждения после прогрева дугой $\Delta t_{охл}$ будет меньше Δt_3 . Время $\Delta t_{охл}$ зависит от погонной энергии нагрева и значений критических точек A_3 и M_k и может быть рассчитано по формуле

$$\Delta t_{охл} = \frac{q_n}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{M_n - T_0} - \frac{1}{A_3 - T_0} \right), \quad (7)$$

где q_n — погонная энергия сварки; λ — коэффициент теплопроводности стали; T_0 — начальная температура изделия.

Критическую точку A_3 можно рассчитать по формуле, полученной нами при математической обработке около 40 марок конструкционных низколегированных сталей различного легирования:

$$A_3(^\circ C) = 910 - 229C + 32Si - 25Mn - 8Cr - 18Ni + 2Mo + 117V - 24Cu + 7W - 120B, \quad (8)$$

где $C, Si, Mn, Cr, Ni, Cu, W, V, Mo, B$ — содержание углерода и легирующих элементов в стали по массе, %.

Среднеквадратичное отклонение составляет ± 11 °С.

При расчете M_n в зависимости от химического состава для 17 низко- и среднелегированных сталей (у которых содержание углерода и легирующих элементов изменялось в пределах: С от 0,04 до 0,23 %; Si от 0,25 до 0,49 % (в обработке не включен); Мн от 0,37 до 3,7 %; Cr от 0 до 4,2 %; Ni от 0 до 4,8 %; Мо от 0 до 0,53 %; V от 0 до 0,18 %; Zr от 0 до 0,15 %; Ti от 0 до 0,05 %) выполнена математическая обработка экспериментальных данных кинетики превращения аустенита в условиях воз-

действия сварочных термомеханических циклов. Расчетное уравнение имеет следующий вид:

$$M_n = 520 - 380C - 18,4Mn - 12Cr - 8,2Ni - 21,5Mo - 170V + 6,6Zr + 500Ti. \quad (9)$$

Среднеквадратичное отклонение составляет $\pm 16^\circ\text{C}$.

В соответствии с [6] можно рассчитать также время охлаждения ЗТВ от критической точки A_3 до M_n , когда в ней образуется 50 % мартенсита. Это время $\Delta t_{0,5}^M$ рассчитывается по формуле

$$\Delta t_{0,5}^M = (9C)^{1,45} \cdot 10^n, \quad (10)$$

где $n = 0,48(Si - 0,3) + 0,73(Mn - 0,6) + 0,75(Cr - 0,15) + 0,32(Ni - 0,15) + 0,63Mo + 1,14V$ — показатель степени, зависящий от содержания легирующих элементов в стали.

Рассчитав $\Delta t_{0,5}^M$ и Δt_3 , интерполированием можно определить содержание мартенсита в ЗТВ от 50 до 95 %.

В расчетах по формулам (6) и (10) нет конкретных ограничений по времени охлаждения ЗТВ, но предполагается, что сформированный аустенит в высокотемпературных участках ЗТВ имеет распределение углерода, близкое к однородному. Расчеты по этим формулам могут проводиться для сталей, содержащих: 0,04...0,59 % C; 0,3...1,85 % Si; 0,3...3,7 % Mn; 0,15...3 % Cr; 0,15...3,6 % Ni; 0...0,5 % Mo; 0...0,21 % V. Результаты расчета количества мартенсита в ЗТВ по формулам (5) и (6), (10) приведены в таблице.

Анализ результатов расчета содержания мартенсита в высокотемпературных участках ЗТВ жестких проб по (5) и (6), (10) показал хорошее совпадение. Среднеквадратичное отклонение по двум методам расчета для 24 сталей составляет $\pm 14\%$.

Сопоставление параметра P_c со структурой ЗТВ сталей показывает, что если его значение становится выше критического, то доля мартенсита в ЗТВ почти всегда превышает 50 %.

Расчет температуры предварительного подогрева с использованием P_c по уравнению (4) для некоторых сталей (№ 2, 11, 15, 17, 18, 27) дает завышенное значение, так как при этой температуре подогрева количество мартенсита в ЗТВ незначительно. По другим сталям сопоставление температуры предварительного подогрева, предотвращающей образование холодных трещин в жестких пробах, с содержанием мартенсита в ЗТВ позволяет установить критические, допустимые значения доли мартенсита при сварке низколегированных сталей повышенной прочности. Так, для 15 сталей с содержанием мартенсита в ЗТВ от 50 % и более статистический анализ позволяет найти наиболее вероятную допустимую долю мартенсита в ЗТВ жестких проб, при которой не происходит их расстрескивание. Среднеарифметическое значение рассматриваемого вариационного ряда равно 74,3 %.

Поскольку параметр P_c вероятностный, то за максимально допустимое значение содержания мартенсита в ЗТВ рассматриваемых сталей можно принять 70...75 %. Из них в некоторых сталях появление трещин возможно и при более низком его содержании в ЗТВ, вплоть до 50 %. Отсюда для обеспечения стойкости к холодным трещинам необходим предварительный подогрев, обеспечивающий количество мартенсита в ЗТВ в указанном диапазоне. Минимальной температурой подогрева будет та, при которой в ЗТВ образуется 70...75 % мартенсита, а максимальной — 50 %. Вопрос о том, какое содержание мартенсита в ЗТВ будет критическим с точки зрения образования холодных трещин зависит от конкретных условий сварки, химического состава стали и ее механических свойств.

Для случая наплавки на массивное изделие или многопроходной сварки листов значения этих температур можно рассчитать по уравнению (7), где вместо времени $\Delta t_{\text{охл}}$ необходимо подставить величины $\Delta t_{0,5}^M$ и $\frac{\Delta t_{0,5}^M + \Delta t_3}{2}$.

Для случая однопроходной сварки

$$\Delta t_{\text{охл}} = \frac{q^2}{4\pi\lambda\sigma^2\delta^2} \left[\frac{1}{(M_n - T_0)^2} - \frac{1}{(A_3 - T_0)^2} \right], \quad (11)$$

где δ — толщина листа.

Полученные рекомендации для указанных условий сварки справедливы, если температура предварительного подогрева не превышает 200°C . Предварительный подогрев до более высоких температур приводит как к отдыху образуемого мартенсита в ЗТВ, так и ускорению процесса дегазации диффузионного водорода из сварного соединения. В этом случае допустимое содержание в ЗТВ (70...75 %), не приводящее к образованию холодных трещин, может быть повышено. Об этом свидетельствуют и расчетные данные таблицы, полученные для сталей № 13, 14, 29, 30. Следует отметить смещение вправо, примерно на 0,025, показателя P_c со структурой ЗТВ с 50 % мартенсита относительно его критического значения 0,286. Это, по видимому, связано с более резким охлаждением ЗТВ жесткой пробы с Y-образной разделкой, чем в принятом расчете термического цикла при наплавке на массивное изделие.

В работе [7] установлено, что зависимостью между значениями P_c (P_w) можно пользоваться до полной погонной энергии сварки 30 кДж/см (эффективной около 24000 Дж/см) при сравнимой длительности охлаждения от 300 до 100°C . Выполненные аналогичные расчеты для 25 сталей, на которых сваривались жесткие пробы, показали, что P_c (P_w) для ЗТВ со структурой 50 % мартенсита сдвигается к значению 0,36. Поэтому расчет температуры предварительного подогрева по формуле (4) в этом случае дает завышенное значение.

Влияние химического состава сталей [7] на количество мартенсита в металле ЗТВ сварных соединений жестких проб, на основе которых установлен параметр трещинообразования P_c

№ п./п	P_c (хим.)	P_c	$A_3, ^\circ C$	$M_H, ^\circ C$	$\Delta t_{0,5}^M, ^\circ C$	$\Delta t_3, ^\circ C$	M, %		$T_H, ^\circ C;$ M, % по (P_c)	$T_H, ^\circ C$, при	
							по (6), 10	по (5)		70...75 % M	50 % M
1	0,214	0,290	871	445	2,6	0,63	–	13	–	–	–
2	0,225	0,323	877	452	1,8	0,74	–	21	73; <<50	–	–
3	0,245	0,326	871	432	19,4	3,0	83	53	77; 80	141	237
4	0,255	0,331	841	449	7,5	2,5	52	54	85; 50	–	64
5	0,308	0,353	845	438	12,2	1,9	72	73	116; 62	–	159
6	0,199	0,276	850	441	5,1	1,7	–	34	–	–	–
7	0,292	0,369	859	430	18,4	3,1	83	65	139; 71,5	135	221
8	0,224	0,322	865	450	10,8	3,4	77	43	72; 70	50	126
9	0,270	0,359	861	431	8,4	3,1	60	58	125; <50	–	63
10	0,316	0,393	854	418	19,8	3,8	85	78	174; 66	140	219
11	0,248	0,325	833	437	4,0	1,5	–	53	78; <<50	–	–
12	0,303	0,349	857	411	17,4	2,9	81	85	110; 71	99	191
13	0,335	0,412	828	401	56,2	15,3	>95	91	201; 92	280	316
14	0,359	0,457	823	406	96,3	12,7	>95	96	266; 84	325	354
15	0,266	0,345	854	434	6,0	2,2	45	51	105; <<50	–	–
16	0,317	0,394	844	407	15,2	3,0	79	83	175; 50	70	175
17	0,184	0,313	877	458	1,8	0,42	–	4	60; <<50	–	–
18	0,214	0,321	878	453	1,8	0,73	–	19	70; <<50	–	–
19	0,264	0,370	870	425	29,0	4,2	89	64	141; 81,5	210	312
20	0,252	0,383	839	448	8,3	2,7	58	58	160; <50	–	88
21	0,296	0,403	854	421	20,4	3,2	84	84	188; 85	140	227
22	0,222	0,350	847	432	7,4	2,5	51	53	112; <50	–	38
23	0,295	0,423	857	426	21,1	3,5	85	70	217; 60	156	237
24	0,237	0,344	861	444	11,4	3,7	80	49	103; 60	70	150
25	0,313	0,419	854	415	16,5	5,6	88	78	211; <50	120	187
26	0,304	0,432	856	425	14,6	2,9	78	65	230; <50	85	176
27	0,235	0,363	836	442	3,2	1,3	–	57	130; <<50	–	–
28	0,306	0,412	859	413	14,0	2,5	76	81	201; <50	55	154
29	0,293	0,422	837	415	33,3	9,7	>95	82	216; 78,5	240	284
30	0,353	0,480	825	408	103,0	13,1	>95	96	299; 81	330	359
31	0,266	0,373	857	437	5,0	1,9	–	43	145; <50	–	–
32	0,312	0,440	848	408	15,8	2,9	80	85	242; <50	80	172

Поскольку склонность сталей к образованию холодных трещин в сварных соединениях проявляется в ЗТВ с мартенситной структурой, то влияние легирования сталей следует оценивать с учетом этого превращения. Влияние углерода и легирующих элементов на процессы замедленного разрушения сварных соединений и образование холодных трещин обусловлено температурным интервалом мартенситного превращения. В работах [8, 9] установлено, что сопротивляемость закаливающимся сталей образованию холодных трещин увеличивается с повышением температуры начала мартенситного превращения. При высоких температурах происходит самоотпуск мартенсита,

что ведет к релаксации внутренних микронапряжений и снижает способность его к замедленному разрушению. На наш взгляд, необходимо проанализировать влияние на замедленное разрушение не только температуры начала мартенситного превращения, но и всего температурного интервала этого превращения.

С этой целью проанализировано влияние углерода и легирующих элементов также на температуру образования 50 % мартенсита M_{50} и температуру образования 75 % мартенсита M_{75} . Математическая обработка выполнена для мартенситных превращений, происходящих в сталях, аналогичных при выводе уравнения (9):

$$M_{50} = 520 - 450C - 28Mn - 11,5Cr - 10,6Ni - 29Mo - 160V + 24Zr + 180Ti, \quad (12)$$

$$M_{75} = 540 - 595C - 43,4Mn - 14,5Cr - 11Ni - 22,6Mo - 125V - 160Zr + 550Ti. \quad (13)$$

В приведенных уравнениях среднеквадратичное отклонение для M_{50} составляет $\pm 16^\circ\text{C}$, а для M_{75} — $\pm 18^\circ\text{C}$.

Данные этого анализа показывают, что по мере увеличения содержания мартенсита в стали при его образовании из аустенита углерод и марганец усиливают понижение температуры мартенситного превращения. Влияние хрома, никеля и ванадия на этот интервал примерно постоянно, а титана и циркония повышают температуру превращения мартенсита. Последнее, по-видимому, обусловлено связыванием углерода в стойкие, не растворимые при сварочном термоцикле, карбиды. Из всех проанализированных элементов легирования наименьшее снижение мартенситного превращения наблюдается при легировании никелем.

Для определения влияния содержания мартенсита в ЗТВ при сварке низкоуглеродистых низколегированных сталей на критические напряжения замедленного разрушения при испытаниях по методу вставок была выполнена математическая обработка экспериментальных данных, полученных в работе [10]. В этой работе выполнены испытания по методу вставок 25 сталей, используемых для трубопроводов в нефтегазовой промышленности. Поскольку приварка вставок выполнена на малой эффективной погонной энергии 7500 Дж/см, то несмотря на незначительный уровень легирования сталей аустенит при охлаждении металла ЗТВ частично превращался в мартенсит. Содержание мартенсита в ЗТВ было рассчитано по формулам (6) и (10). Для анализа оставлены 17 сталей, в которых количество мартенсита превышало 50 %. Содержание углерода и легирующих элементов в этих сталях находилось в пределах: С от 0,045 до 0,2 %; Si от 0,04 до 0,54 %; Mn от 1,14 до 2,07 %; Cr до 0,55 %; Ni до 1,5 %; Mo до 0,56 %; V до 0,094 % и Nb до 0,076 %. Предполагалось также, что на критические напряжения замедленного разрушения влияет значение температуры M_{75} , а также содержание углерода в стали от которого зависит твердость мартенсита и уровень внутренних напряжений второго рода. Расчет M_{75} выполняли по фор-

муле (13). В результате математической обработки получено следующее уравнение:

$$\sigma_{кр} = 750 - 1500C + 0,6M_{75} - 5(\%M). \quad (14)$$

Среднеквадратичное отклонение при расчете $\sigma_{кр}$ по (14) довольно велико и составляет ± 100 МПа. Его можно использовать лишь для качественной оценки влияния содержания мартенсита в ЗТВ низкоуглеродистых низколегированных сталей на их склонность к замедленному разрушению при сварке. Если предположить, что холодные трещины в ЗТВ сварных соединений сталей не возникают при условиях сварки, когда критические напряжения при испытаниях по методу вставок равны или превышают их предел текучести, то для сталей с более низкими значениями предела текучести согласно (14) можно допускать в ЗТВ и больше мартенсита. Аналогично будет и с более низкой концентрацией диффузионного водорода. Это позволяет сузить интервал требуемых температур подогрева. Получение количественных связей такого влияния с учетом водорода для смешанной мартенситно-бейнитной структуры ЗТВ требует проведения дальнейших исследований.

1. *Granjon H.* The implants method for studying the weldability of high-strength steels // *Metal Constr. and British Welding J.* — 1969. — N 11. — P. 509–511.
2. *Козлов Р. А.* Водород при сварке корпусных сталей. — Л.: Судостроение, 1966. — 176 с.
3. *Evaluation of cold cracking susceptibility* / F. Marguet, A. Bragard, A. T. Fikkers, T. Muller // *Welding Res. Intern.* — 1979. — 9, N 2. — P. 33–54.
4. *Ито Е., Бэсё К.* Усовершенствованная формула оценки трещинообразования и формула для расчета температуры предварительного подогрева // *Ёсэцу гаккайси.* — 1968. — 37, N 9. — С. 983–991.
5. *Касаткин О. Г., Зайфарт П.* Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния дуговой сварки низколегированных сталей // *Автомат. сварка.* — 1984. — № 1. — С. 7–11.
6. *Лебедев Ю.М.* Влияние состава стали на формирование структуры ЗТВ сварных соединений // *Там же.* — 1999. — № 11. — С. 8–13.
7. *Выбор* надлежащих условий предварительного подогрева для предупреждения холодных трещин в стальных конструкциях. Сообщение 2. Способ определения локального подогрева / К. Саго, С. Мацуи, Е. Ито, К. Бэсё // *Ёсэцу гаккайси.* — 1972. — 41, № 1. — С. 34–46.
8. *Макара А. М., Мосендз Н. А.* Сварка высокопрочных сталей. — Киев: Техника, 1971. — 139 с.
9. *Макаров Э.Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
10. *Bryhan A. J.* The effect of testing procedure on implant test results // *Weld. Res. Supp.* — 1981. — N 9. — P. 169–176.

ОСОБЕННОСТИ ТРАНСПОРТА ВОДОРОДА ПРИ ПОДВОДНОЙ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

С. Ю. МАКСИМОВ, Т. В. КОРОЛЕВА (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),
И. Г. ЛАВРИНЕЦ (НПФ «Корба», пгт Буча, Киевская обл., Украина)

Рассмотрены особенности математического моделирования и результаты расчета транспорта водорода при «мокрой» подводной сварке плавлением стыковых швов из малоуглеродистой и низколегированной сталей. Показано влияние глубины сварки на концентрацию водорода в металле шва и ЗТВ.

Peculiarities of mathematical modelling and results of calculation of transport of hydrogen in underwater «wet» fusion butt welding of low-carbon and low-alloy steels are considered. The depth of welding is shown to affect the concentration of hydrogen in the weld and HAZ metal.

Введение. При мокрой подводной сварке электрическая дуга горит в парогазовом пузыре, в составе которого 95...98 % водорода [1 и др.]. С увеличением глубины сварки давление в нем возрастает, что приводит к повышению парциального давления водорода над сварочной ванной, а это в свою очередь к увеличению насыщения водородом жидкого металла капле и сварочной ванны [2 и др.]. Последнее может приводить к интенсивному порообразованию в зоне плавления (ЗП), а также к насыщению водородом зоны термического влияния (ЗТВ) и, следовательно, к увеличению риска образования водородных (холодных) трещин.

В настоящее время научились достаточно эффективно бороться с порами с помощью соответствующих металлургических воздействий на жидкий металл сварочной ванны [3]. Однако в металле ЗТВ возможности воздействия более ограничены, поэтому проблема водородных трещин здесь достаточно актуальна.

Большие трудности экспериментальной оценки кинетики насыщения ЗТВ диффузионным водородом обуславливают привлечение для этих расчетных методов. В этом направлении известен ряд работ [4–6 и др.] применительно к условиям сварки в обычных атмосферных условиях. Для мокрой подводной сварки применение таких подходов тре-

бует соответствующей адаптации. Этому вопросу и посвящается настоящая работа.

Постановка задачи и экспериментальные наблюдения на модельном образце. Рассмотрим конкретную задачу мокрой подводной сварки стыковых соединений из сталей Ст3 и 17Г1С, химический состав которых приведен в табл. 1. Дуговая механизированная сварка порошковой проволокой на металлической остающейся подкладке (рис. 1) пластин толщиной 14 мм выполняется многослойной сваркой. Наибольшее беспокойство с позиций холодных трещин в металле ЗТВ вызывает сварка корневого шва. В рассматриваемом случае использовался режим: $I_{св} = 160...180$ А; $U_{д} = 30...38$ В; $v_{св} = 6$ м/ч; $\alpha_{н} = 9$ г/(А·ч); $T_{ср} = 20$ °С.

В табл.1 для указанного химического состава приведено значение эквивалента углерода $P_{см}$ по [4], т.е.

$$P_{см} = C + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Si}{30} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B + \frac{Ni}{60} \quad (1)$$

Там же указаны критические концентрации диффузионного водорода $H_{кр}$, при которых возникает риск образования холодных трещин для толщин 14 мм в условиях свободного образца ($H_{кр}^{св}$) и закрепленного образца ($H_{кр}^{зак}$). Последние рассчитаны по зависимости из [4]:

$$\log_{10} H_{кр} = P_{\omega}^{кр} - 12P_{см}, \quad (2)$$

Таблица 1. Химический состав сталей Ст3 и 17Г1С в массовых долях (%)

Сталь	C	Si	Mn	$P_{см}$	$H_{кр}^{св}$, см ³ /100 г	$H_{кр}^{зак}$, см ³ /100 г
Ст3	0,18	0,21	0,55	0,215	32	10
17Г1С	0,16	0,45	1,5	0,25	12	4

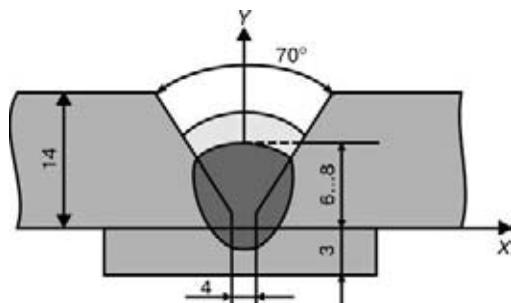


Рис. 1. Схема сварного соединения с корневым швом

где $P_{\omega}^{кр} = 4,1$ при сварке в свободном состоянии и $P_{\omega}^{кр} = 3,6$ при сварке в закреплённом. Видно, что критические значения $H_{кр}$ в металле ЗТВ даже низкоуглеродистой стали Ст3 при сварке в закреплённом состоянии (что довольно характерно для ремонтных работ под водой) достаточно низкие — порядка $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Для низколегированной стали 17Г1С эта величина равна лишь $4 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, т. е. риск появления водородных трещин достаточно велик.

В качестве модельных образцов, на которых выполнялась экспериментальная часть работы, использовались образцы размером $15 \times 10 \times 25 \text{ мм}$ для определения диффузионного водорода хроматографическим методом [7] (ГОСТ 23338–91). Сварка выполнялась на указанном выше режиме в гидробарокамере с имитацией глубин от 0,1 до 100 м. Кроме $H_{диф}$, по этим же образцам определяли содержание остаточного водорода $H_{ост}$ и химический состав наплавленного металла. Полученные результаты для глубин 0,1; 50 и 100 м приведены в табл. 2.

Результаты экспериментальных наблюдений показывают, что металл ЗП достаточно интенсивно окисляется, что приводит к низкому содержанию углерода, кремния и марганца. Влияние основного металла образца незначительное. В наплавленном металле содержание диффузионного и остаточного водорода возрастает с увеличением глубины сварки. Естественно ожидать увеличения содержания водорода и в металле ЗТВ, однако измерить его стандартным методом (учитывая малые размеры металла ЗТВ) затруднительно. Более того, применение ультрасовременной методики локального анализа [5] позволило бы получить только качественные оценки, поскольку условия охлаждения модельного образца (рис. 2) и исследуемого соединения (см. рис. 1) заметно отличаются, а проводить измерения на натурном образце достаточно большого сечения затруднительно.

Тем не менее, полученные данные как по нагреву модельного образца, так и по результатам измерения содержания водорода в наплавленном металле позволяют в определенной степени уточнить граничные условия для математического моделирования.

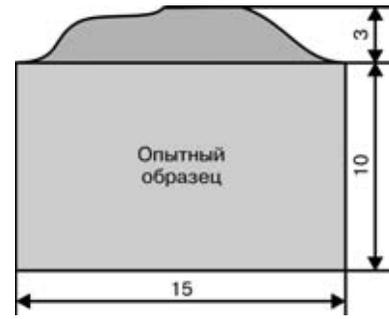


Рис. 2. Схема модельного образца

Моделирование температурного поля. Для описания распределения температур в сечении $Z = \text{const}$ (см. рис. 1) использовалась компьютерная программа в рамках 2D, разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона. Распределение температуры $T(x, y, t)$ определяется решением следующей краевой задачи:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + W(x, y, z) = c\gamma \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (3)$$

$$\begin{aligned} &\text{при } t = 0 \quad T = T_0(x, y, 0) = \\ &= \begin{cases} T_{\text{сп}}^{\text{пл}} \approx 1700 \text{ }^\circ\text{C} \text{ в ЗП,} \\ 20 \text{ }^\circ\text{C} \text{ за пределами ЗП,} \end{cases} \quad (4) \end{aligned}$$

$$\text{при } y = 0 \quad \frac{\partial T}{\partial x} = 0, \quad (5)$$

на остальной границе теплообмен — по закону Ньютона

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = -\alpha (T - T_{\text{сп}}) \quad (6)$$

при $\alpha = \alpha_{\text{в}}$ — вне парогазового пузыря; $\alpha = \alpha_{\text{пр}}$ — в пределах парогазового пузыря.

Условия существования парогазового пузыря определяются температурой поверхности $T_{\text{п}}$ и глубиной сварки L :

$$\begin{aligned} T_{\text{п}} &> 100 \text{ }^\circ\text{C} \quad \text{при } L = 0 \text{ м;} \\ T_{\text{п}} &> 120 \text{ }^\circ\text{C} \quad \text{при } L \leq 10 \text{ м;} \\ T_{\text{п}} &> 160 \text{ }^\circ\text{C} \quad \text{при } L \leq 50 \text{ м;} \\ T_{\text{п}} &> 185 \text{ }^\circ\text{C} \quad \text{при } L \leq 100 \text{ м.} \end{aligned} \quad (7)$$

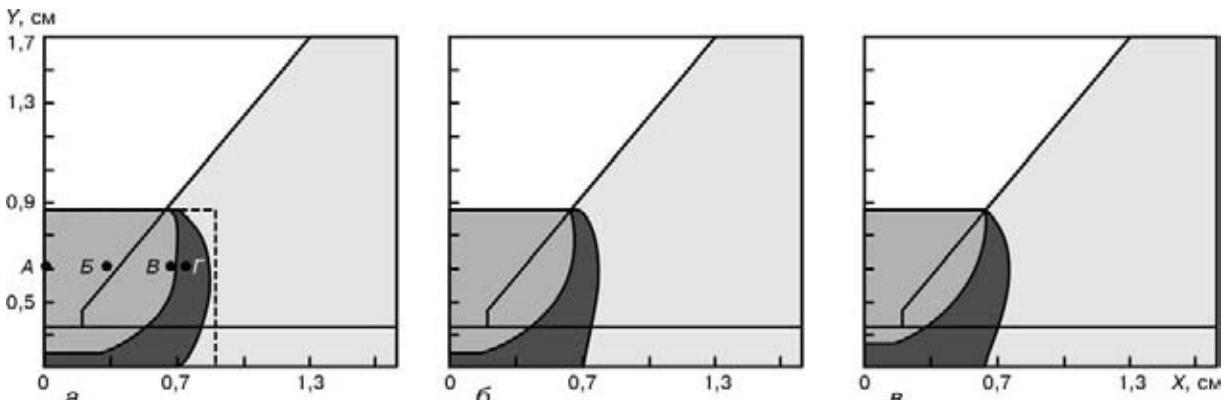
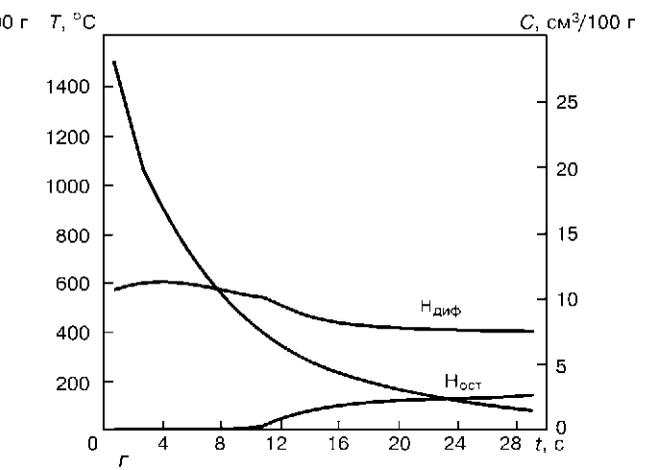
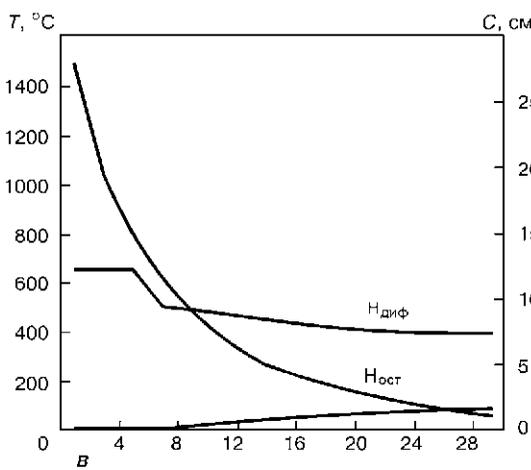
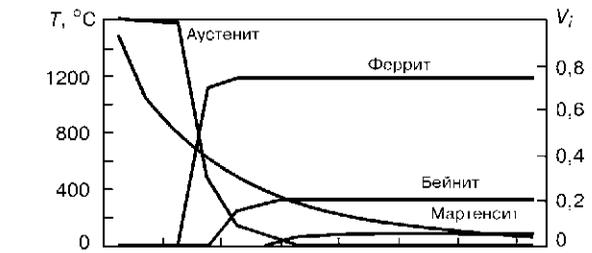
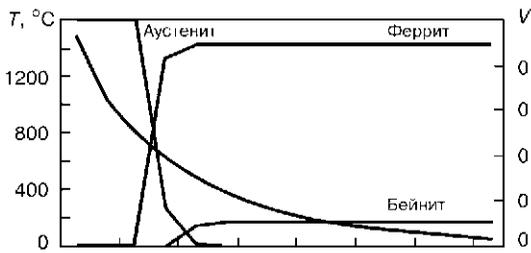
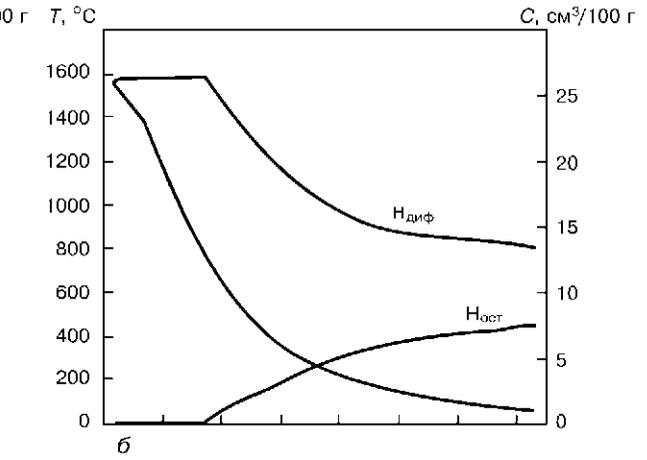
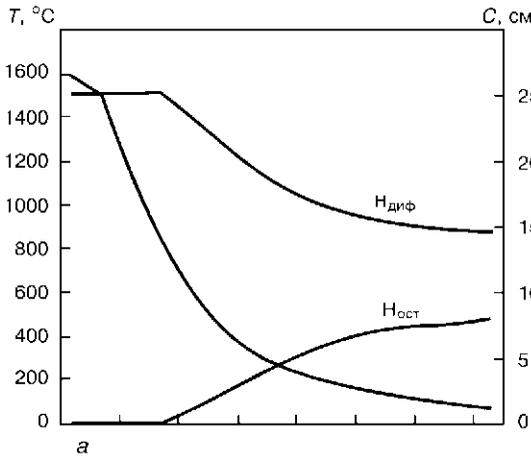
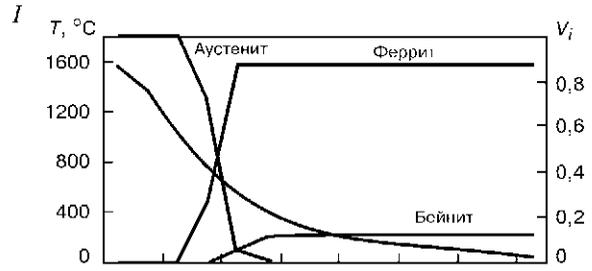
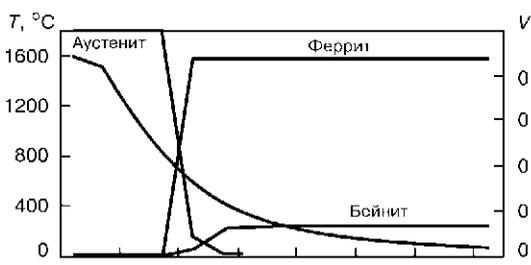


Рис. 3. Зона плавления (серый фон) и зона термического влияния (темный) на глубине 0,1 (а), 50 (б) и 100 м (в) при режиме сварки: $I_{\text{св}} = 180 \text{ А}$, $U_{\text{св}} = 32 \text{ В}$, $v_{\text{св}} = 0,17 \text{ м/с}$; штриховая линия — диффузионная зона; А–Г — характерные точки



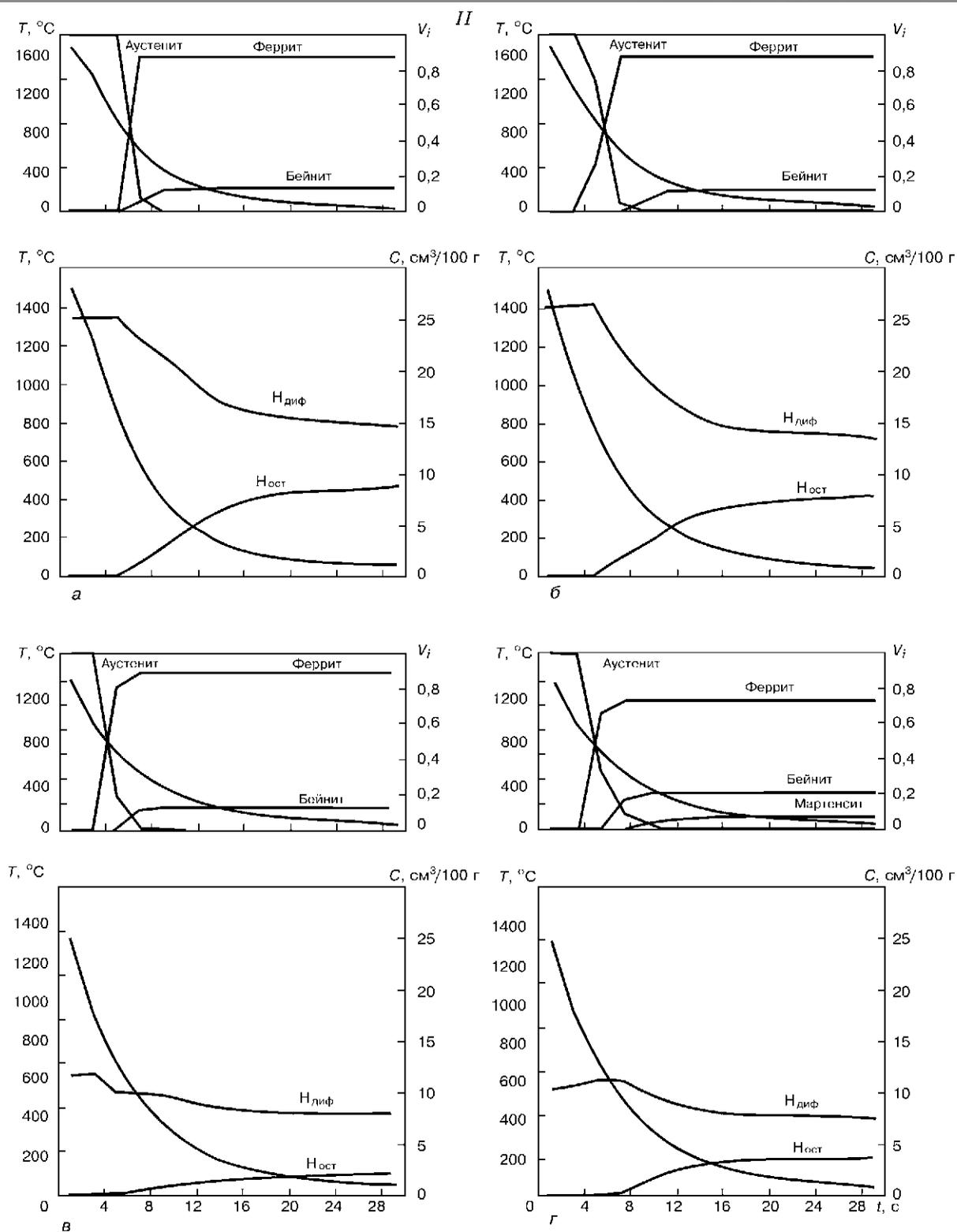
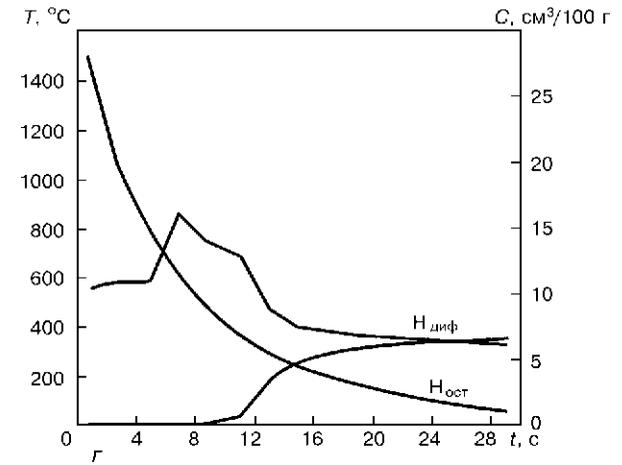
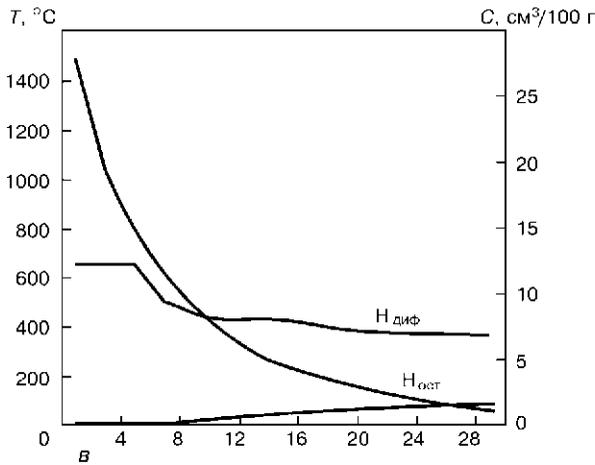
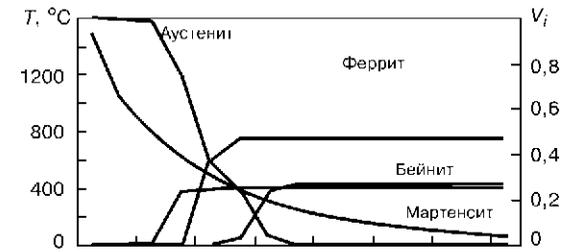
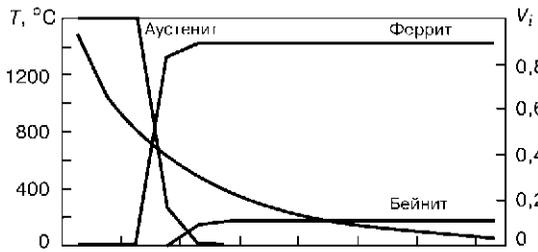
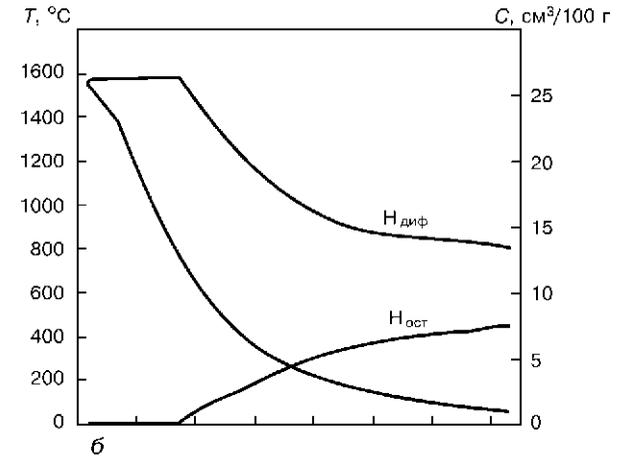
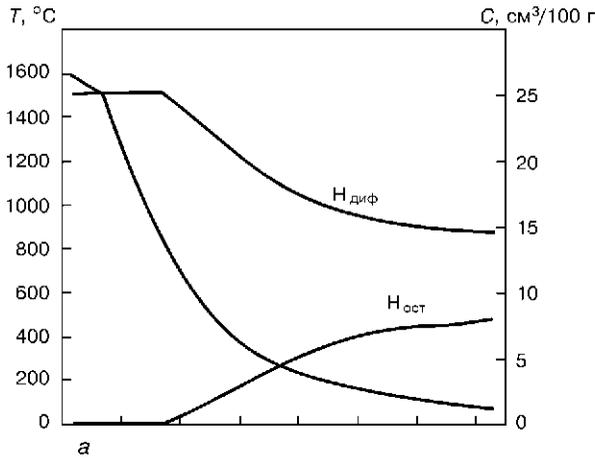
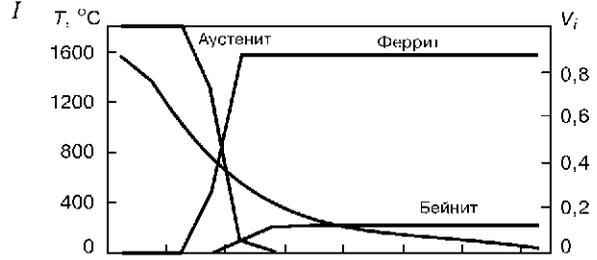
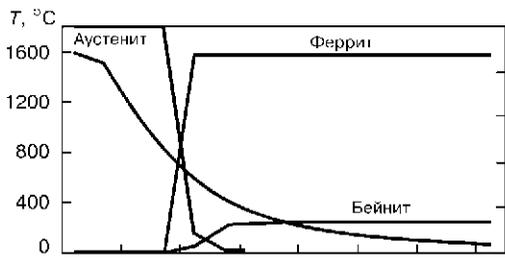


Рис. 4. Кинетика изменения во времени температур, микроструктурных составляющих V_i (i — аустенит, бейнит, феррит, мартенсит), диффузионного водорода $H_{диф}$, водорода в ловушках $H_{ост}$ для сварного соединения из стали Ст3 в характерных точках (А — а, Б — б, В — в, Г — г) на глубине 0,1 (I), 100 (II) м



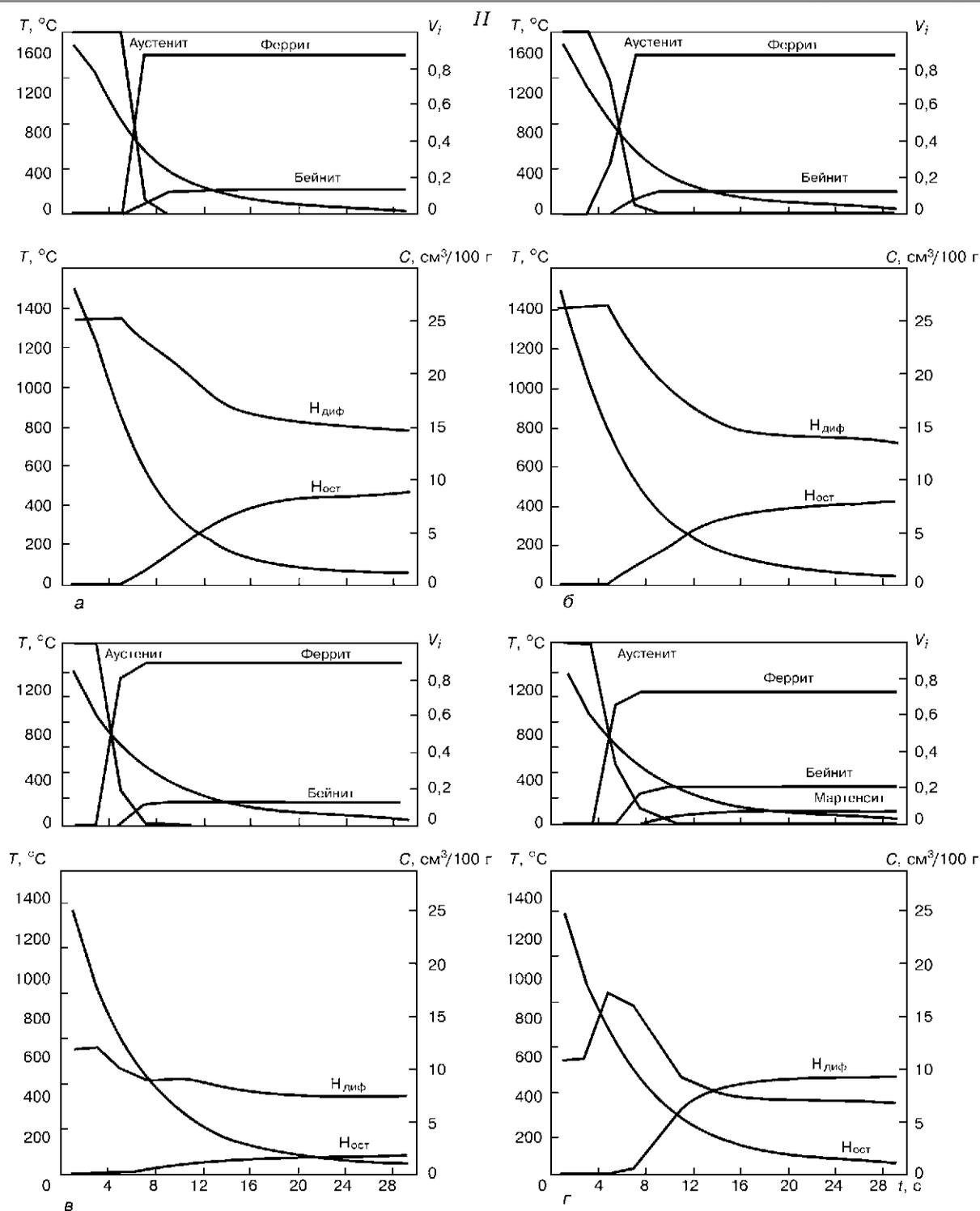


Рис. 5. Кинетика изменения во времени температур, микроструктурных составляющих V_j (j — аустенит, бейнит, феррит, мартенсит), диффузионного водорода $H_{диф}$, водорода в ловушках $H_{ост}$ для сварного соединения из стали 17Г1С в характерных точках (А — а, Б — б, В — в, Г — г) на глубине 0,1 (I), 100 (II) м

Таблица 2. Результаты экспериментальных наблюдений на модельных образцах

Глубина сварки, м	Химический состав металла ЗП	$H_{3 \text{ диф}}^{\text{диф}}, \text{ см}^3/100 \text{ г}$	$H_{3 \text{ ост}}^{\text{ост}}, \text{ см}^3/100 \text{ г}$
0,1	0,034 C; 0,04 Si; 0,07 Mn	14,3	7,8
50	0,053 C; 0,04 Si; 0,04 Mn	15,2	23,4
100	0,046 C; 0,04 Si; 0,05 Mn	19,9	–

Примечание. Состав парогазового пузыря следующий: $O_2 < 0,52 \%$, $H_{\text{ост}} = 96...98 \%$, $CO = 1,8...3,3 \%$.

В (3) λ и $c\gamma$ – теплофизические свойства материала; в температурном интервале кристаллизации ЗП используются значения $c\gamma$ с учетом скрытой теплоты кристаллизации материала $q_{ск}$ и эффективного коэффициента теплопроводности $\lambda_{\text{э}} \cong 5\lambda(T_S)$, $c\gamma_{\text{э}} = c\gamma(T_S) + q_{ск}/(T_L - T_S)$, где T_S , T_L – температура соответственно солидуса и ликвидуса в ЗП; $W = \left[\frac{q_{\text{п}}}{F_{\text{ЗП}}} - c\gamma(T_{\text{ср}}^{\text{пр}} - T_0) - q_{ск} \right] \frac{1}{t_0}$ – распределенный источник в пределах ЗП, где $q_{\text{п}} = \frac{I_{\text{св}}U_{\text{д}}}{v_{\text{св}}} \eta_{\text{п}}$; $F_{\text{ЗП}}$ – площадь сечения ЗП; $\eta_{\text{п}}$ – эффективный КПД; t_0 – время ввода тепла.

В описанной модели величины $\eta_{\text{п}}$, $\alpha_{\text{в}}$, $\alpha_{\text{пр}}$ определялись из опытов на модельных образцах. Хорошее согласование с экспериментом получено при $T_0 = 20 \text{ }^\circ\text{C}$, $\alpha_{\text{в}} \approx \alpha_{\text{пр}} \approx 0,208 \text{ Вт}/(\text{см}^2 \cdot \text{ }^\circ\text{C})$ и $\eta_{\text{п}} = 0,50$ при $L = 0...10 \text{ м}$; $\eta_{\text{п}} = 0,45$ при $L = 50 \text{ м}$; $\eta_{\text{п}} = 0,40$ при $L = 100 \text{ м}$.

Математическая модель транспорта водорода. Использовалась компьютерная программа, разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона, реализующая в рамках 2D алгоритм, предложенный авторами [6]. Основные положения расчетного алгоритма заключаются в следующем.

Для рассматриваемой области определяется потенциал $\Pi(x, y, t)$ концентрации диффузионного водорода $H(x, y, t)$ решением краевой задачи

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(KD \frac{\partial \Pi}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(KD \frac{\partial \Pi}{\partial y} \right) - Q(x, y, t) = \frac{\partial}{\partial t} (K\Pi), \quad (8)$$

$$\text{при } t = 0 \quad \Pi(x, y, 0) = \frac{H(x, y, 0)}{K(x, y, 0)}; \quad (9)$$

$$\text{при } x = 0 \quad \frac{\partial \Pi}{\partial x} = 0; \quad (10)$$

на границе с водой $\Pi(x, y, t) \equiv 0$; на границе в парогазовом пузыре $\Pi(x, y, t) = \sqrt{P_{\text{Н}}}$, где $P_{\text{Н}}$ – парциальное давление водорода в парогазовом пузыре; $H(x, y, 0) = H_0$ – в ЗП, в остальной части $H(x, y, 0) = 0,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$; D , K соответственно – коэффициенты диффузии и растворимости водорода; $Q(x, y, t)$ – изменение содержания водорода

Таблица 3. Результаты расчета и экспериментальные данные измерения средних концентраций $H_{\text{диф}}$ и $H_{\text{ост}}$ для модельного образца в зависимости от глубины сварки

$L, \text{ м}$	$t, \text{ с}$	$T_{\text{макс}}, \text{ }^\circ\text{C}$	ЗП		ЗТВ
			$H_{\text{диф}}^{\text{диф}}, \text{ см}^3/100 \text{ г}$	$H_{\text{ост}}^{\text{ост}}, \text{ см}^3/100 \text{ г}$	$H_{\text{диф}}^{\text{диф}}, \text{ см}^3/100 \text{ г}$
0,1	10	258	16,5	5,5	8,5
	20	78	13,5	7,9	6,8
	28	38	13,0 (14,3)	8,2 (7,8)	6,6
100	10	–	21,3	3,7	10,0
	20	–	19,0	5,6	8,5
	28	–	18,6 (19,9)	5,9	8,2

Примечание. В скобках приведены экспериментальные данные.

в ловушках (обратимых и необратимых), вычисляемое при температуре $20 \text{ }^\circ\text{C}$ и атмосферном давлении

$$Q = \mu \frac{\partial}{\partial t} \left(\beta \frac{100 \text{ г}}{\gamma_{\text{м}}} \frac{\Pi^2}{1 \text{ ата}} \frac{293}{(T + 273)} \right), \quad (11)$$

где β – относительный объем ловушек в единице объема; $\gamma_{\text{м}}$ – плотность металла; $\mu = 0$ при $T < T_{\text{об}}$ и

$$\frac{\partial \beta}{\partial t} - \frac{2\beta}{\Pi} \frac{\partial \Pi}{\partial t} - \beta \frac{\partial T}{\partial t} \frac{1}{(T + 273)} < 0, \quad (12)$$

$\mu = 1$ во всех остальных случаях; $T_{\text{об}}$ – температура, ниже которой ловушка становится необратимой.

В работе [6] предложено величины $K(x, y, t)$, $D(x, y, t)$ и $\beta(x, y, t)$ определять в зависимости от микроструктуры в данной точке ЗП либо ЗТВ в виде

$$J(x, y, t) = \sum_i J_i(T) V_i(x, y, t), \quad (13)$$

где $J = K, D, \beta$; $i = a$ – аустенит, $i = f$ – феррит, $i = p$ – перлит, $i = b$ – бейнит, $i = m$ – мартенсит; $V_i(x, y, t)$ – массовая доля i -й микроструктуры в точке (x, y) в момент времени t . Для значений $K_i(T)$, $D_i(T)$, $\beta_i(T)$ в [6] предложены зависимости, используемые в данной работе.

Параметры в данной модели H_0 , β_i определялись на модельных образцах. В табл. 3 приведены результаты расчета по описанному алгоритму для модельного образца при $H_0 = 25 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, $\beta_a = 0$, $\beta_{fp} = 0,005$, $\beta_m = 0,05$ в сопоставлении с экспериментальными данными для ЗП.

Видно, что выбранные параметры H_0 и β_i позволяют получить удовлетворительное согласование расчета с экспериментом. Обращает внимание тот факт, что в металле ЗТВ модельного образца содержание диффузионного водорода достаточно близко к критическим по табл. 1.

Результаты численных исследований для соединения, приведенного на рис. 1. На рис. 3 приведены расчетные данные по размерам ЗП и ЗТВ для рассматриваемого соединения (теплофизические

Таблица 4. Средние показатели концентрации $H_{диф}^{cp}$ и $H_{ост}^{cp}$ в ЗП и ЗТВ в зависимости от глубины сварки L в различные моменты времени охлаждения t

$L, м$	$t, с$	$H_{диф}^{cp}, см^3/100 г$				$H_{ост}^{cp}, см^3/100 г$			
		Ст3		17Г1С		Ст3		17Г1С	
		ЗП	ЗТВ	ЗП	ЗТВ	ЗП	ЗТВ	ЗП	ЗТВ
0,1	10	14,5	4,1	14,5	4,6	0,9	0,07	0,9	0,05
	20	9,6	3,9	9,5	3,5	3,5	0,8	3,5	1,9
	30	8,8	3,7	8,7	3,2	4,3	1	4,3	2,3
50	10	16,4	6	16,3	6,9	1,5	0,14	1,5	0,1
	20	11,4	5,1	11,2	4,4	4,6	1,3	4,5	3
	30	10,8	5	10,7	4,2	5,2	1,5	5,1	3,3
100	10	15,2	5,9	15	6,4	2,2	0,43	2,1	0,8
	20	11,4	5,2	11,3	4,3	4,9	1,48	4,8	3,2
	30	10,9	5	10,9	4,1	5,5	1,63	5,4	5,3

свойства сталей Ст3 и 17Г1С примерно одинаковы, что определяет незначительное их различие по размерам ЗП и ЗТВ) при сварке на разных глубинах. Видно, что с увеличением глубины L уменьшаются ЗП и ЗТВ, что вполне естественно при постоянном режиме, поскольку снижается η_n , увеличиваются энергетические затраты на образование парогазового пузыря вокруг дуги.

Для характерных точек $A-B$ в ЗП и Γ в ЗТВ на рис. 4, 5 представлены расчетные данные по кинетике изменения температур, микроструктур (использовалась методика работы [6]), диффузионного водорода $H_{диф}$ и водорода в ловушках $H_{ост}$ при сварке на различных глубинах от 0,1 до 100 м.

С увеличением глубины L в ЗП (точки $A-B$) изменения микроструктуры (низкое содержание углерода и легирующих примесей) незначительное. Соответственно мало изменяется и кинетика изменения $H_{диф}$ и $H_{ост}$ в точках $A-B$ для рассматриваемых сталей. Небольшое отличие имеет место в ЗТВ (точка Γ). Причем для стали Ст3 это отличие выражается в возрастании $H_{диф}$ и $H_{ост}$ в пределах 10 % с увеличением L от 0,1 до 100 м (рис. 4, I, II). Для стали 17Г1С это отличие более заметно и выражается в увеличении $H_{ост}$ в точке Γ с 7 до 9,5 $см^3/100 г$ (рис. 5, I, II) при примерно постоянном $H_{диф}$ на уровне 7 $см^3/100 г$, что обусловлено более высоким содержанием мартенсита (около 30 % по сравнению со сталью Ст3, где $V_m \approx 0,07 = 7 \%$).

Для более привычных суждений о кинетике содержания водорода в табл. 4 приведены средние показатели концентрации $H_{диф}$ и $H_{ост}$ в ЗП и ЗТВ для рассматриваемых сталей в различные моменты времени охлаждения t при сварке на различных глубинах L . Из этих данных также видно, что увеличение глубины приводит к росту средних значений $H_{диф}$ и $H_{ост}$ в ЗП и ЗТВ при охлаждении сварного соединения, однако оно не превышает 10 %.

Выводы

1. Увеличение глубины подводной сварки («мокрый» вариант) малоуглеродистых и низколегированных сталей в пределах 0,1...100 м способствует повышению содержания диффузионного водорода в ЗП. Однако оно невелико (в пределах 10 %) при $H_{диф}^{cp} \approx 9...11 см^3/100 г$ в ЗП и 3,2...5 $см^3/100 г$ в ЗТВ.

2. Содержание $H_{диф}$ в ЗТВ стали Ст3 недостаточно для образования холодных трещин даже при сварке рассматриваемого соединения в жестких условиях.

3. Содержание $H_{диф}$ в ЗТВ стали 17Г1С вполне достаточно для образования холодных трещин при сварке рассматриваемого соединения в жестких условиях.

1. Suga J., Hasui A. On formation of porosity in underwater wet weld metal. // J. of JWS. — 1986. — 17, N 1. — P. 58–64.
2. Ando S., Asahami T. A study on the metallurgical properties of steel welds with underwater gravity welding // Proc. of conf. «Underwater Welding». — Intern. Inst. of Welding: Pergamon press, 1983. — P. 255–261.
3. Rowe M. D., Liu S., Reynolds T.J. The effect of ferroalloy additions and depth on the quality of underwater wet welds // Welding J. — 2002. — N 8. — P. 156–166.
4. Welding handbook. Vol. 4: Materials and applications, Pt 2. — Miami: AWS, 1998. — 620 p.
5. The determination of hydrogen distribution in high-strength steel weldments. Pt 1: Laser ablation methods / R. D. Smith, G. P. Landis, I. Maroff, D. L. Olson, I. R. Wilde-man // Welding J. — 2001. — N 5. — P. 115–122.
6. Махненко В. И., Королева Т. В., Лавринцев И. Г. Влияние микроструктурных изменений на перераспределение водорода при сварке плавлением конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 2002. — № 2. — С. 7–13.
7. Походня И. К., Пальцевич А. П., Явдоцин И. Р. Хроматографический метод определения количества диффузионного водорода в сварных швах. — Киев, 1978. — 4 с. — (Информ. письмо / АН УССР. Ин-т электро-сварки им. Е. О. Патона; № 37).

NUMERICAL CALCULATION OF THE MAIN FACTORS ON COLD CRACKING

M. STADTAUS, V. MICHAILOV, H. WOHLFAHRT

(Welding Institute, Technical University of Braunschweig, Germany)

Low alloy high-strength steels are nowadays very popular in industrial application offering a number of favourable characteristics. However, cold cracking is an increasing problem concerning the weldability of these materials. For the prediction of cold cracking susceptibility many different tests exist. The most important ones are the Tekken (Y-groove restraint test), the controlled-thermal-severity (CTS) test and the implant test. But in spite of the same or similar welding conditions, one gets different minimum preheat temperatures dependant on the used test procedure. Therefore, a better evaluation of these tests seems to be necessary. Based on the commercial FEA-tool SYSWELD three main factors on cold cracking were investigated for MAG-welded Tekken specimens: the distribution of microstructure, the stress-strain state and the hydrogen concentration. The analysis was performed for S690 low-alloy high-strength steel. Also, welding experiments were carried out to determine temperature field and microstructure.

На сегодня низколегированные высокопрочные стали, широко применяемые в промышленности, обеспечивают ряд существенных преимуществ. Однако образование холодных трещин представляет собой проблему, касающуюся свариваемости этих материалов. Существует множество различных методик испытаний для прогнозирования чувствительности к образованию этих трещин. Наиболее эффективными являются испытание на трещинообразование закрепленного образца с Y-образной разделкой по Теккену, испытание при контролируемом термическом воздействии (CTS) и испытание по методу вставок. Но, несмотря на аналогичные режимы сварки, в результате получают различные минимальные температуры предварительного подогрева в зависимости от выбранной методики испытания, поэтому существует необходимость в усовершенствовании оценки по этим методикам. С использованием системы анализа по методу конечных элементов SYSWELD на образцах, выполненных сваркой МАГ, для испытаний по Теккену были исследованы три основных фактора, оказывающих влияние на образование холодных трещин: распределение микроструктуры, напряженно-деформированное состояние и концентрация водорода. Анализ выполнялся на низколегированной высокопрочной стали S690. Также были проведены сварочные испытания с целью определения поля температуры и микроструктуры.

Introduction. One of the most important considerations in the welding of steels is the prevention of cold cracking. Diffusible hydrogen content generated under the welding arc accumulates at the heat-affected zone (HAZ) with hardened microstructure [1].

For the prediction of cold cracking susceptibility many different tests exist in industrial practice. The most important ones are the Tekken (Y-groove restraint test), the controlled-thermal-severity (CTS) and the implant test. In spite of similar welding conditions, different minimum preheat temperatures result from the specific characteristics of each test. Possible reasons are varying geometries of cold cracking specimens and clamping conditions. Thus, a better estimation of these test procedures seems to be mandatory. Within the scope of a recent research project, the main factors on cold cracking are to be investigated numerically for each test. These factors are the microstructure, the stress-strain distribution and the hydro-

rogen concentration. The present work deals with MAG-welded Tekken specimens.

Material and experiments. In the present work, the MAG welding of S690 low-alloy high-strength steel is investigated. The chemical composition of this steel and some typical mechanical properties are shown in Table 1.

The used test procedure, the Tekken test, serves to examine the cold cracking susceptibility of base materials and welding consumables used for arc welding. This test provides a qualitative assessment (cracks or no cracks) and determination of minimum preheat temperature, minimum heat input or maximum diffusible hydrogen content for freedom of cracks [3]. The schematic set-up of the test is shown in Figure 1 [2]. The test welding is applied as a single-pass root weld. Welding parameters can be found in Table 2. During welding, temperature-time curves were recorded using thermocouples. The positions of the thermocouples are shown in Figure 2. Microsections of the weld and

Table 1. Chemical composition and mechanical properties of S690 steel [2]

Material	C	Si	Mn	S	Al	Cr	Mo	$R_{p0.2}$, MPa	R_m , MPa	A_5 , %
S690	0.17	0.54	0.84	0.011	0.031	0.89	0.4	770	854	14.7

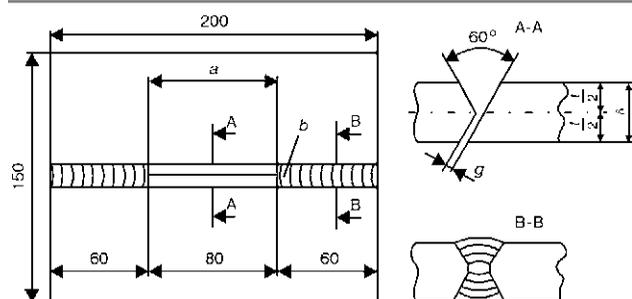


Figure 1. Schematic configuration of Y-groove test (a – single-pass root weld; b – anchor weld; thickness of the plate $\delta = 18$ mm; root gap $g = 2.2$ mm) [2]

the HAZ have been investigated to determine the fusion zone. The experiments were carried out by the Federal Institute of Materials Research and Testing in Berlin, Germany. The results are needed to validate the thermometallurgical calculations.

Numerical model. It has been well recognised that hydrogen assisted cracking occurs in the HAZ or in the weld metal if the following four conditions are present:

- temperature lower than about 250 °C;
- a microstructure susceptible to hydrogen;
- stress intensity of sufficient magnitude;
- critical concentration of diffusible hydrogen at a crack tip.

The commercial software SYSWELD allows the calculation not only of temperature field, phase transformations and stresses, but also of the hydrogen distribution during and after welding. To take the important effects into account, three calculation steps have to be performed:

- coupled thermal-metallurgical calculation;
- mechanical calculation under consideration of temperature field and phase transformations;
- calculation of the hydrogen distribution under consideration of temperature field, phase transformations, stresses and strains.

The first two steps were carried out using a full 3D model with more than 30 000 solid elements (Figure 3, *left*). First calculations showed, that this model was not practical for a hydrogen analysis due to the high numerical effort, if stresses and strains are taken into account. Therefore, the problem dimension for the hydrogen analysis has to be reduced to a 2D cross-section model (Figure 3, *right*).

However, to increase the accuracy in 2D analysis, the clamping conditions, gained in the 3D mechanical calculation, were mapped on the cross-section model (Figure 4).

The material properties needed for the thermal model are density ρ , heat conductivity λ and specific heat capacity c_p . These temperature-dependant properties were taken from [6]. The calculation of mic-

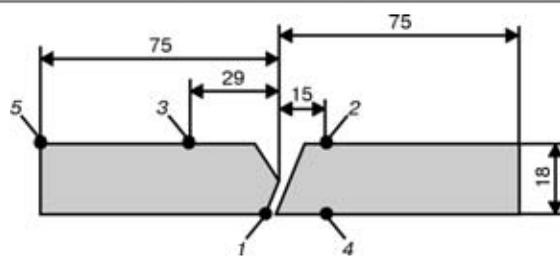


Figure 2. Positions of thermocouples (1–5) on top and bottom side of the test specimen

rostrual transformations is based on a CCT diagram, which was taken from [2]. A detailed description of this model is given in [7].

The mechanical material properties dependant on temperature and phases can be found in [8]. The Young's modulus E is assumed to be only temperature-dependant whereas yield strength σ_y and the thermal strains ε_p are also a function of the phases.

Model for hydrogen diffusion. The model for hydrogen diffusion is based on [9, 10]. Equation (1) is the hydrogen diffusion equation in the general case published in [9]:

$$\frac{\partial n_k}{\partial t} = -n_k \sum_{l=1}^m \frac{p_l}{\tau_{kl}} + \sum_{l=1}^m \frac{p_l m_l}{\tau_{lk}} + \sum_{l=1}^m \Delta(D_{lk} p_l m_l) - \quad (1)$$

$$- \sum_{l=1}^m D_{kl} m_k [\Delta p_l + 2 \nabla \ln \psi_l \nabla p_l] - 2 \sum_{l=1}^m \nabla(D_{lk} p_l m_l \nabla \ln \psi_k),$$

where n is the concentration; t is the time; p is the volume; D is the diffusion coefficient. In [9] is assumed, analogically to [11, 12], that there is no uniform initial hydrogen distribution in the material. Work [9] introduces so called sites which are divided in m classes. Class 1 contains the normal microstructure with an uniform hydrogen distribution and reversible traps. The other classes consist of irreversible traps and obstacles. ψ_l and ψ_k describe the probabilities of site l or site k to capture hydrogen. τ_{kl} and τ_{lk} are transfer times of a hydrogen atom from a point r (site k) to another point r' (site l), respectively, from r' to r .

In equation (1) two kinds of terms exist: those involving the concentration n_l , which describe local exchanges between sites tending to establish thermodynamic equilibrium and those involving derivatives of n_l , which describe diffusion phenomena.

Work [9] introduces the solubility S . Assuming site k has the solubility S_k at an arbitrary external hydrogen pressure p_0 means that S_k is proportional to the capture probability ψ_k . The simplified notation $D_{kl} = D_k$ and $D_{lk} = D_l$ leads to the following equation:

Table 2. Parameters for MAG welding

I , A	U , V	v_s , m/min	Gas composition	Wire type	Wire diameter, mm	Wire feed, m/min
278	34	0.5854	M21: 18 vol.% CO ₂ , 82 vol.% Ar [4]	Thyssen, MT-NiMoCr 90 [5]	1.2	8.9

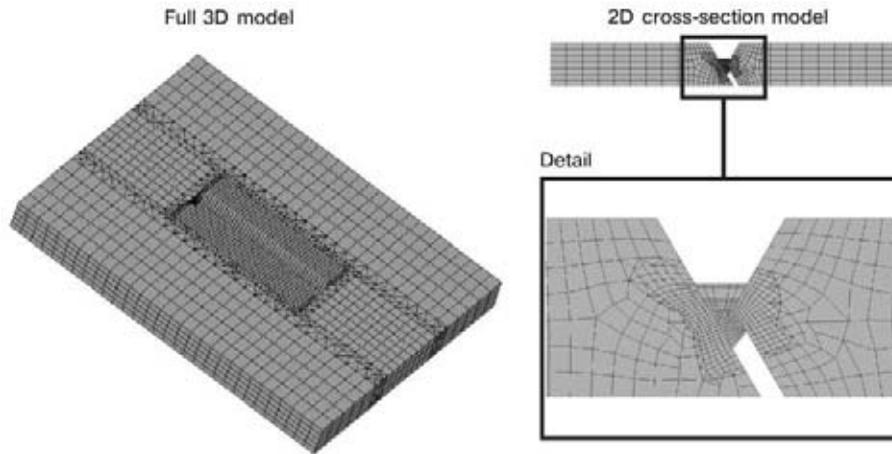


Figure 3. 3D and 2D model

$$\frac{D_k}{D_l} = \frac{S_l}{S_k}. \quad (2)$$

It is obvious that for practical purposes equation (1) contains too many parameters and that one must look for simplified assumptions to reduce the number. It can be furthermore simplified by using dependencies of the probabilities and the diffusion coefficients as well as the solubilities. A very detailed explanation of the theory can be found in [9]. Using mathematical manipulations (1) can be reduced to the following equation (3), which was used for the hydrogen diffusion calculation in this paper:

$$\frac{\partial n_k}{\partial t} = -\frac{n_k}{\tau_k} + \sum_{l=1}^m \frac{p_l m_l}{\tau_l} + Q + \nabla \left[D_l S_l \nabla \sum_{l=1}^m \left(\frac{p_l m_l}{S_l} \right) \right]. \quad (3)$$

To consider hydrogen traps and sources, equation (3) contains the additional term Q . Furthermore, equation (2) shows, that the product $D_l S_l$ does not depend on l . It is now defined as the permeability P :

$$D_l S_l = P. \quad (4)$$

This model can take into account the following phenomena:

- the influence of trapping phenomena. The traps are areas of the material of different types (interstitial atoms, grain boundaries, dislocations, inclusions, etc.) which «retain» more hydrogen than the rest of the material. In practice we consider that the material contains three types of sites: ordinary sites, reversible traps and irreversible traps;
- the influence on thermal and metallurgical history on the diffusion;
- the influences of non-uniformities of solubility;
- the influence of stresses, plastic strains and plastic strain rates.

The properties to be entered for a material are [13]:

- permeability (it can depend on the temperature, the hydrostatic stress and the plastic strain rate. It is provided for each metallurgical phase. It does not depend on the sites (type of trap));
- solubility (it can depend on the temperature, the hydrostatic stress and the plastic strain. It is provided for each metallurgical phase and each site).

To get information about the influence of these dependencies requires a lot of experimental work. In the present paper known data from literature was

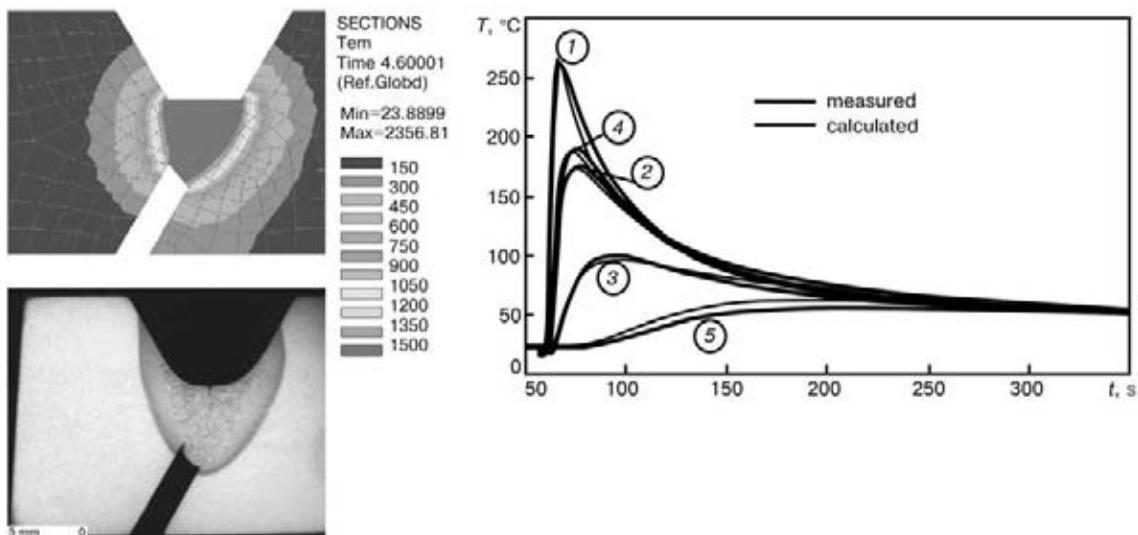


Figure 4. Validation of the temperature calculation with micrograph (left) and thermocouples (right)

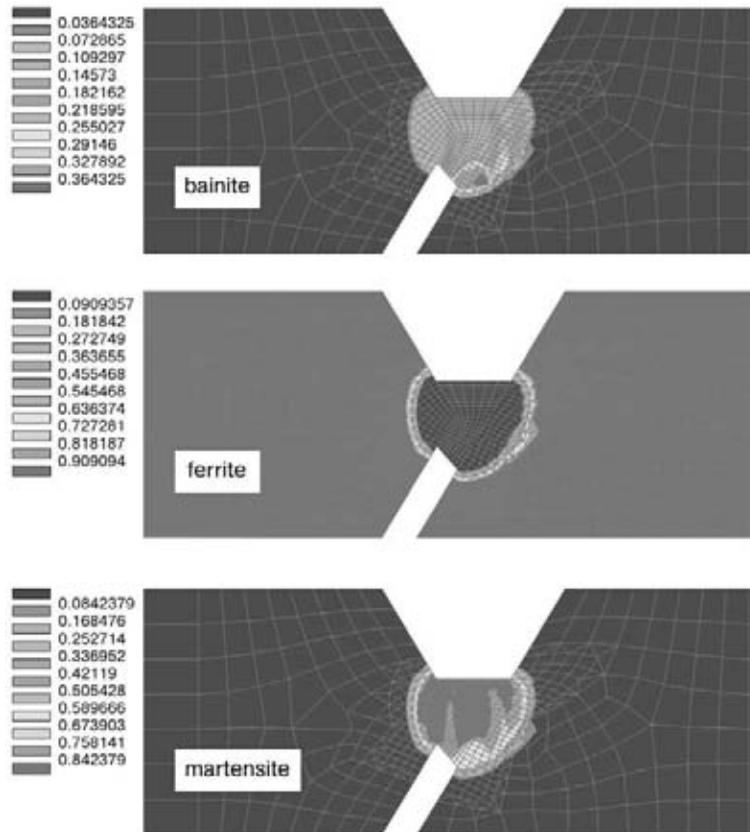


Figure 5. Microstructure after cooling to ambient temperature

taken. Some simplifications and assumptions were made concerning the hydrogen diffusion calculation:

- no hydrogen content in base material;
- 5 ppm hydrogen in weld metal;
- the permeability depends on temperature and phases only;
- neglectation of irreversible trapping phenomena;
- consideration of the influence of temperature, phases, hydrostatic stress and equivalent strain on the solubility.

Results and discussion. *Thermo-metallurgical calculation.* The validation of the transient temperature field was done with micrographs and thermocouples. Figure 4 (left) shows a comparison between micrograph and maximum temperature, which was reached during welding. On the right side of Figure 4 a comparison between measured and calculated tem-

perature cycles can be seen. There is good agreement of the thermal model with the experimental results.

The results of the metallurgical calculation are summarized in Figure 5. One can see that the ferritic phase in the weld region is completely transformed into martensite (maximum of 90 %) and bainite (maximum of 40 %). Especially the martensite content is important, because this phase is most susceptible to hydrogen.

Mechanical calculation. To consider hydrostatic stress and equivalent strain in the hydrogen analysis, it is necessary that a mechanical calculation is carried out beforehand. A validation of the mechanical model was done using the optical grating method. It is capable of a 3D surface distortion measurement with high accuracy. A detailed description of this method can be found in [14]. Figure 6 shows the calculated

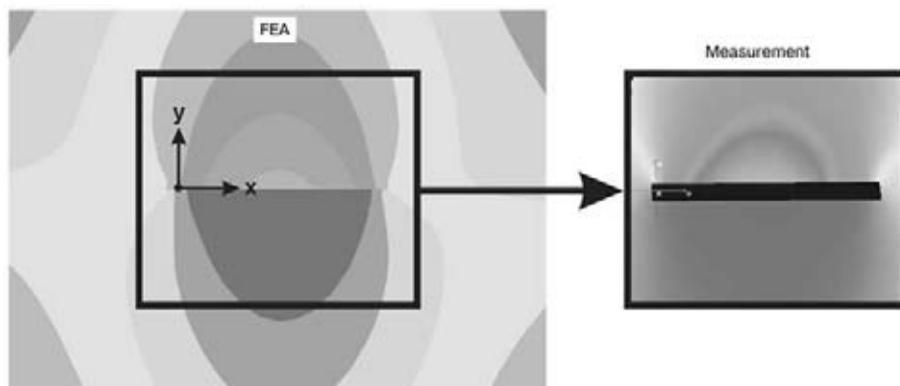


Figure 6. Comparison between calculated and measured distortion fields in y -direction (bottom view of Tekken specimen)

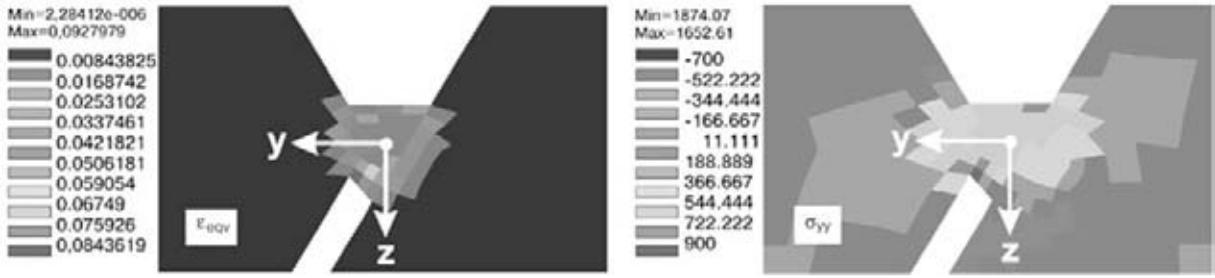


Figure 7. Calculated distribution of equivalent strain and stress, MPa, perpendicular to the welding direction in a cross-section (left) and measured distortion field in y -direction (right) of the bottom side of the Tekken specimen.

With respect to hydrogen diffusion, the stress-strain state in the weld and HAZ is important. In Figure 7 the calculated equivalent strain (left) and the stress perpendicular to the welding direction (right) are shown (element solution). There is a maximum of ϵ_{eqv} and σ_{yy} in the left corner of the root, where a crack is likely to occur in Tekken specimens. The results are in good qualitative agreement with those of [1].

Hydrogen diffusion calculation. The material properties, which were used for the calculation of the hydrogen distribution are taken from [15, 16] and are as follows:

- permeability, $\text{ppm}\cdot\text{mm}^2/\text{s}$
 α -phases

$$P_{\alpha} = 6.82e^{(-4601.6/T_{abs})} \quad \text{for } T < 1500 \text{ }^{\circ}\text{C}, \quad (5)$$

$$P_{\alpha} = 0.51 \quad \text{for } T > 1500 \text{ }^{\circ}\text{C}; \quad (6)$$

γ -phase

$$P_{\gamma} = 7.276e^{(-5740/T_{abs})} \quad \text{for } T < 1500 \text{ }^{\circ}\text{C}, \quad (7)$$

$$P_{\gamma} = 0.2856 \quad \text{for } T > 1500 \text{ }^{\circ}\text{C}; \quad (8)$$

- solubility, ppm

α -phases

$$S_{\alpha} = 0.0723e^{((-222.4 + C_1\epsilon_{eqv}T_{abs} + C_2\sigma_m)/T_{abs})} \quad (9)$$

for $T < 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$,

$$S_{\alpha} = 42.44e^{((-2613 + C_1\epsilon_{eqv}T_{abs} + C_2\sigma_m)/T_{abs})} \quad (10)$$

for $T > 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$;

γ -phase

$$S_{\gamma} = 42.7e^{(-2713/T_{abs})}. \quad (11)$$

Here, T_{abs} is the absolute temperature; C_1 and C_2 are the constant factors with the values of 3.91 and 0.24, respectively. These were taken from [15] and [16].

The results of the hydrogen calculation are summarized in Figure 8, the left side of which shows the time-dependant solution of element 430, located in the left corner of the root.

In a first approach only the thermal dependance of the solubility was taken into account ($C_1 = C_2 = 0$). A second calculation was carried out, considering temperature, hydrostatic stress and equivalent strain in accordance to equations (9) and (10). A significant influence of the stress-strain state on the hydrogen distribution can be observed. Due to the higher solubility, a local maximum of hydrogen concentration occurs in the area, where high stresses and

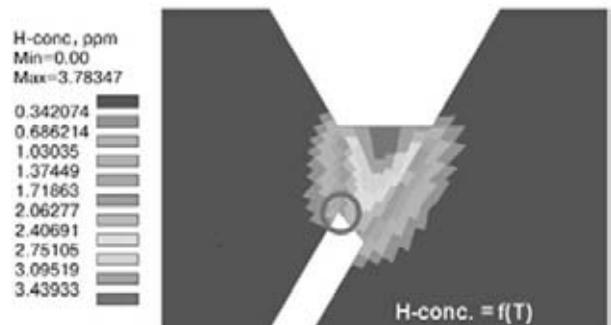
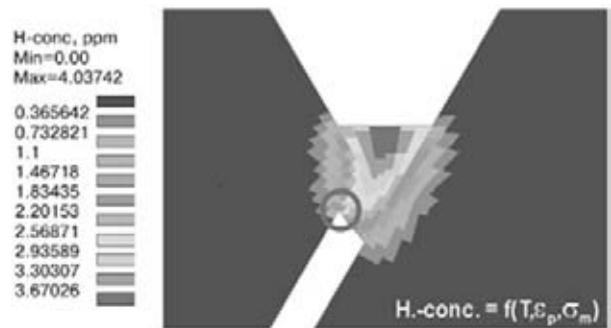
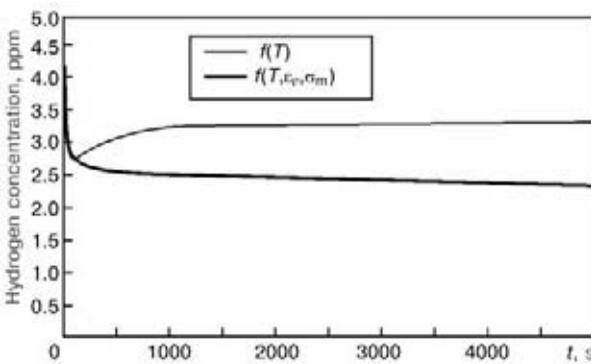


Figure 8. Hydrogen concentration in the left corner of the root as a function of time (left) and after 5000 s (right) taking into account temperature, hydrostatic stress and equivalent strain

strains arise. Thus, the mechanical analysis is an important step in the calculation of hydrogen diffusion, which cannot be neglected.

Summary. In the present paper, three main factors on cold cracking were investigated with a commercial finite element analysis tool: the distribution of microstructure, the stress-strain state and the hydrogen concentration. The numerical models for the temperature and the mechanical analysis were validated using thermocouples, micrographs and the optical grating method. The calculations show, that a critical combination of the main factors on cold cracking is likely to occur in the root of the test welding. The consideration of stresses and strains in the hydrogen diffusion calculation is necessary. Neglecting the stress-strain state leads to a lower hydrogen concentration in the root of the weld.

Acknowledgements. *The authors would like to thank the Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG) for funding the work under contract Wo 344/39-1.*

1. Yurioka, N., Oshita, S., Nakamura, H., Asano, K. An analysis of effects of microstructure, strain, stress on the hydrogen accumulation in the weld heat-affected zone. *IIW Doc. IX-1161-80*.
2. Seyffarth, P., Meyer, B., Scharff, A. (1992) *Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Düsseldorf: DVS-Verlag.
3. N. N. *Draft prEN ISO 17642-1*.
4. N. N. *DIN 32526*.
5. (1999) *Thyssen Schweißtechnik, Handbuch der Thyssen Schweißtechnik*. Bd 1. Thyssen welding.
6. Andersson, B.A.B. (1978) Thermal stresses in a submerged-arc welded joint considering phase transformations. *Transact. of ASME*, Vol. 100, 356–362.
7. Leblond, J.B., Devaux, J. (1984) A new kinetic model for anisothermal transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurg.*, Vol. 32, 1, 137–146.
8. Michailov, V.M., Karkhin, V.A. (1983) *Spannungs- und Verformungszustand des Kaltrisstestes VMEIMVTU* (in russisch), Mathematik und Rechentchnik, Moskau 1983, 1032–1034. Verlag des Ausbildungsministeriums Bukgarins. Sofia.
9. Leblond, J.B., Dubois, D. (1983) A general mathematical description of hydrogen diffusion of steels. *Acta Metallurg.*, Vol. 31, 10.
10. Leblond, J.B., Nejem, D. (1987) Experimental and numerical study of diffusion and trapping of hydrogen in plasticity deformed A508.C1.3 steel at room temperature. *Ibid.*, Vol. 35, 7.
11. Michailov, V., Thomas, K., Wohlfahrt, H. (1998) *Einfluss des Schweißens auf die Stickstoffverteilung beim WIG-Schweißen stickstofflegierter Stähle, Simulation Metalle, Werkstoffwoche, Symposium 14, WILEY-VCH Verlag, 1999*.
12. Michailov, V., Thomas, K., Wohlfahrt, H. (1996) Numerical simulation of hydrogen distribution in multipass welded joints. *Welding and Cutting*, 1.
13. N.N.: *SYSWELD 2000*. Reference Manual.
14. Ritter, R., Thesing, J. (1997) 3D relative displacement measurement on arbitrary curved surfaces based on grating method. In: *Proc. of Fourth Conf. on Optical 3D Measurement Techniques*, Wichmann Verlag Karlsruhe, 201–208
15. Leblond, J.B., Devaux, J., Devaux, J.C. (1988) *Simulation numerique de l'essai d'Implant, Soudage et techniques connexes*.
16. Michailov, V., Stadtaus, M. (2001) Einige Probleme der FE-Simulation zur Wasserstoff- und Stickstoffverteilung beim Schweißen, *Zeitschrift für Metallkunde*, Vol. 92, 247–252.

**КОМПЛЕКСНЫЕ СИСТЕМЫ,
ВОПРОСЫ ОПТИМИЗАЦИИ**

**INTEGRATED SYSTEMS,
PROBLEMS OF OPTIMIZATION**

ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ХАРАКТЕРНЫХ ЯВЛЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ СВАРКЕ (НАПЛАВКЕ) РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

В. И. МАХНЕНКО, Г. Ю. САПРЫКИНА

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрены семь основных направлений, связанных с проблемами, возникающими при сварке (наплавке) разнородных сталей аустенитного и ферритного классов. На основе работ, опубликованных в последние годы, проведен анализ методов, применяемых для исследования характерных явлений, возникающих при сварке (наплавке) разнородных сталей. Показана роль математического моделирования в решении рассматриваемых задач.

Seven areas associated with problems arising in welding (surfacing) of different steels of the austenitic and ferritic grades are considered. Methods used to study characteristic phenomena occurring in welding (surfacing) of different steels are analysed on the basis of studies published in the last years. The role of mathematical modelling in solving the above problems is shown.

Введение. Сварка разнородных сталей является одним из фундаментальных направлений современного сварочного производства и содержит целый ряд проблем, от решения которых зависит качество сварных соединений. Цель настоящей статьи — демонстрация потенциальных возможностей применения математического моделирования для исследования характерных явлений, возникающих при сварке разнородных сталей на примере наиболее распространенного сочетания ферритная + аустенитная сталь. Рассмотрим семь направлений, связанных с проблемами, возникающими при сварке (наплавке) таких сталей:

1. Нагрев изделия, размеры зоны проплавления и ее средний химический состав.
2. Первичная кристаллизация, особенности локальной химической неоднородности и микроструктуры у границ сплавления.
3. Образование карбидов.
4. Микроструктура и свойства металла в зоне проплавления и ЗТВ.
5. Напряжения и деформации при сварке разнородных сталей.
6. Риск появления горячих и холодных трещин.
7. Поведение соединений исследуемых сталей в эксплуатационных условиях.

Нагрев изделия, размеры зоны проплавления и ее средний химический состав — основные проблемы для сварки металлов. Однако при сварке разнородных сталей они имеют определенные особенности, связанные с теплофизическими свойствами. Это существенно влияет на распространение тепла от источника сварки и размеры зоны проплавления,

от чего зависит средний химический состав зоны, микроструктура и свойства. Давать важные оценки для металла зоны проплавления, если известен химический состав зоны, позволяют диаграммы типа диаграммы Шеффлера (рис. 1) [1], что является достаточно сильным стимулом к развитию методов прогнозирования этого состава в зависимости от содержания исходных материалов, режимов и условий сварки. При этом используется зависимость:

$$X = \sum X_i D_i,$$

где X — среднее содержание элемента в зоне проплавления данного прохода, %; X_i — содержание этого элемента в i -м участке зоны проплавления; D_i — доля i -го участка в зоне проплавления (рис. 2).

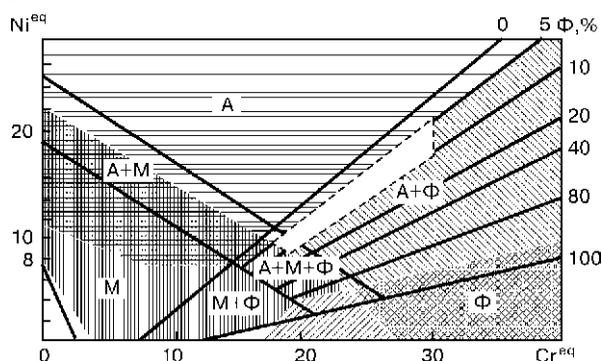


Рис. 1. Диаграмма Шеффлера: А — аустенит; М — мартенсит; Φ — феррит (||||| — образование мартенситных трещин при температуре ниже 399 °С; — — — образование горячих трещин при температуре выше 1249 °С; — — — хрупкость после термообработки при 499...899 °С; — — — высокотемпературная хрупкость)

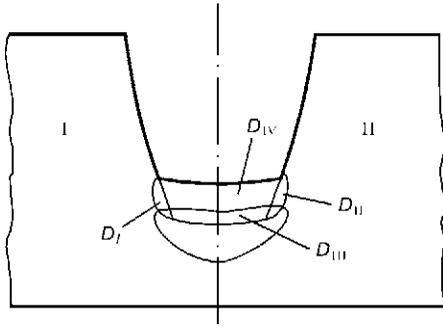


Рис. 2. Схема определения среднего химического состава металла зоны проплавления при сварке разнородных материалов I и II в зависимости от объема проплавления D_I , D_{II} , D_{III} , D_{IV} кристаллизующейся сварочной ванны

Значения D_i традиционно определяются экспериментально, что достаточно трудоемко для построения соответствующей базы значений в зависимости от различных технологических и конструктивных факторов.

Первые расчетные подходы к описанию особенностей тепловых процессов при сварке разнородных материалов были связаны с аналитическими решениями для однопроходной сварки узлов из разнородных материалов [2, 3], однако с их помощью получить надежные значения для D_i довольно трудно. Развитие вычислительной техники и численных методов [4] существенно расширили возможности моделирования проплавления свариваемого материала в зависимости от условий и режимов сварки, причем разнородность свойств не создает заметных проблем. Для получения адекватных расчетных данных о размерах зоны проплавления используются математические модели, основанные на теории теплопроводности при условии, что теплофизические характеристики зависят от температуры, а в ряде случаев еще и от микроструктурного состояния материала.

Первичная кристаллизация, особенности локальной химической неоднородности и микроструктуры у границ сплавления. Процессы, определяющие строение и свойства зоны сплавления, могут быть условно разделены на две группы [5]:

I – собственно процессы кристаллизации разнородных материалов, определяющие первичную

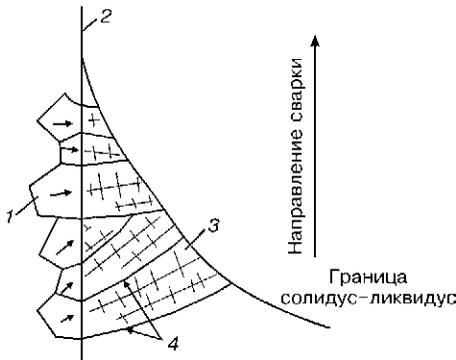


Рис. 3. Схема кристаллизации сварочной ванны вблизи границы плавления основного металла: 1 – основной металл; 2 – граница плавления; 3 – сварочная ванна; 4 – граница кристаллизующихся зерен

микроструктуру зоны сплавления, а во многих случаях и конечную микроструктуру этой зоны;

II – процессы, связанные с диффузионными явлениями в закристаллизованном металле, образованием карбидов во время охлаждения и при последующих технологических и эксплуатационных нагревах.

Известно, что в условиях сварки плавлением центрами кристаллизации сварочной ванны являются оплавленные зерна основного металла, к решетке которых пристраиваются атомы кристаллизующейся фазы (рис. 3) [6]. Скорость такой кристаллизации зависит от параметров режима сварки, что определяет размер, форму и скорость перемещения изотермы T_L примерно среднего состава сварочной ванны. Из-за различной растворимости легирующих элементов зоны проплавления в жидкой и твердой фазе химсостав вдоль осей растущих кристаллитов будет существенно меняться. Сначала (несмотря на средний значительно легированный состав зоны проплавления) у границы сплавления кристаллизуется сплав с невысоким содержанием углерода, имеющий микроструктуру низколегированного δ -феррита. С увеличением размера кристалла степень легирования и содержание углерода приближается к среднему составу металла зоны проплавления, т.е. в определенный момент начинает кристаллизоваться низколегированный аустенит, а затем легированный аустенит, состав которого соответствует среднему химическому составу металла зоны проплавления. Зона легированного аустенита может сохранять свою микроструктуру до полного охлаждения, в то время как остальные зоны претерпевают изменения, связанные с аллотропическими превращениями железа (рис. 4). Указанное обстоятельство является причиной формирования так называемой параллельной границы [4], наличие которой наблюдается на соответствующих макрошлифах (рис. 5). Параллельная граница – место значительной концентрации различных примесей, диффундирующих к границам при высоких температурах и в процессе аустенитного превращения выделяющихся к границе неаустенитной стали, что является причиной межкристаллитных хрупких разрушений, происходящих непосредственно по



Рис. 4. Кинетика микроструктурных изменений разнородных металлов в сварном шве в зоне, расположенной вблизи границы сплавления (основной металл – углеродистая низколегированная сталь)

параллельной границе. Дефекты типа параллельных границ являются только разновидностью большой группы дефектов, формирующихся в процессе кристаллизации. На их образование существенно влияют химсостав зоны проплавления и основных материалов, скорость кристаллизации и прочее. Установление соответствующих количественных зависимостей между исходными параметрами и кинетикой кристаллизационных процессов, происходящих вблизи зоны сплавления, с использованием в качестве «реперных точек» экспериментальных данных о конечных микроструктурах либо о химической неоднородности (рис. 6) [7], является актуальной задачей математического моделирования.

Образование карбидов. Для сталей наиболее характерен карбид железа Fe_3C — цементит. В современных сталях помимо железа присутствуют и другие металлы переходной группы, расположенные в периодической системе элементов левее железа [8]. Поэтому, кроме Fe_3C возможно образование еще ряда подобных карбидов с металлическими свойствами. Применительно к рассматриваемому сочетанию сталей это могут быть карбиды Ti, V, Nb, Cr, Mo, W и др. Активность карбидообразования и устойчивость карбидов в легированных сталях будет возрастать в обратном порядке по отношению к перечисленным элементам [9]. В сталях карбиды всех этих легирующих элементов содержат в растворе железа. Поскольку указанные карбидообразующие растворяются в α - и γ -железе, а количество углерода в легированных сталях достаточно ограниченное, значительная часть легирующих карбидообразующих элементов (например, хрома) содержится в растворе железа, что обеспечивает сплаву определенные свойства, например, стойкость к коррозии. При содержании хрома менее 12 % в растворе железа резко снижается сопротивляемость его к коррозии. Поэтому локальное образование карбидов хрома по границам аустенитных зерен может привести к межкристаллитной коррозии. Представление о температурах образования карбидов хрома дает тройная диаграмма состояния Fe–C–Cr при 12 и 20 % Cr (рис. 7). Из рисунка видно, что при содержании углерода $< 0,15$ % карбиды хрома образуются в сталях при температурах ниже 900 °С, когда углерод находится в твердом растворе железа либо в виде Fe_3C . До начала γ - α -превращения карбиды хрома образуются замещением атомов железа в цементите, а затем за счет выделяющегося углерода. В итоге, при равновесных условиях охлаждения наблюдается образование микроструктуры легированного хромом феррита и карбидов типа $(Cr, Fe)_4C$ при большом (20 %) содержании хрома и $(Cr, Fe)_4C + (Cr, Fe)_7C_3$ при содержании хрома 12 %. В случае наличия третьего карбидообразующего элемента (кроме железа и хрома) характер процесса изменится незначительно, если этот элемент находится в периодической таблице элементов правее хрома.

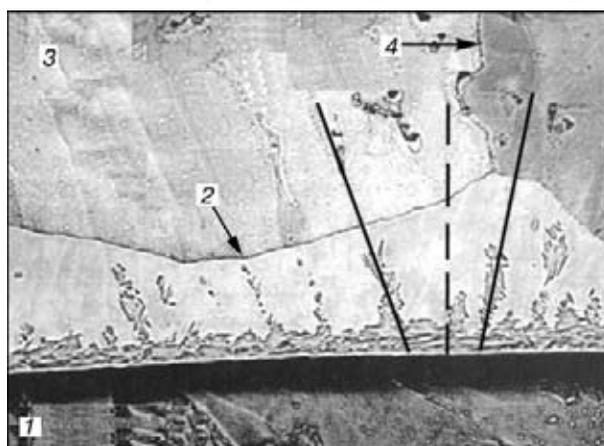


Рис. 5. Рост дендритов по направлению к параллельной границе: 1 — основной металл; 2 — параллельная граница; 3 — свариваемый металл; 4 — граница кристаллизирующихся зерен

Тогда в растворе карбида хрома, кроме железа, будет присутствовать и соответствующее количество этого элемента. Если же карбидообразующий элемент находится в периодической таблице элементов левее хрома (например, титан) образуются карбиды титана, содержащие в растворе хром, железо и т. д. Заметное влияние на процесс образования карбидов могут оказывать легирующие некарбидообразующие элементы, например, никель, существенно влияющие на γ - α -превращения. Все это значительно усложняет математическое описание процесса образования карбидов в легирован-

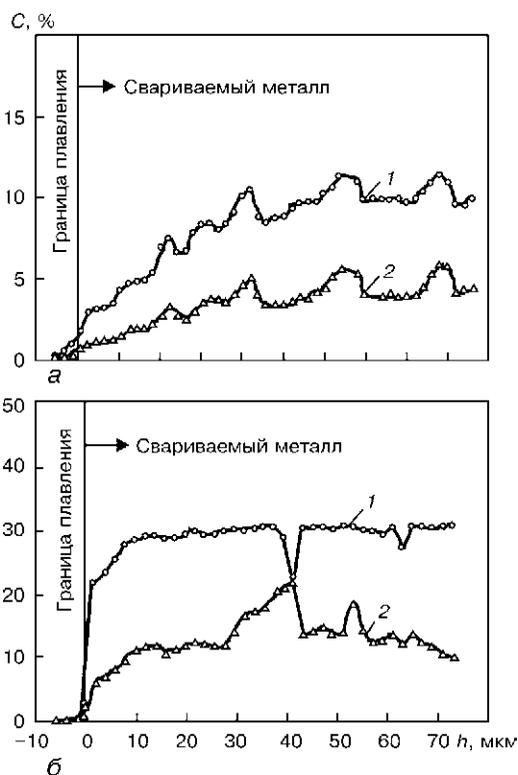


Рис. 6. Зависимость содержания C никеля (1) и меди (2) в зоне проплавления сварного соединения стали 2,25Cr–1Mo, полученного с использованием аустенитного присадочного материала, от расстояния от границы плавления h (массовая доля участия основного металла: а — 80; б — 46 %)

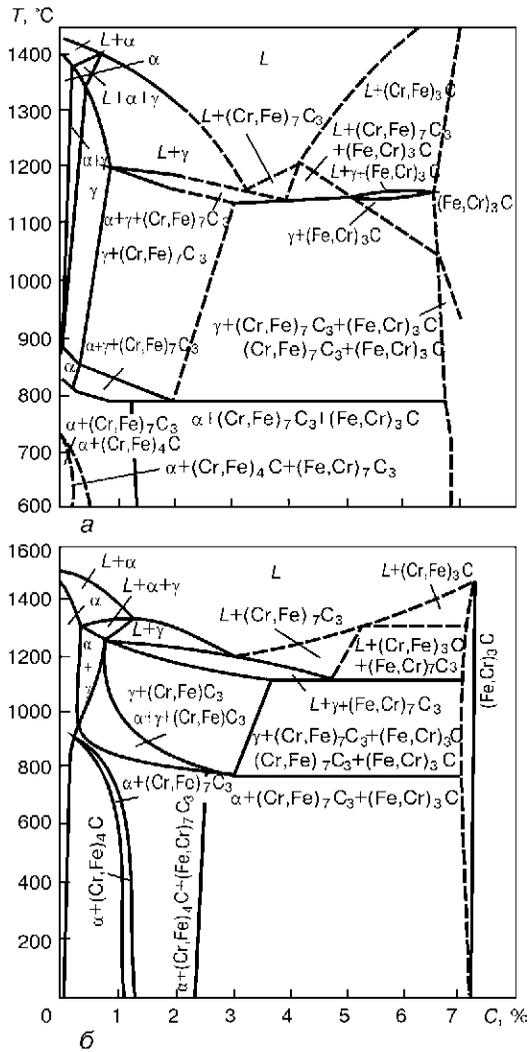


Рис. 7. Тройная диаграмма состояния Fe-Cr (Cr = const): а - 12; б - 20 % Cr; L - зона ликвидуса

ном сплаве зоны проплавления рассматриваемых сталей.

Наиболее интересным в этом направлении является применение для конкретных сплавов температурно-временных диаграмм (типа показанных на рис. 8, для стали X18H9) [10]. Из диаграммы видно, что при содержании углерода < 0,02 % образования карбидов практически не происходит, пос-

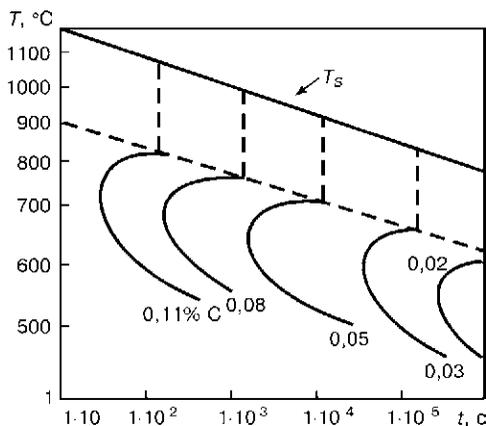


Рис. 8. Температурно-временная диаграмма образования карбидов $M_{23}C_6$ в стали 18Cr-9Ni с различной массовой долей углерода, T_s - температура солидуса

кольку необходимый для этих целей углерод можно получить в основном через третичный цементит, а этого недостаточно для начала процесса карбидообразования. Возможность образования карбидных гряд в кристаллизующемся металле, обогащенном углеродом вблизи границ проплавления, существенно зависит от концентрации углерода. При более высоких концентрациях последний процесс образования карбидов хрома становится значительно интенсивнее.

Таким образом, при рассмотрении вопроса образования карбидов в процессе сварки разнородных сталей указанного сочетания заслуживают внимания, по крайней мере, два направления: первое связано с обеднением хромом границ зерен в основном металле аустенитной стали вблизи границ сплавления; второе - с образованием карбидных гряд в зоне проплавления вблизи границы сплавления.

Микроструктура и свойства металла в зонах проплавления и ЗТВ при сварке рассматриваемых разнородных сталей определяются химическим составом зон и соответствующими термическими циклами. Математическое описание микроструктурных изменений, происходящих при сварке, в определенной степени апробировано [11-18]. Для зоны проплавления разнородных сталей указанного сочетания наиболее удобно величиной содержания j -й микроструктуры V_j^{max} определять на основе диаграммы Шеффлера (рис. 1). При этом основными микроструктурными составляющими являются аустенит, феррит и мартенсит. Входные данные для их определения - Cr^{eq} и Ni^{eq} , для которых имеются соответствующие зависимости. Данные о химическом составе и микроструктуре сплава позволяют в определенной степени делать как качественные, так и количественные оценки служебных свойств материала. Пример качественной оценки приведен на рис. 9. По величинам V_j можно, в определенной степени, синтезировать целый ряд количественных характеристик физических и ме-

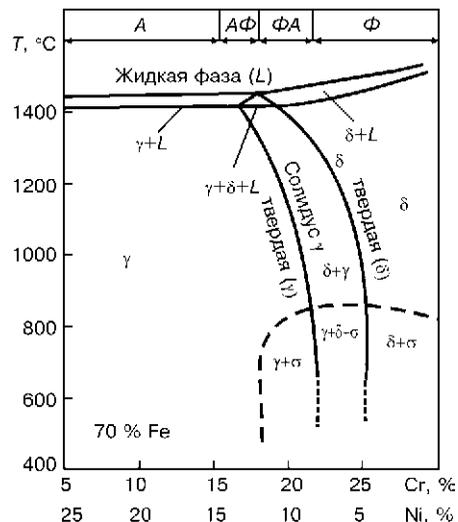


Рис. 9. Диаграмма состояния сплава Fe-Cr-Ni (А; АФ; ФА; Ф - кристаллизующиеся моды)

ханических свойств сплава, зная соответствующие свойства j -й микроструктуры.

Напряжения и деформации при сварке разнородных сталей. При расчетах сварочных напряжений (деформаций) в случае сварки разнородных сталей важными факторами являются геометрия и размеры свариваемого узла. При этом необходимо разграничивать процессы собственно сварки как соединения деталей из разнородных сталей и процессы наплавки одного материала на другой (т.е. процессы нанесения облицовочного слоя с целью придания деталям определенных функциональных свойств) (рис. 10). Важно учитывать, что в рассматриваемых случаях может применяться многопроходная сварка, многослойная наплавка [19].

Современное состояние численных методов расчета напряжений и деформаций при сварке позволяет успешно решать задачу определения остаточных состояний и описания кинетики изменения напряжений (деформаций) на разных стадиях формирования сварного соединения. Важной характеристикой расчета напряжений (деформаций) при сварке является предел текучести свариваемых материалов. Изменение микроструктурного состояния существенно влияет на эту величину. Подтверждением к сказанному являются данные, приведенные на рис. 11 относительно изменения предела текучести различных характерных микроструктур стали А508. Они свидетельствуют о том, что различие в сопротивлении деформированию у отдельных структурных составляющих весьма существенно. Используя такие данные, можно с достаточной точностью синтезировать значения $\sigma_T(T)$ при различном сочетании $V_j(T)$. Поскольку характеристики упругости мало зависят от фазового состава конструкционных сталей, учет микроструктурных изменений не вызывает проблем с определением их величин при расчете сварочных напряжений и деформаций в связи с возможной достаточно широкой вариацией химического состава и микроструктуры металла зоны проплавления при сварке рассматриваемых разнородных сталей. Следует отметить, что в определенной степени варьирование химическим составом и микроструктурой может оказать влияние на температурное поле через коэффициент теплопроводности, значения которого могут меняться в зависимости от указанных параметров.

Риск появления горячих и холодных трещин. Наиболее характерными при сварке сталей рассматриваемого класса являются дефекты типа горячих трещин, возникающие преимущественно в зоне проплавления, хотя, в некоторых случаях, возможно появление холодных трещин в око-лошовной зоне ферритной стали либо даже в зоне проплавления. Главная причина образования горячих трещин — снижение способности к деформированию материала при высоких температурах в ТИХ. При сварке в зоне проплавления и прилегающих участках основного металла могут

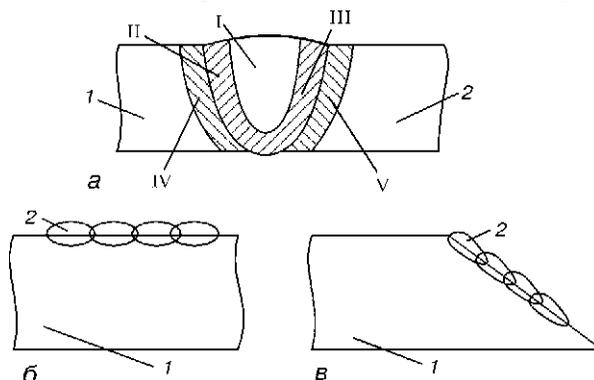


Рис. 10. Схемы сварных соединений аустенитной и ферритной сталей при однопроходной сварке (а) и наплавке (б, в): 1, 2 — соответственно ферритная и аустенитная сталь (I — зона сварного шва среднего состава; II и III — диффузионная зона у границы соответственно с ферритной и аустенитной сталью; IV и V — ЗТВ соответственно в ферритной и аустенитной стали)

возникать растягивающие деформации. В случае, если материал неспособен противостоять этим деформациям, возникают несплошности — горячие трещины.

Существует ряд теорий, связывающих вероятность появления кристаллизационных (а также ликвиационных) трещин с видами мод кристаллизации хромоникелевых нержавеющей сталей аустенитного класса, что подтверждается экспериментальными исследованиями. Так, на рис. 12 [11] показана диаграмма склонности хромоникелевых сплавов к горячим трещинам в зависимости от мод кристаллизации. Из рисунка следует, что наиболее благоприятной является мода ФА, когда отношение $\kappa_w = Cr^{eq}/Ni^{eq}$ (металлургическое

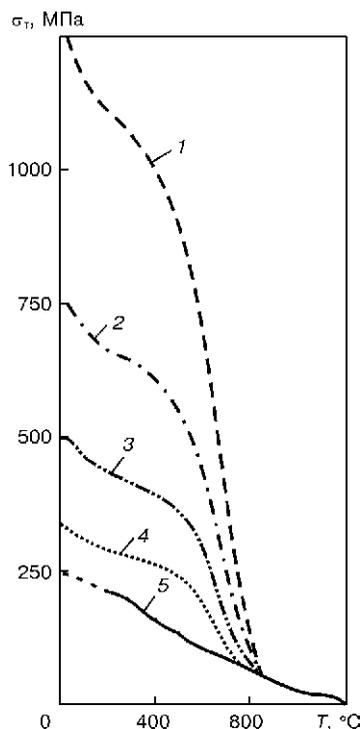


Рис. 11. Зависимость предела текучести σ_T от температуры и микроструктурного состояния: 1 — $V_m = 1,0$; 2 — $V_b = 1,0$; 3 — $V_b = 0,4$; $V_f = 0,6$ (эксперимент); 4 — $V_f = 1,0$; 5 — $V_a = 1,0$

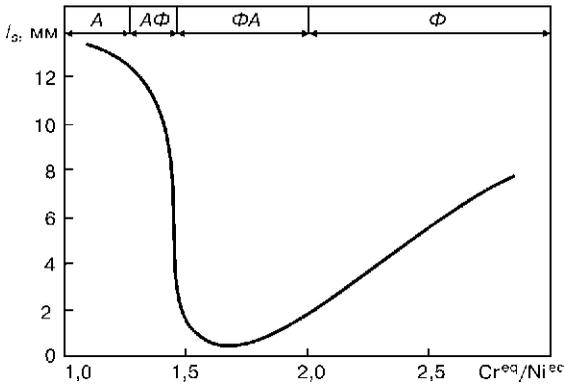


Рис. 12. Зависимость склонности к горячим трещинам (на основе пробы Варестрейн) от Cr^{eq}/Ni^{eq}

условие низкого риска появления горячих трещин в зоне проплавления, имеющей состав хромоникелевых сталей) находится в пределах $1,47 < \kappa_w < 2,00$. Этому условию соответствует некоторый средний деформационный режим, определяемый методикой испытания (проба Варестрейн). Однако, как следует из рис. 13, риск образования горячих трещин может существенно зависеть от конкретных значений деформаций в зоне ТИХ, которые соответствуют данной технологии.

В рамках деформационных теорий прочности материалов и опыта работ [20, 21], деформационный критерий риска Γ_{ii} образования трещин с нормалью i к ее плоскости можно строить, если известна накопленная активная пластическая де-

формация D_{ii} в зоне ТИХ при охлаждении материала:

$$D_{ii} = \sum_i \Delta \epsilon_{ii}^p \text{ при } \Delta \epsilon_{ii}^p > 0;$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} < 0; \sigma_{ii} > 0 \text{ и } T_1 < T < T_2,$$

где T_1, T_2 — границы ТИХ.

Из этого выражения следует, что при нахождении D_{ii} в ТИХ суммируются только активные пластические деформации, определяемые условием $\sigma_{ii} > 0$. Если известны величины критических значений ϵ_{ii}^c , то отношение $\tilde{D}_{ii} = D_{ii}/\epsilon_{ii}^c$ может количественно характеризовать риск образования трещин Γ_{ii} в данной точке зоны проплавления, если в соответствии с металлургическим условием низкого риска появления горячих трещин в зоне проплавления, материал обладает достаточной чувствительностью к таким дефектам.

Появление холодных трещин в зоне проплавления разнородных сталей рассматриваемого класса возможно только при наличии в этой зоне мартенситной микроструктуры, что существенно ограничивает варианты химических составов сталей, склонных к образованию таких дефектов. Тем не менее, с возможностью появления холодных трещин в зоне проплавления следует считаться. Более вероятен риск образования холодных трещин в околшовной зоне ферритной стали. Для этой зоны можно использовать огромный арсенал средств, в том числе и расчетных [4, 17, 20, 21], предназначенных для предупреждения холодных трещин. Реальным критерием предупреждения образования холодных трещин в зоне проплавления в настоящий момент может быть такое условие [20], что в любой точке этой зоны в микроструктуре отсутствует мартенсит, либо при наличии мартенсита главные напряжения не являются растягивающими.

Поведение в эксплуатационных условиях. Соединения рассматриваемых разнородных сталей

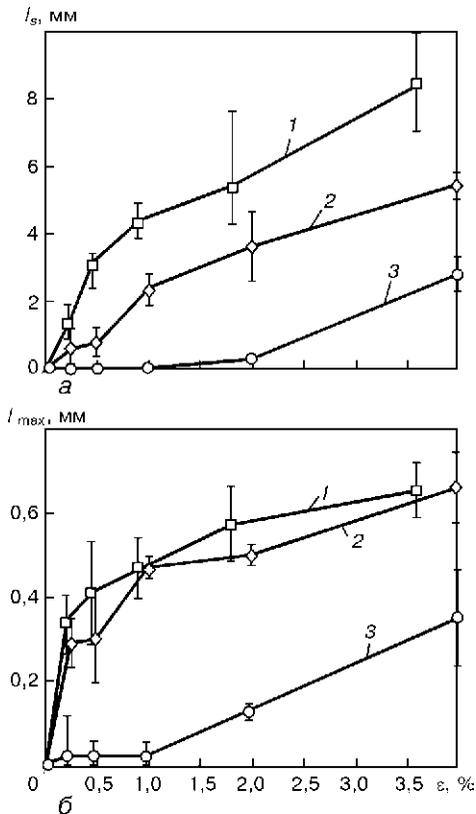


Рис. 13. Влияние величины деформации ϵ в пробе Варестрейн на суммарную длину l_s горячих трещин (а) и на максимальную l_{max} одной трещины (б) в различных сплавах: 1 — 316LN; 2 — D9; 3 — 316L

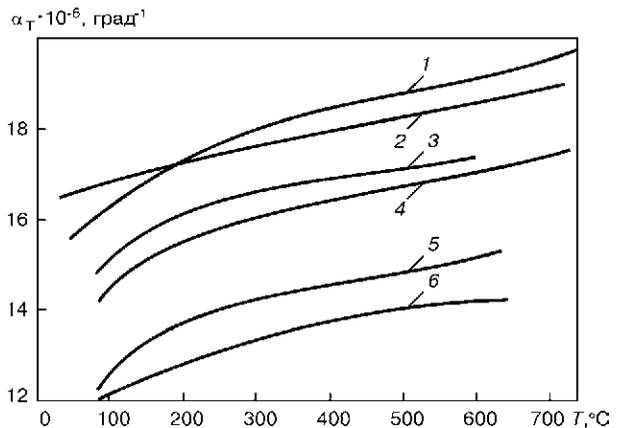


Рис. 14. Изменение коэффициента относительного температурного удлинения α , в зависимости от температуры у различных сплавов: 1 — 16-8-2 SST; 2 — типы 304 и 316 SST; 3 — тип 309 SST; 4 — 46Fe-32,5Ni-21Cr (UNS NO 8800); 5 — ERNiCr-3 (присадочный материал); 6 — сталь 2,25Cr-1Mo

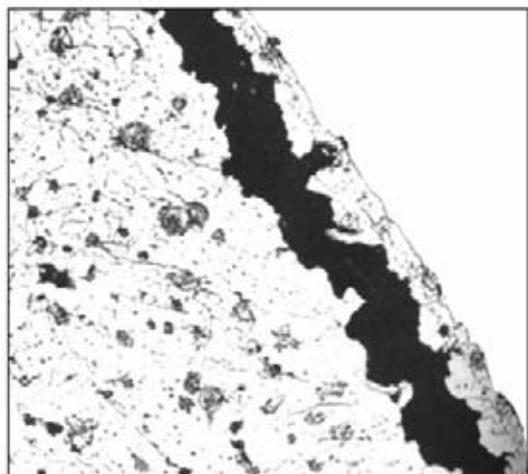


Рис. 15. Типичный вид трещины, образовавшейся вдоль сварного соединения между аустенитной нержавеющей сталью (наплавленный металл — справа) и ферритной сталью (основной металл — слева)

имеют особенности поведения в эксплуатационных условиях, особенно, если эти условия связаны с повышенными температурами либо теплосменами [5]. Решающую роль здесь часто играют термические напряжения, возникающие в связи с разнородностью физических свойств свариваемых сталей, в частности, разницы в температурных удлинениях, характеризующих коэффициентом относительного температурного удлинения α_T . В этой связи весьма важным является получение сварного шва (зоны проплавления) требуемого состава, который бы обеспечивал более плавный переход между свариваемыми разнородными сталями по величинам α_T . В качестве примера на рис. 14 [1] приведены данные о значениях $\alpha_T(T)$ аустенитной стали типа 304 (либо 316) и хромомолибденовой стали 2,25Cr-1Mo, сочетание которых характерно для объектов теплоэнергетики. Видно, что каждые 100° равномерного изменения температуры могут вызывать изменения напряжений в зоне соединения в пределах до 80...100 МПа, т.е. при рабочей температуре около 500...550 $^\circ\text{C}$ за счет разнородности свойств свариваемых материалов пики напряжений могут достигать весьма существенных значений. При таких условиях появляются неупругие деформации как за счет мгновенной пластичности, так и за счет ползучести. Характерно, что растягивающие напряжения и деформации при нагреве преобладают у границы сплавления в ферритной стали, а сжимающие, соответственно, в аустенитной. Указанное обстоятельство, в определенной степени, является причиной того, что среди разнородных видов эксплуатационных разрушений рассматриваемых соединений, работающих при повышенных температурах и особенно при теплосменах, преобладают трещины вблизи границы сплавления в ферритном материале (рис. 15).

Изменение формы разделки, так называемой wide cap (рис. 16) для кромок детали ферритной

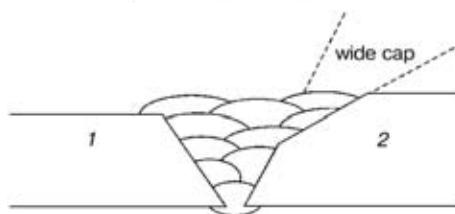


Рис. 16. Разделка wide cap соединения разнородных сталей: 1 — нержавеющая; 2 — хромомолибденовая

стали тоже способствует увеличению долговечности за счет более благоприятного напряженного состояния при теплосменах.

Значительную помощь при поиске рациональных решений может оказать математическое моделирование напряженно-деформированного состояния рассматриваемых соединений при теплосменах в зависимости от формы разделки кромок, состава присадочного материала.

Из семи рассмотренных направлений наименее изученными, с точки зрения математического описания, до сих пор остаются процессы первичной кристаллизации и карбидообразования, а также деградации свойств при эксплуатационных теплосменах.

1. *Welding handbook. Materials and applications.* — Miami, Florida: AWS, 1998. — Vol. 4. P. 2. — 621 p.
2. *Махненко В. И.* Расчет тепловых процессов при сварке разнородных пластин // Физ. и хим. обраб. материалов. — 1967. — № 6. — С. 1–5.
3. *Рыкалин Н. Н., Углов А. А.* Температурное поле разнородных материалов при сварке встык поверхностным источником тепла // Там же. — 1965. — № 5. — С. 3–10.
4. *Махненко В. И.* Компьютерное моделирование сварочных процессов // Современное материаловедение в XXI век. — К.: Наук. думка, 1998. — С. 108–124.
5. *Землин В. Н.* Сварные соединения разнородных сталей. — М., Л.: Машиностроение, 1966. — 230 с.
6. *Nelson T. W., Lippold J. C., Mills M. J.* Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals. — Part 1. Nucleation and growth // *Welding J.* — 1999. — N 10. — P. 329s–337s.
7. *Nelson T. W., Lippold J. C., Mills M. J.* Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals. — Part 2. On-cooling transformations // *Ibid.* — 2000. — N 10. — P. 267s–277s.
8. *Крыжановский Р. Е., Штерн З. Ю.* Теплофизические свойства неметаллических материалов (карбиды). — Л.: Энергия, 1977. — 119 с.
9. *Гуляев А. П.* Металловедение. — М.: Металлургия, 1966. — 480 с.
10. *Петрова Г. Л.* Неоднородность металла сварных соединений. — Л.: Судпромгиз, 1963. — 206 с.
11. *Касаткин О. Г.* Математическое моделирование зависимостей состав — свойства сварных соединений и создание расчетно-экспериментальной системы для оптимизации основных факторов сварки низколегированных сталей // Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 1990. — 32 с.
12. *Ueda J., Murakawa H., Luo Ju.* A computational model of phase transformation for welding processes // *Transact. of JWRI.* — 1995. — 24. — N 1. — P. 95–100.
13. *Jon I. C., Salminen A. S., Sun Z.* Process diagrams for laser beam welding of carbon-manganese steels // *Welding J.* — 1966. — N 7. — P. 225s–232s.
14. *Seyffarth P.* Atlas Schweiß-ZTU-Schaubieder. — Berlin: VEB Verlag Technik und Dusseldorf: DVS-Verlag. — 1982. — 175 s.
15. *Seyffarth P., Kassatkin O.* Calculation of structural transformation in welding process. — S. I., [1982]. — 21 p. (Int. Inst. of Welding; Doc. IX).

16. *Beres L.* Process modification to Schaefflers diagram for chrome and carbon equivalents for more accurate prediction of martensite content // *Welding J.* — 1998. — N 7. — P. 273s-276s.
17. *Гривняк И., Махненко В.И.* Применение расчетных методов при изучении свариваемости сталей // II симпозиум СЭВ «Применение математических методов при изучении свариваемости». (Созополь, 3-5 сент., 1983 г.). — София: ВМЭИ им. В. И. Ленина, 1983. — Ч. 1. — С. 1-35.
18. *Брузда Е., Земан М.* Статистический анализ диаграмм анизотермического распада аустенита избранной группы сталей, выполненных в Институте сварки // Там же. — Ч. 2. — С. 25-34.
19. *Численное* исследование термомеханических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств / В. И. Махненко, Т. Г. Кравцов, Е. А. Великоиваненко, В. В. Севрюков // *Автомат. сварка.* — 2001. — № 1. — С. 3-10.
20. *Компьютерное* моделирование сварочных процессов как средство прогнозирования дефектов в сварных соединениях / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак // Там же. — 1999. — № 12. — С. 10-19.
21. *Прохоров Н. Н.* Физические процессы в металлах при сварке: В 2 т. — М.: Металлургия, 1976. — Т. 2. — 600 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА И ИМИТАЦИОННЫЕ ПРОГРАММЫ ДЛЯ СВАРКИ В АКТИВНЫХ И ИНЕРТНЫХ ГАЗАХ

У. ДИЛТАЙ, И. ДИКШЕВ, О. МОКРОВ, В. ПАВЛЫК
(Ин-т сварочных технологий, Аахенский ун-т, Германия)

Приведено описание программ моделирования процесса сварки плавящимся электродом MAGSIM и MIG/TSIM для сталей и алюминиевых сплавов. Описана физико-математическая модель процесса, численные схемы решения, программное обеспечение. Сравнение результатов моделирования геометрии сварного шва с натурными экспериментами показывает адекватность моделей и подтверждает возможность принятых допущений. Программы используются в учебном процессе в университетах и учебных центрах, а также при технологической подготовке производства в машиностроении.

Computer programs for modelling the process of metal arc welding of steels and aluminium alloys, i.e. MAGSIM and MIG/TSIM, are described. The physical-mathematical model of the process, numerical calculation methods and software are described. Comparison of the results of modelling the weld geometry with the full-scale experiments shows the adequacy of the models and proves the feasibility of the assumptions made. The computer programs are used for the education process at universities and training centres, as well as for the technological preparation of engineering production.

Широкое внедрение автоматизированных и роботизированных технологий сварки сопряжено с повышением интеллектуального уровня систем обеспечения качества сварных швов на этапе технологической подготовки производства, например, с помощью САПР, экспертных систем и нейронных сетей, построенных на основе обработки больших массивов эмпирических данных. Создание прикладного программного обеспечения (ПО) для проектирования процессов сварки позволяет существенно ускорить проведение опытно-конструкторских работ. В создании этих инструментов сложились два подхода. Первый предполагает описание объектов и процессов в виде «черных ящиков», без конкретизации внутренней структуры, что достаточно просто увеличивает скорость применения, однако требует проведения большого количества натурных экспериментов. Второй подход, основанный на создании математических моделей объектов и процессов на базе фундаментальных физических законов, позволяет создавать виртуальные компьютерные установки, адекватно имитирующие реальные процессы, в том числе и сварочные. Преимуществом теоретического моделирования является универсальность модели, т. е. модель разрабатывается один раз, уточняется и совершенствуется по мере получения новых знаний об изучаемом процессе, легко модифицируется для конкретных прикладных задач.

Автоматическая сварка плавящимся электродом в активных и инертных защитных газах (сварка MAG/MIG) имеет широкое распространение в машиностроении. Этот способ широко применяется

для сварки угловым швом нахлесточных и тавровых стыков, объем которых в конструкциях достигает 75 %. При роботизированном производстве часто необходимо произвести сварку деталей в условиях ограниченного пространства. При этом для получения качественных сварных швов применяются технологические приемы с изменением пространственного положения соединений, а также наклонами и смещением горелки, что требует учета при проектировании технологии и должно учитываться при моделировании.

Существующие в этой области модели и программы для моделирования процесса сварки угловым швом созданы для решения единичных задач в лабораторных условиях, для уточнения данных о процессе и малоприспособны для быстрого нахождения, анализа и оптимизации режимов сварки. Создание адекватных физико-математических моделей и на их базе программ, учитывающих технологические требования и приемы производства, является современным требованием высокотехнологического производства.

Разработка математических моделей процессов сварки с появлением вычислительных машин с достаточной мощностью для решения задач математической физики получила новый импульс. В работах [1, 2] впервые разработана модель формирования горизонтального углового шва и показано, что доминирующим фактором в формировании профиля стального шва является сила тяжести. Первые работы по численному моделированию на персональных компьютерах стыковой сварки неплавящимся электродом тонких листов в бывшем СССР принадлежат В. А. Суднику и А. С. Рыбакову [3]. Энергетическую

модель сварочного контура на основе электрического анализа участков цепи, включая дуговой, которая позволила получить интегральные значения мощности дуги и ее КПД, предложил Г. И. Лесков [4]. В развитие этой модели В. А. Судником и А. В. Ивановым [5] была создана программа моделирования, позволяющая численно имитировать процесс сварки плавящимся электродом тонколистовых стыковых швов из нелегированной стали в углекислом газе и смесях с аргоном в нижнем положении.

Разработанное при участии авторов в 1993 г. на базе этих моделей и алгоритмов ПО MAGSIM [6] используется исследовательско-технологическими отделами фирм «Jonson Controls Inc.» (США), «Daimler Chrysler AG» (Германия – США), «Toyota», «Nissan» (Япония) и др., а также в учебном процессе в университетах ТулГУ (Тула, Россия), МВТУ им. Н. Э. Баумана (Москва, Россия), ISF RWTH (Аахен, Германия) и др.

Однако эта программа позволяет моделировать лишь сварку стыковых соединений в нижнем положении. В развитие этой программы в 1998 г. была разработана программа MAGSIM GL [7, 8] с графическим интерфейсом на базе библиотек OpenGL. В 2000 г. для моделирования сварки MIG алюминиевых сплавов в процессе с одной или двумя горелками по заказу фирмы «Daimler Chrysler» в центре «ComHighTech» при ТулГУ в сотрудничестве с ISF RWTH была создана программа TSIM [9]. Модели, алгоритмы и расчетные схемы этих программ близки, а отличия продиктованы различиями в технологии и процессе сварки сталей и алюминиевых сплавов.

Процесс дуговой сварки по сложности и многоуровности стоит в одном ряду с плазменными процессами, такими, как ядерный взрыв или пятна на Солнце. К счастью исследователей, процесс дуговой сварки имеет большое количество обратных связей, что позволяет даже относительно простым моделям адекватно воспроизводить явления и получать результаты, близкие к экспериментальным. Главной задачей, поставленной при разработке моделей, было получение температурного поля и геометрической формы шва, что позволило принять ряд допущений.

Модель относится к классу задач теплопереноса со свободными границами (поверхностями) и должна строиться с учетом взаимосвязи процессов нагрева дуговым источником теплоты, плавления основного металла с формированием сварочной ванны и деформированием ее поверхности. Если принять допущения о некотором начальном приближении геометрии этой поверхности, то можно решить задачу с инженерной точностью за одну итерацию.

1. Эффективный КПД дуги при сварке углового шва при прочих равных условиях должен быть выше, чем при сварке стыкового шва, так как повер-

хности стыка угла нагреваются излучением плазмы столба дуги.

2. Доля наплавленного металла в поперечном сечении расплавленной зоны превышает 50 % и требует уточнения представлений о дуге плавящегося электрода как поверхностном источнике теплоты, по крайней мере, за счет теплоты падающих капель. Падающая в ванну капля растекается по поверхности расплава и частично погружается в него. Поэтому допустимо теплоту (энтальпию) капель разделить на две части: поверхностную и объемную.

3. Наличие даже нулевого зазора в стыке вызывает несимметричность температурного поля относительно оси источника теплоты и исключает возможность моделирования одной симметричной половины зоны сварки.

4. При сварке тавровых и нахлесточных соединений в горизонтальной позиции сварочная ванна несимметрична относительно вектора силы тяжести и необходим учет его компонент в дифференциальном уравнении поверхности ванны.

5. Тепловые, плазменные и газовые потоки дуги центрально-симметричны относительно оси сварочной проволоки.

6. Интегральные значения мощности дуги не зависят от типа и пространственного положения стыка, а также наклона горелки.

Описанная ниже модель полностью соответствует ПО MAGSIM для углового шва на тавровом или нахлесточном соединении (см. далее рис. 3) как более общего случая. Сварка стыкового шва, являясь частным случаем, также описывается в рамках приведенной модели. ПО MIG/TSIM имеет некоторые, скорее численные, чем физико-математические отличия, вытекающие из отличий процесса. Полную модель процесса можно разделить на подмодели источника теплоты, теплопереноса в ванне и свариваемых деталях, деформации поверхности сварочной ванны, а также материала стыка.

Подмодель источника теплоты. Для вычисления значений мощности источника теплоты использовалась электротермическая модель Судника и Иванова [5], построенная на подходе Лескова [4]. Она через градиент потенциала учитывает влияние состава смеси защитного газа из углекислого газа, аргона, кислорода. Электрическая мощность дуги Q представляет собой сумму мощностей, выделенных в анодной Q_a и катодной Q_k областях, а также в плазме столба Q_c . Если дуга заглубляется в кратер или производят сварку углового шва, необходимо учитывать увеличение КПД за счет части мощности плазмы столба ΔQ_c : $\eta' = \frac{Q_a + Q_k + \Delta Q_c}{Q_a + Q_k + Q_c}$. Мощность капель анода при обратной полярности в этой модели $Q_a = \rho_w v_w F_w (cT_s + H_m + \Delta H_{dr})$, где F_w — площадь сечения проволоки; ΔH_{dr} — энтальпия перегрева капли, равная $0,5c(T_{vap} - T_L)$; T_{vap} — температура испарения. Эту мощность учитывали отдельно как объемную и поверхностную доли теплоты капель. Так, объем-

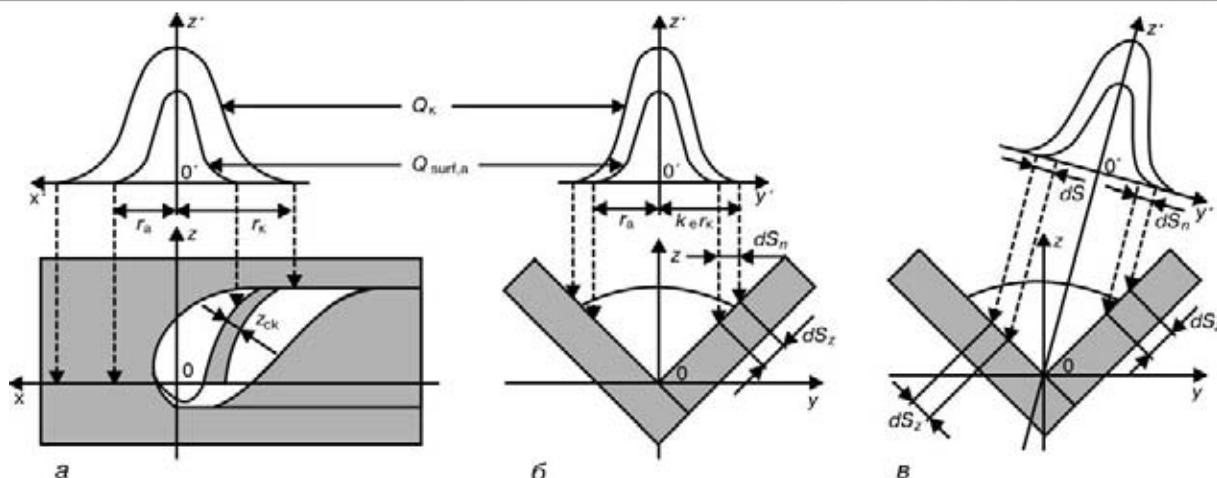


Рис. 1. Схема распределения тепловых потоков по поверхности свариваемого соединения: а – продольное сечение; б – поперечное сечение при нейтральном наклоне горелки; в – с отклонением от нейтрального

ная доля мощности $Q_{vol} = \rho_w v_w F_w (cT_s + H_m)$, а поверхностная доля – $Q_{surf, a} = \rho_w v_w F_w \Delta H_{dr}$.

Подмодель теплопереноса. Модель процесса построена в движущейся со скоростью сварки декартовой системе координат $(0, x, y, z)$ (рис. 1). Установившийся процесс описывается квазистационарным дифференциальным уравнением переноса тепловой энергии

$$v_{sp} \frac{\partial H}{\partial x} \text{div} [\lambda(T) \text{grad} T] + q_{vol},$$

где $H = H(x, y, z)$ – энтальпия; $\lambda(T)$ – коэффициент теплопроводности, зависящий от температуры; q_{vol} – распределенный объемный источник теплоты каплевого электродного металла.

Для учета конвекции в сварочной ванне использован метод эффективной теплопроводности $\lambda_{eff}(T) = \lambda_L(T)(2 - T_L/T)$. Этот подход впервые был использован в работе [3], а в дальнейшем

применялся при моделировании различных способов сварки.

В рамках модели принято, что объемная доля энергии капле Q_{vol} равномерно распределена в приповерхностном слое толщиной Z_w и площадью $Sz(x, y)$ в зоне перехода от кратера к наклонной (почти вертикальной) стенке сварочной ванны (рис. 2, а) $q_{vol} = Q_{vol} / Z_w Sz(x, y)$. В модели принята толщина слоя, равная половине диаметра проволоки $Z_w = 0,5d_w$.

Смешанные граничные условия на лицевой поверхности стыка определяют тепловые потоки капле $q_{surf, a}$, катодного пятна $q_{surf, k}$ и столба дуги $q_{surf, c}$, а также тепловые стоки радиации q_{rad} и конвекции q_{conv} по нормальям к соответствующим поверхностям:

$$-\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial n} = q_{surf, a} + q_{surf, k} + q_{surf, c} - q_{rad} - q_{conv}.$$

Тепловые потоки радиации и конвекции составляют соответственно $q_{rad} = \epsilon_{rad}(T)\sigma_0(T^4 - T_0^4)$ и $q_{conv} = \alpha(T)(T - T_0)$. Граничные условия на обратных

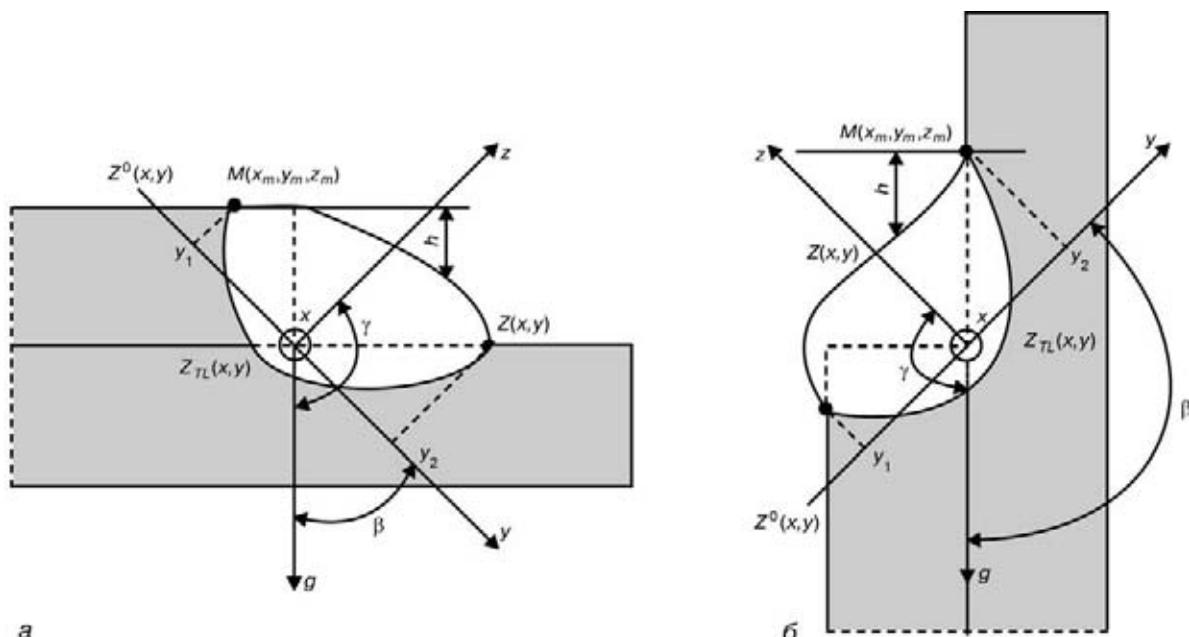


Рис. 2. Схема формирования поверхности шва нахлесточного соединения в горизонтальном (а) и вертикальном (б) положении

поверхностях стыка задаются в виде $\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial n} = q_{\text{rad}} + q_{\text{conv}}$.

Поверхностная часть анодной мощности дуги $Q_{\text{surf, a}}$ распределяется по сложной поверхности стыка и сварочной ванны. Для такого расчета введена дополнительная плоскость $x'O'y'$ (см. рис. 1), перпендикулярная оси горелки. Распределение плотности мощности в этой плоскости проецируется на поверхность стыка и ванны. Распределение плотности мощности по поверхности соединения определяется через коэффициент k_s , обратный отношению площадей элементарной площадки поверхности соединения dS_Z и ее проекции на плоскость $x'O'y'$ dS_n (см. рис. 1, б, в), $k_s = dS_n/dS_Z$. Распределение значений теплового потока $q_{\text{surf, a}}$ по поверхности $Z(x, y)$ описано нормально-круговым законом с учетом изменяющегося коэффициента k_s :

$$q_{\text{surf, a}} = \frac{Q_{\text{surf, a}} K_{\text{ak}_s}}{\pi} \exp\{-K_a [(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2]\},$$

где K_a — коэффициент сосредоточенности теплового потока капле анода, равный $3/(r_a)^2$; r_a — эффективный тепловой радиус распределения тепловой мощности в плоскости $x'O'y'$; (x, y) и (x_0, y_0) — проекции координат точки поверхности и оси дуги на плоскость $x'O'y'$.

При отклонении горелки от нейтрального положения (см. рис. 1, в) изменяется проекция элементарных площадок на плоскость нормального распределения и пропорционально изменяется коэффициент k_s .

Тепловой поток энергии катодного пятна Q_k в угловом стыке распределялся по бинормальному эллиптическому закону в плоскости $x'O'y'$ с коэффициентами сосредоточенности K_{xk} и K_{yk} по осям $0x'$ и $0y'$. С учетом коэффициента k_s на поверхности $Z(x, y)$ получается

$$q_{\text{surf, k}} = \frac{Q_k k_s}{\pi} \sqrt{K_{xk} K_{yk}} e^{-K_{xk}(x-x_0)^2 - K_{yk}(y-y_0)^2},$$

$$K_{xk} = \frac{3}{r_k^2}, \quad K_{yk} = \frac{3}{(k_e r_k)^2},$$

где r_k — эффективный тепловой радиус распределения Q_k в плоскости $x'O'y'$ по оси $0x'$; k_e — коэффициент поперечного сжатия дуги в угловом стыке в направлении $0y'$.

Распределение энергии плазмы столба дуги представлено в виде полосового поверхностного источника теплоты $q_{\text{surf, c}} = \frac{\Delta Q_c}{LS_c} dS$, где S_c — площадь поверхности соединения, ограниченная поверхностью нормальной к столбу дуги плоскостью, проходящей через свободный конец электрода; L — длина дуги.

Подмодель деформации поверхности сварочной ванны. Угловые швы тавровых и нахлесточных стыков сваривают без сквозного проплавления. По-

верхность ванны и шва $Z(x, y)$ (рис. 2) задавалась в явном виде. Поверхность ванны деформируется в поле сил давления дуги и тяжести, которые уравновешиваются силой поверхностного натяжения:

$$\sigma(T) \nabla \left(\frac{\nabla Z}{\sqrt{1 + (\nabla Z)^2}} \right) - \rho g h = \frac{p_{\text{arc}} + p_v}{\sqrt{1 + (\nabla Z)^2}} + \Gamma,$$

где $\sigma(T)$ — поверхностное натяжение, зависящее от температуры; g — ускорение свободного падения; h — высота столба жидкости; p_{arc} — давление дуги; p_v — давление отдачи паров; Γ — постоянная, имеющая смысл внутреннего давления расплава.

Высота столба жидкости h представляет собой расстояние от точки поверхности $Z(x, y)$ до плоскости, нормальной к вектору силы тяжести и проходящей через точку ванны с наибольшей потенциальной энергией расплава $M(x_m, y_m, z_m)$. Это расстояние определяется через косинусы углов между вектором силы тяжести и положительными направлениями координатных осей: $h = (x - x_m) \cos \alpha + (y - y_m) \cos \beta + (z - z_m) \cos \gamma$. Суммарное давление дуги p_{arc} включает электромагнитную и газодинамическую составляющие, а также давление капле электродного металла. В первом приближении распределение давления в нормальной к оси горелки плоскости $x'O'y'$ определяли по классическому выражению

$$p_{\text{arc}}(x, y) = \frac{a_1 I^2 K_{\text{arc}} k_s}{\pi} \exp\{-K_{\text{arc}} [(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2]\},$$

где a_1 — эмпирический коэффициент, зависящий от длины дуги; K_{arc} — коэффициент сосредоточенности силового потока дуги. Заглубление дуги и возникновение кратера приводит к изменению коэффициента k_s , в результате чего центр распределения давления дуги по поверхности $Z(x, y)$ смещается в направлении, противоположном наклону горелки. При смещении конца электродной проволоки на одну из деталей соединения в модели на то же значение смещается центр распределения силового воздействия дуги.

Постоянная Γ находилась итерационным подбором до выполнения условия

$$\int_{y_1}^{y_2} [Z(x, y) - Z^0(x, y)] dy = \frac{\pi d_w^2 v_w}{4v_s} + \Delta$$

в выходном сечении шва, где y_1, y_2 — координаты ширины шва, а правая часть уравнения — сумма площади сечения наплавленного металла и усадки Δ . Усадку рассчитывали по методике В. А. Судника и В. А. Ерофеева [10].

Граничными условиями являются линии сопряжения поверхности расплав-газ с твердым металлом, которые определяются по температуре в области моделирования и имеют вид $Z_1 = (M_1 \cap M_3 \cap G)$, $Z_2 = (M_2 \cap M_3 \cap G)$, где $Z_{1,2}$ — линии раздела. В зоне плавления при нахождении

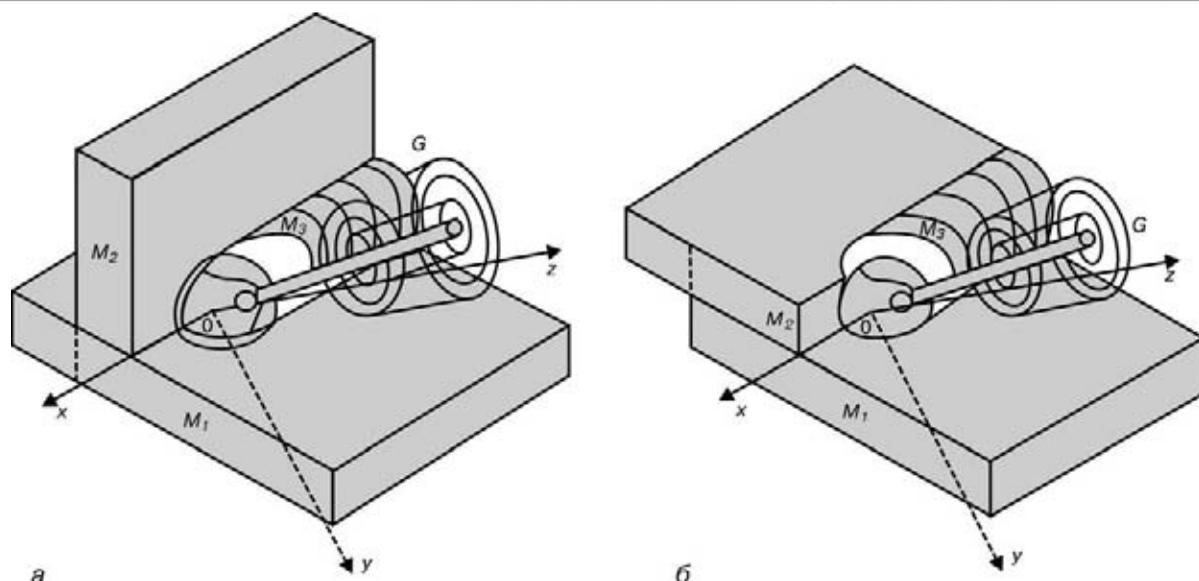


Рис 3. Система координат при сварке угловым швом таврового (а) и нахлесточного (б) соединения

поверхности головной части ванны вводилось ограничение, учитывающее возможное обнажение силовым воздействием дуги разделительной поверхности проплавления $Z_{T_L}(x, y)$, $Z(x, y) \geq Z_{T_L}(x, y)$. На фронте кристаллизации фиксируется форма свободной поверхности, что учитывается граничными условиями $\partial Z_n / \partial x = 0$ при $Z_m = (M_{3H} \cap M_{3L} \cap G)$. Переход от зоны плавления к зоне кристаллизации находили по критерию $dY_{T_L}/dx = 0$. По соотношению и форме поверхностей $Z(x, y)$, $Z^0(x, y)$ на фронте кристаллизации автоматически фиксируются дефекты шва такие, как «подрез» и «наплыв».

Подмодель свойств и геометрии деталей. Сварка MAG применяется для сварки нелегированных, низколегированных и высоколегированных (аустенитных) сталей. Теплофизические свойства этих трех классов сталей собраны в банке данных. Для решения дифференциального уравнения теплопереноса относительно энтальпии необходима функция $T(H)$, связывающая температуру с энтальпией H . Такая функция построена путем кусочно-линейной интерполяции таблицы значений H для девяти температур. Такая же функция построена для коэффициента теплопроводности. В подмодели деформации поверхности используется кусочно-линейная интерполяция коэффициента поверхностного натяжения для температур выше T_L . Таблицы значений объединены в подмодель, описывающую свойства стали.

Геометрия стыка свариваемых деталей представлена в модели зоной первой M_1 и второй M_2 деталей, зоной выпуклости шва M_3 и зоной окружающего газа G (рис. 3). Разделение области моделирования на зоны позволяет учесть даже нулевой зазор в стыке, который влияет на теплоперенос. Коэффициент теплопроводности на границе зон определяли с помощью метода заблокированных зон Патанкара. Так, для границы зон M_1 и M_2 при температуре ниже температуры T_L коэффициент

теплопроводности $\lambda = 0$ (термический зазор). При расплавлении металла зон M_1 и M_2 выше температуры T_L на расплавленные участки этих зон распространялась зона M_3 . Принято, что все тепловые стоки описаны граничными условиями и зона окружающего газа G не проводит тепла.

Таким образом, моделирование процесса сводится к последовательному решению уравнений теплопереноса и деформации поверхности ванны. Интегральные значения мощности анодного, катодного тепловых потоков и теплового потока столба дуги находились по ранее разработанным В. А. Судником и др. [11, 12] алгоритмам для нормального или импульсного процесса сварки MAG.

При решении трехмерной задачи теплопереноса для выбранного типа стыка в области моделирования генерировалась конечно-разностная сетка с формализованным описанием граничных условий и материала среды. Выбор энтальпии в качестве искомой функции позволяет решать уравнения теплопроводности сквозным счетом, включая участки области моделирования, занятые газовой средой. Уравнение теплопереноса расщеплялось по физическим процессам и координатным составляющим. Для решения систем конечно-разностных уравнений использовался алгоритм прогонки. Ошибки, связанные с нелинейностью теплофизических свойств, минимизировались путем итерационных приближений. Зазор описывался распространением на него зоны G (рис. 3) и изменением лицевой поверхности соединения, в которой появлялся разрыв.

Для упрощения численной реализации и ускорения расчетов в модели формирования шва при сварке стали можно пренебречь продольным тепловым потоком, рассматривая только трансляционный тепловой поток. Эффективность этого подхода многократно подтверждена и дополнительно проверена в вычислительном эксперименте.

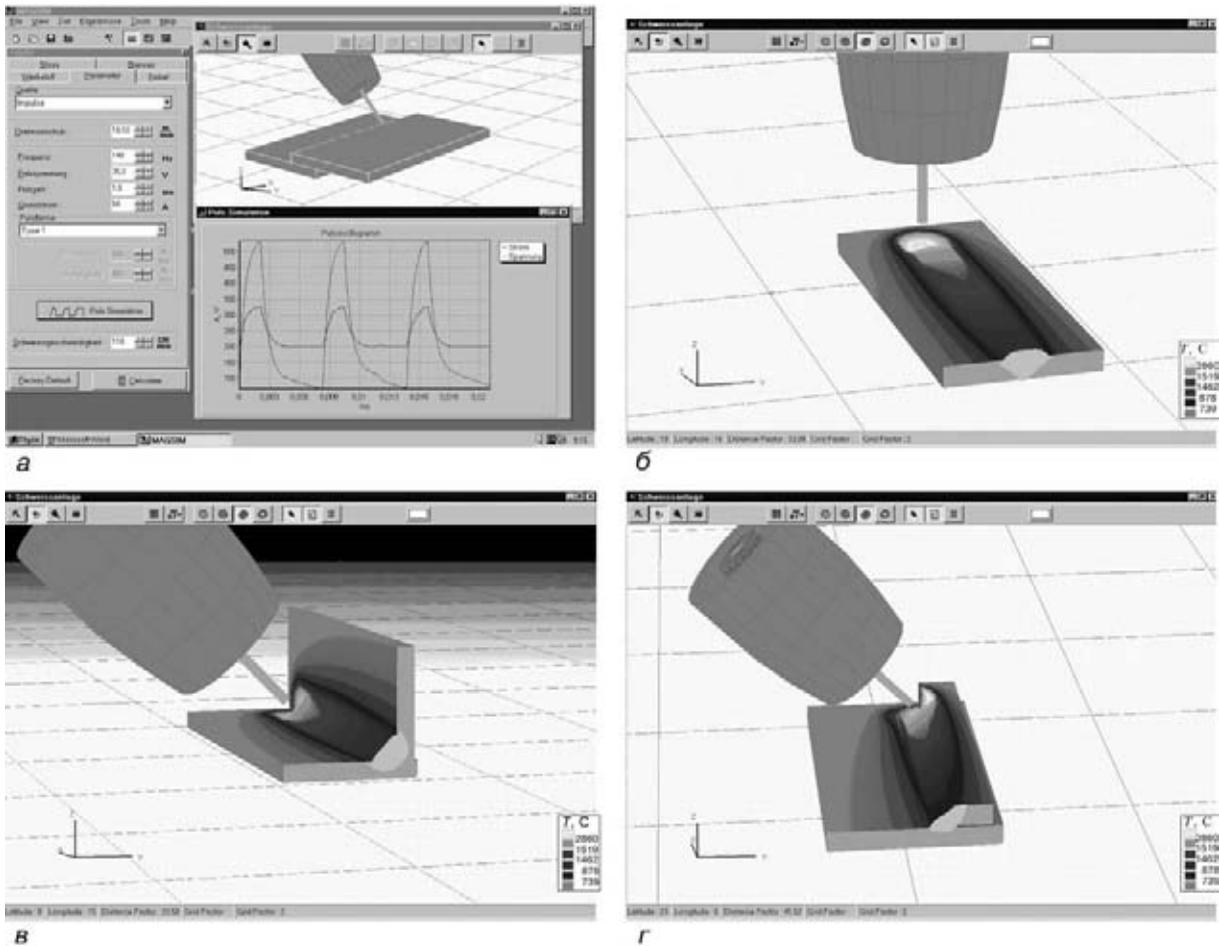


Рис. 4. Копии экрана программы MAGSIM GL: а – экран препроцессора; б-г – представления в постпроцессоре соответственно стыкового, таврового и нахлесточного соединения

Мощность дуги, приходящаяся на разрыв поверхности, распределялась на ближайшие кромки соединяемых деталей. При достижении температуры плавления в этой зоне или на кромках принималось допущение об уменьшении зоны зазора и увеличении зоны расплава (затекании зазора). Уравнение равновесия поверхности решалось на конечно-разностной сетке методом переменных направлений с использованием алгоритма прогонки. Итерационные приближения прекращались при достижении условия баланса расплавленного металла в выходном сечении шва или при расходимости решения, что является критерием вытекания ванны.

К входным параметрам программы MAGSIM относятся: тип соединения (стыковое, тавровое или нахлесточное), марка стали, т.е. теплофизические свойства, толщина листов, ширина зазора, пространственное положение соединения, наклоны горелки, температура подогрева, характеристики источника тока, тип защитной смеси, диаметр проволоки, вылет электрода, скорость подачи проволоки или сварочный ток, сварочное напряжение и место его измерения, скорость сварки.

Структура ПО построена по принципу препроцессор – процессор – постпроцессор (рис. 4). Препроцессор формирует сцену имитации сварки соединения: генерирует сетку для численного расчета и задает граничные условия для выбранного

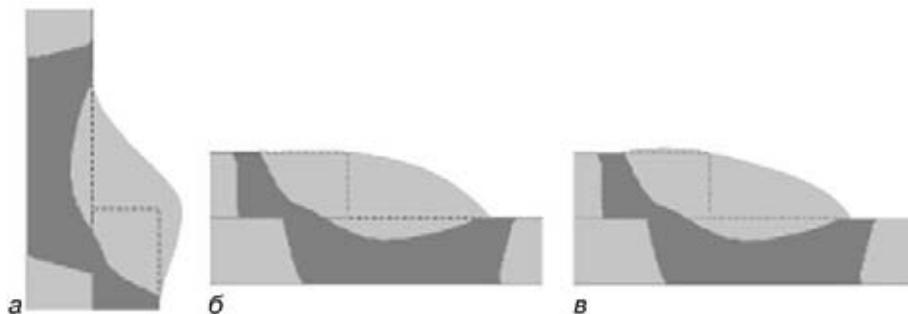


Рис. 5. Имитированные формы поперечных сечений швов нахлесточных соединений при сварке в горизонтальном (а), в нижнем (б) положении и на спуск 20° (в)

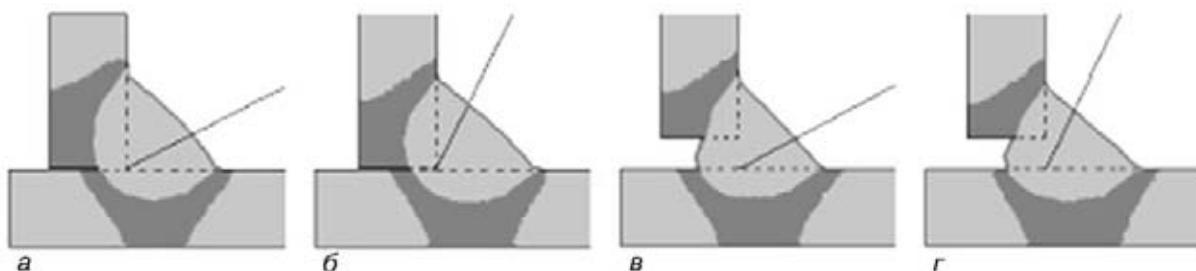


Рис. 6. Имитированные формы поперечных сечений швов 2,5 + 2,5 мм при сварке с поперечным наклоном горелки от нижней детали 30 (а, в) и 60° (б, г), без зазора (а, б) и с зазором 1 мм (в, г)

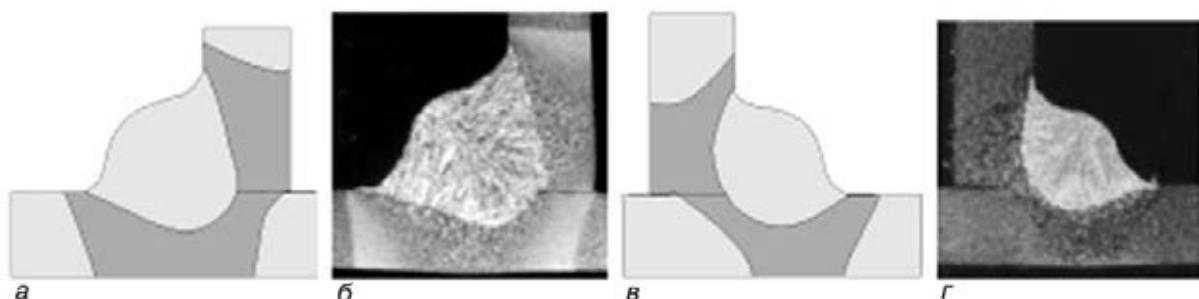


Рис. 7. Сравнение расчетных контуров (а, в) и экспериментальных (б, г) шлифов: стык 2 + 2 мм, поперечный наклон горелки 45°; параметры режима: $v = 0,7$ м/мин, $v_w = 4$ м/мин, $I = 185$ А и $U = 19$ В для сечений (а и б) и $v = 1,6$ м/мин, $v_w = 6$ м/мин, $I = 250$ А и $U = 20$ В для сечений (в и г)

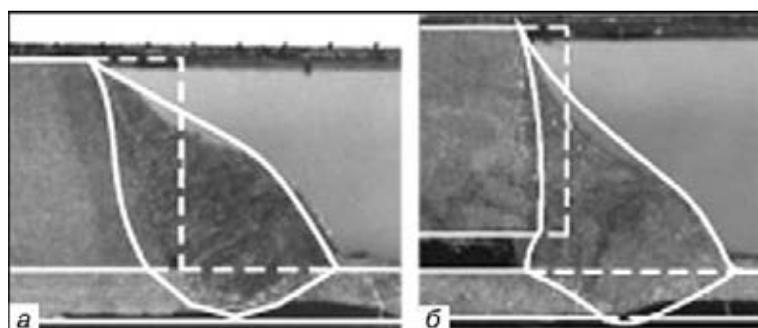


Рис. 8. Сравнение расчетных контуров (MAGSIM) и экспериментальных (JC) шлифов: стык 1 + 4 мм, поперечный наклон горелки 45°; продольный 22°; параметры режима: а — без зазора, $v_s = 0,65$ м/мин, $v_w = 6,5$ м/мин, $U = 23$ В; б — зазор 0,89 мм и $v_s = 0,8$ м/мин, $v_w = 6,9$ м/мин, $U = 21$ В

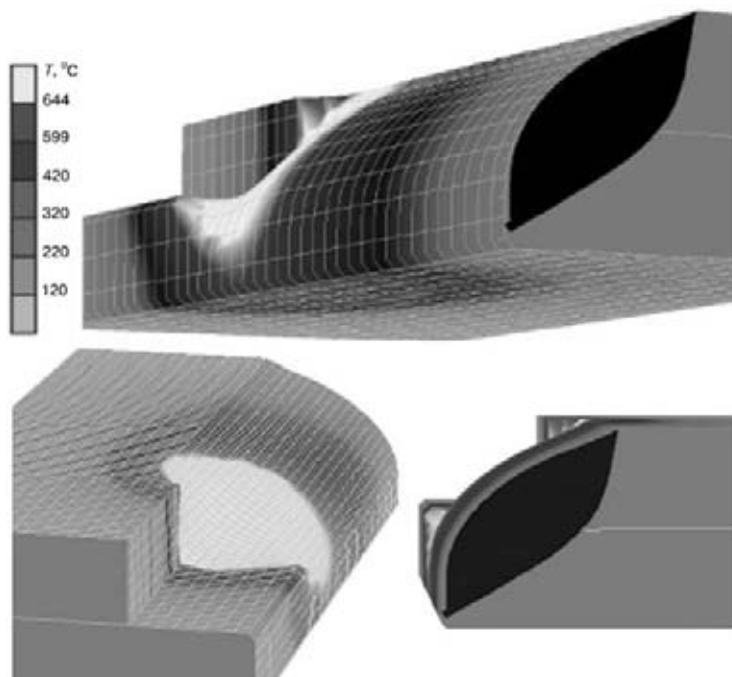


Рис. 9. Вариант представления результатов в ПО TSM

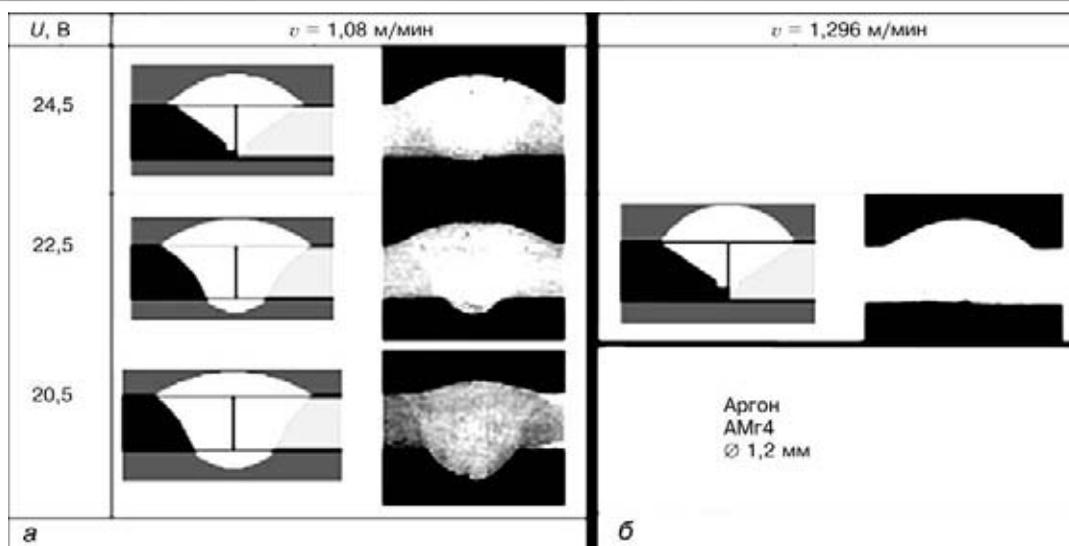


Рис. 10. Моделирование проплавления в ПО TSIM: сравнение расчетных (а) и экспериментальных (б) данных при различных напряжениях в импульсе и разных скоростях сварки

типа соединения, пространственное положение соединения, углы наклона горелки, рассчитывает полиномы теплофизических свойств на основе информации в базе данных материалов. Процессор представлен моделью. Постпроцессор позволяет визуализировать результаты имитации и представлять результаты в виде протокола и эквивалентного источника.

Всего учитывается более 30 параметров. Выходными параметрами являются температурное поле в соединении, контур шлица (рис. 5, 6) и геометрические размеры шва.

Для калибровки и проверки адекватности модели было проведено около 200 опытов по сварке МАГ стыковых, угловых (рис. 7, 8) и нахлесточных соединений при нормальном и импульсном процессах. По результатам этих опытов калибровались значения эффективных тепловых радиусов распределения анодного r_a и катодного r_k тепловых потоков дуги, а также коэффициента сосредоточенности давления дуги K_s . Погрешность воспроизведения программой этих опытов после калибровки не превышает 15 %. Применение программы в технологической подготовке роботизированного производства фирмой «Johnson Controls Inc.» дает такие же результаты (рис. 8).

Пакет программ MIG/TSIM (рис. 9) разработан для моделирования процесса сварки алюминиевых сплавов одной или двумя горелками [9]. Как уже отмечалось выше, он отличается численной реализацией модели процесса, следующей из существенно иных теплофизических свойств. Часть явлений, пренебрежение вкладом которых допустимо при моделировании стали, оказывают сильное влияние в процессе сварки алюминиевых сплавов. Так, высокая теплопроводность алюминиевых сплавов не позволила применить численную схему «высокоскоростного источника» и потребовала полного 3D-расчета температурного поля. Иное поведение сварочной дуги потребовало более

точного численного решения для нестационарного процесса плавления электрода и переноса капель расплавленного металла, хотя физическое описание не вышло за рамки модели дуги, предложенной Лесковым [4].

Адекватность моделей проверялась экспериментально в лабораториях фирмы «Daimler Chrysler». Экспериментальные результаты воспроизводятся программой с достоверностью от хорошей до удовлетворительной (рис. 10).

В настоящее время ведутся работы по уточнению моделей и объединению возможностей этих двух ветвей ПО в рамках единого интегрированного пакета. Кроме универсальной модели расчета процесса сварки (возможно, не только с дугowymi источниками тепла), разрабатываемый пакет получит интерфейс с системой управления роботами IGRIP и конечно-элементными пакетами SYSWELD, ANSYS и ABAQUS.

1. Nishiguchi K., Ohji T., Matsui H. Fundamental research on bead formation in overlaying and fillet welding processes // J. of Jap. Weld. Soc. — 1976. — 45, N 1. — P. 82–87.
2. Ohji T., Nishiguchi K. Mathematical modeling of a molten pool in arc welding of thin plate // Technol. Repts Osaka Univ. — 1983. — N 33. — P. 35–45.
3. Судник В. А., Рыбаков А. С. Программное обеспечение для проектирования процессов аргодуговой сварки на базе модели формирования шва // САПР и экспертные системы. — Тула: ТулГТУ, 1985. — С. 43–50.
4. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1970. — 254 с.
5. Судник В. А., Иванов А. В. Энергетическая модель МАГ-дуги в защитной смеси Ag + CO₂ // Физика дуги и источники питания. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 1992. — С. 24–25.
6. MAGSIM: Anforderungsgerechtes MAG-Schweißen / U. Dilthey, T. Reichel, W. Sudnik et al. // Schweißtechnische Software. — Düsseldorf, Verlag, Bericht, 1993. — 156.
7. MAGSIM for Windows: GMA pulse welding of fillet welds / U. Dilthey, W. Sudnik, O. Mokrov, D. Habedank // TWI. — 1998. — Paper 13.
8. Simulation des MAG-Schweißens / W. Sudnik, A. Ivanow, O. Mokrov, U. Dilthey // Moderne trends beim MAG-Schweißen. Graz, TU-Graz. — 2001. — S. 85–102.
9. Simulation des MIG-Impulslichtbogenschweißens von Aluminiumlegierungen / W. Sudnik, A. Rybakow, D. Radaj et

- al. // 7 Intern. Aachener Schweißtechnik Kolloquium: Hochleistungsfügeverfahren: Grundlagen, Anwendungen, Ausrüstungen. Aachen. Shaker, 2001. — S. 431–446.
10. *Sudnik W., Radaj D., Erofeev W.* Computerized simulation of laser-beam weld formation comparising joint gaps // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1998. — **31**, N 24. — S. 3475–3480.
11. *Судник В. А., Иванов А. В.* Математическая модель источника теплоты при дуговой сварке плавящимся электродом в смеси защитных газов. Ч. 1. Нормальный процесс // Свароч. пр-во. — 1998. — № 9. — С. 3–9.
12. *Судник В. А., Иванов А. В., Дилтей У.* Математическая модель источника теплоты при дуговой сварке плавящимся электродом в смеси защитных газов. Ч. 2. Импульсный процесс // Там же. — 2000. — № 9. — С. 9–15.
13. *Ленивкин В. А., Дюргеров Н. Г., Сагиров Х. Н.* Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. — М.: Машиностроение, 1989. — 289 с.

РАСЧЕТНО-КОМПЬЮТЕРНАЯ СИСТЕМА ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СВОЙСТВ РАЗЛИЧНЫХ ЗОН СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

И. Г. ЛАВРИНЕЦ (НПФ «Корба», пгт Буча, Киевская обл., Украина),
Т. В. КОРОЛЕВА (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Представлена структура системы, разработанной авторами для прогнозирования свойств различных зон сварного соединения при дуговой сварке конструкционных сталей.

The paper describes structure of the system developed by the authors for prediction of properties of different zones of welded joints in arc welding of structural steels.

Введение. Традиционно выбор рационального варианта для дуговой сварки современных конструкционных сталей связан с достаточно большим количеством экспериментов для получения сравнительных результатов по целому ряду параметров. К ним, в первую очередь, относятся: условия формирования и химический состав металла шва или зоны проплавления (ЗП), микроструктура металла ЗП и зоны термического влияния (ЗТВ), склонность к образованию горячих и холодных трещин, стандартные механические характеристики в различных участках сварного соединения: твердость, предел текучести, временное сопротивление, относительное удлинение или сужение, ударная вязкость, а также ряд специальных функциональных свойств (длительная прочность при соответствующих температурах, коррозионная стойкость и т.д.). Все это требует для конкретного основного материала проведения соответствующих испытаний для каждого альтернативного варианта сварочных материалов и режимов сварки. Учитывая существующий большой ассортимент предлагаемых различными фирмами сварочных электродов, сплошных и порошковых проволок, флюсов, защитных газов для дуговой сварки конструкционных сталей, обоснованный выбор рационального варианта чисто экспериментальным путем требует либо большого опыта, либо многочисленных экспериментов.

Назначение системы и получаемая информация. Разработанная авторами статьи компьютерная система предназначена в значительной степени сократить вышеуказанный объем экспериментов при выборе сварочных материалов путем использования средств математического моделирования и соответствующего информационного обеспечения для получения технической информации, необходимой для обоснованного выбора сварочных материалов, режима и условий дуговой сварки. В качестве

исходной информации в системе используются паспортные данные фирмы-изготовителя сварочных материалов (электродов, сплошных и порошковых проволок, флюсов, защитных газов) относительно вариантов сварочных материалов, рекомендуемых для дуговой сварки данного типа конструкционной стали; режимов дуговой сварки; коэффициентов наплавки; химического состава наплавленного металла. Эти данные вводятся пользователем в систему одновременно с указанием типа свариваемой конструкционной стали (основного материала) и ее химического состава. В результате система для каждого альтернативного варианта выдает следующую информацию:

- размер и форма ЗП для корневого шва и последующих проходов (условия формирования сварного шва, риск прожога и пр.);
- химический состав металла ЗП;
- микроструктурный состав металла ЗП и ЗТВ;
- механические свойства металла ЗП и ЗТВ (твердость, временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение и сужение, ударная вязкость (KCV) при температурах $-30...-70$ °С;
- риск образования горячих и холодных трещин.

Краткое описание системы. Работа с системой начинается с ввода данных об основном материале, для которого выбираются сварочные материалы для дуговой сварки. Система предлагает 12 групп конструкционных сталей, к одной из которых пользователь должен причислить свой основной материал (рис. 1). По желанию система дает возможность ознакомиться более подробно с характеристиками сталей конкретной группы (рис. 2), примерами химсостава, теплофизическими свойствами и особенностями дуговой сварки. Если пользователя удовлетворяет выбранная группа, он должен заполнить данные относительно химического состава используемой стали (рис. 2).

Следующий этап работы с системой связан с конкретизацией данных относительно вида сварного

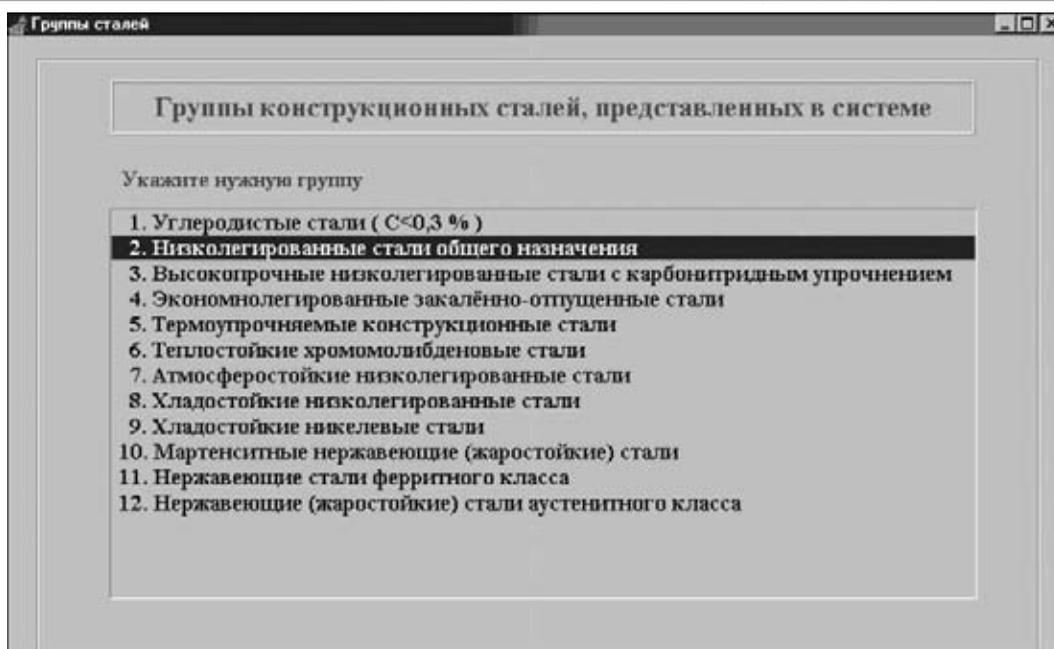


Рис. 1. Список групп конструкционных сталей, предлагаемых пользователю системой

соединения. Система предлагает пользователю несколько видов сварных соединений со стыковыми швами (рис. 3). Возможна одно-проходная и многопроходная (слоями либо «ниточными» швами) сварка. Количество проходов и раскладку валиков «ниточных» швов система выполняет самостоятельно. Возможен вариант только одного корневого шва. Во всех вариантах рис. 3 для корневого шва при сварке на весу решается вопрос относительно риска прожога на основе оценки равновесия между силами, действующими на объем жидкого металла

(по-верхностное натяжение, давление дуги, гравитация).

Пользователь должен указать метод дуговой сварки (рис. 4), а также выбрать конкретные варианты сварочных материалов, заполнив соответствующие данные типа указанных на рис. 5 относительно химического состава наплавленного металла, режимов сварки, коэффициента наплавки (по паспортным данным фирмы-изготовителя, либо на основе имеющегося опыта).

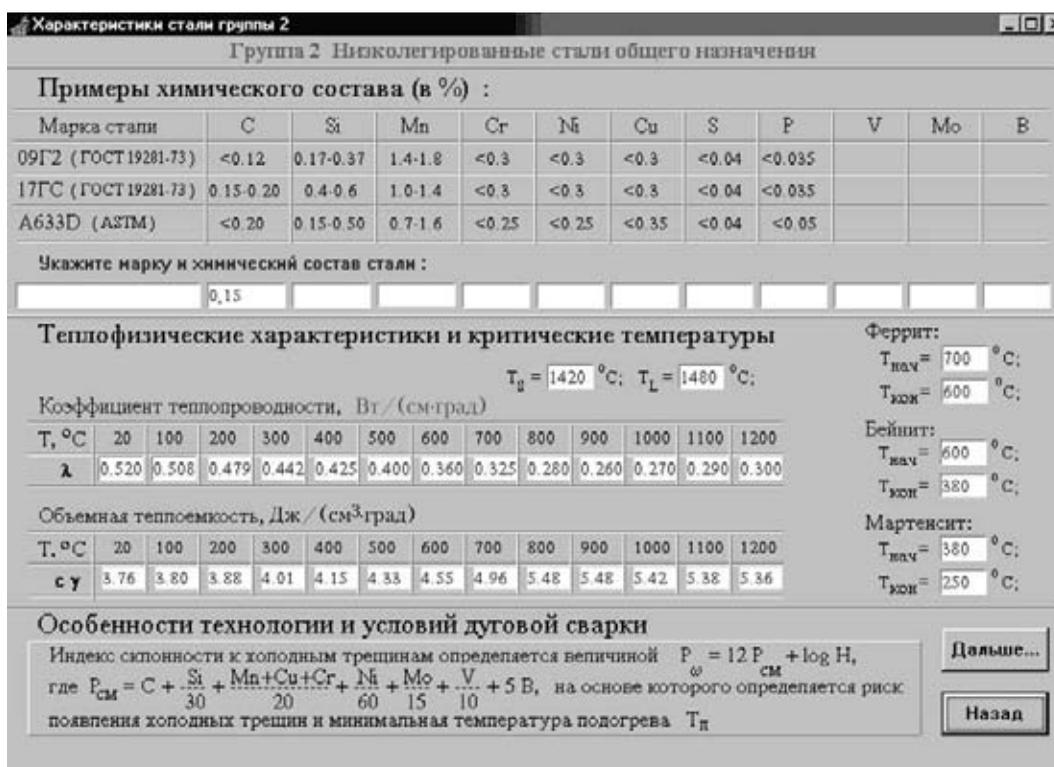


Рис. 2. Пример заполнения данных при выборе конкретной группы сталей



Рис. 3. Виды сварных соединений, предлагаемых пользователю

С использованием введенных данных в системе выполняется комплекс операций, связанных с выбором скорости сварки на основе имеющихся ограничений толщин отдельных слоев (либо поперечных сечений «ниточных» швов), затем рассчитываются температурные поля в поперечном сечении сварного шва для каждого прохода,

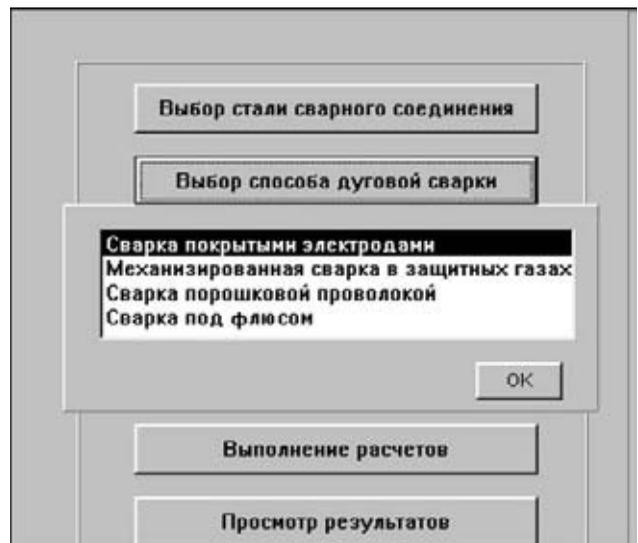


Рис. 4. Способы дуговой сварки, предлагаемые пользователю

начиная с корневого шва. Определяется поле максимальных температур, на основании которого оцениваются объемы, принадлежащие металлу ЗП и ЗТВ. Используются при этом исходные данные для основного материала относительно температур плавления $T_{пл}$ и $A_{с3}$ (рис. 2), а также соответствующие теплофизические свойства.

Для каждого прохода определяется средний химический состав металла ЗП (основываясь на знании размеров и химического состава расплавленных участков, а также количества и состава наплавляемого присадочного материала). По химическому составу металла ЗП определяется принадлежность металла этой зоны соответствующей группе конструкционных сталей с позиций оценки микроструктурного состояния после охлаж-

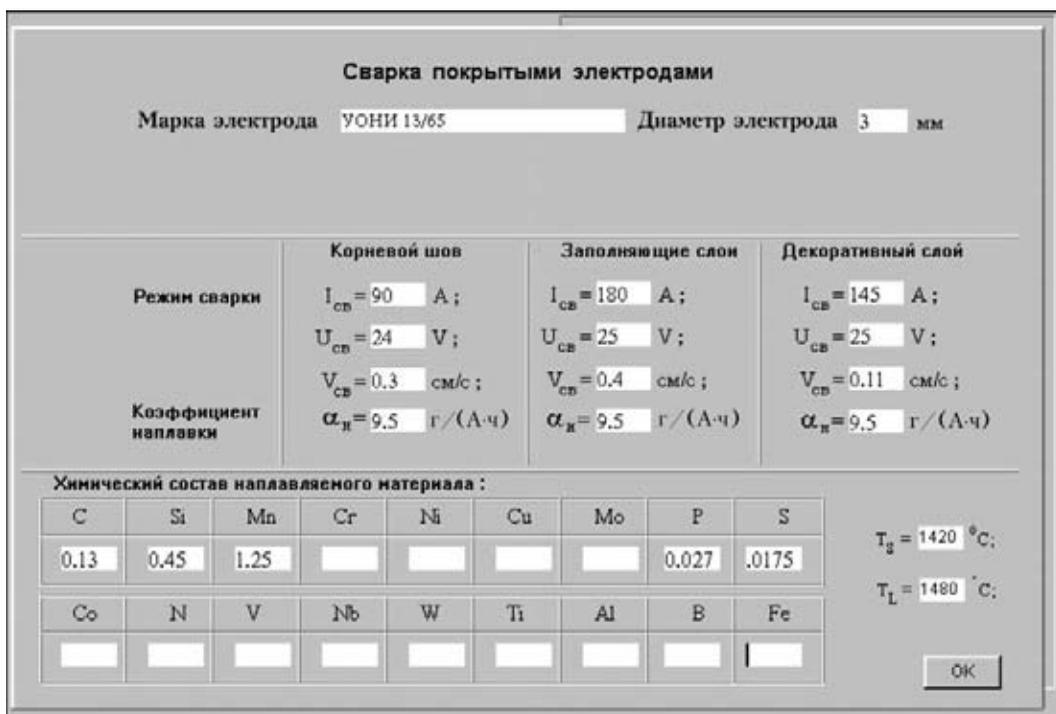


Рис. 5. Пример заполнения данных по режиму сварки и химическому составу наплавляемого материала

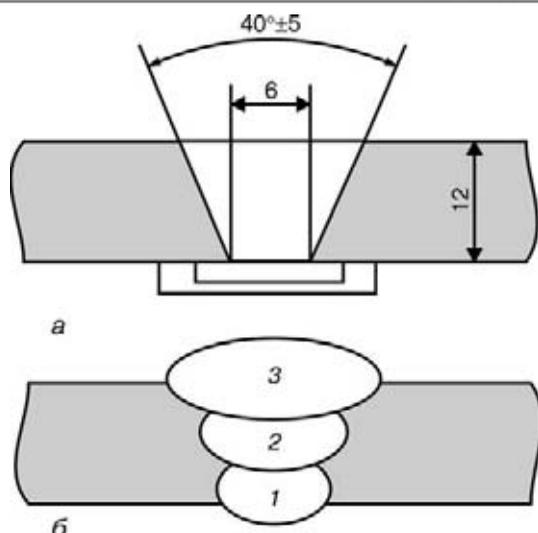


Рис. 6. Схема разделки (а) и заполнения слоев (б) при сварке стали марки ДН32

дения. В системе имеются две группировки сталей, указанных на рис. 1. К первой относятся конструкционные углеродистые и низколегированные стали (группы 1...8), микроструктура которых определяется на основе соответствующих диаграмм анизотермического распада аустенита (АРА). Вторая охватывает легированные стали (группы 9...12, рис. 1), микроструктура которых определяется диаграммой Шеффлера (либо ее модификациями [1]). Для удобства в системе используются параметрические уравнения [2], позволяющие выполнять расчеты ожидаемой микроструктуры в каждой точке металла ЗП и ЗТВ, зная химический состав и параметры термического цикла. Принимается, что повторный нагрев выше A_{c3} способствует образованию новой микроструктуры с новым химическим составом и новыми параметрами термического цикла. Повторный нагрев ниже A_{c3} не меняет микроструктуру, но способствует изменению механических свойств по механизму соответствующего кратковременного отпуска.

Важным этапом работы системы является расчет механических свойств в различных точках металла ЗП и ЗТВ. Он выполняется на основании данных микроструктуры и химического состава. Для всех характеристик механических свойств $X = \{HV, \sigma_B, \sigma_T, \delta_5, \psi\}$, используется представление:

$$X = \sum_i x_i V_i \quad (i = a, f, p, b, m), \quad (1)$$

где a – аустенит, f – феррит, p – перлит, b – бейнит, m – мартенсит, V_i – массовая доля i -й микроструктуры в данной точке. Для x_i использу-

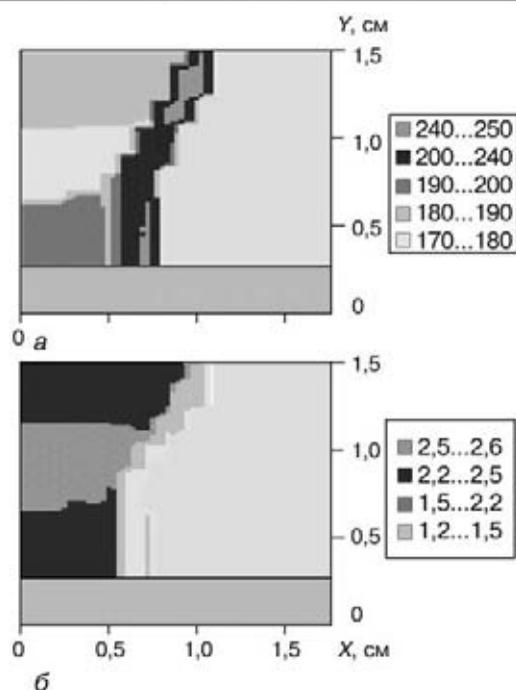


Рис. 7. Результаты расчета твердости HV (а) и ударной вязкости KCV_{-20} (б) для варианта из табл. 1

ются уравнения регрессии, связывающие эти величины с химическим составом сталей данной группы [2]. Для ударной вязкости по Шарпи (KCV) усредненное представление (1) не отражает особенности поведения материала для таких испытаний. Для этих целей в системе используются уравнения регрессии, связывающие KCV с химическим составом, $\Delta t_{8/5}$ и температурой испытания $T_{ис}$. Естественно, что коэффициенты регрессии такой зависимости могут достаточно существенно зависеть от группы конструкционной стали.

Важным элементом работы системы является оценка риска нарушения целостности металла ЗП либо ЗТВ за счет горячих и холодных трещин. Для рассматриваемых конструкционных сталей наиболее реально говорить о риске образования горячих трещин для высоколегированных сталей аустенитного класса. Для конструкционных высоколегированных сталей химический состав металла ЗП может оказывать существенное влияние на целостность сварного шва и служебные свойства металла в процессе эксплуатации (рис. 3), о чем имеет возможность получить информацию пользователь системы на основе данных о среднем химсоставе металла ЗП соответствующих проходов.

Примеры применения. Рассмотрим конкретный случай сварки судостроительной стали марки ДН32 в стыковом соединении с толщиной пластин $\delta =$

Таблица 1. Расчетные параметры формирования отдельных проходов для сварки стали марки ДН32

Вид шва	q_n , Дж/см	$v_{св}$, см/с	$S_{зп}$, мм ²	Химический состав, %
Корневой	9996	0,25	60	0,08C – 1,3Mn – 0,477Si – 0,068Ni – 0,003Al
Заполняющий 1	17787	0,20	80	0,059C – 1,3Mn – 0,493Si – 0,021Ni – 0,002Al
Заполняющий 2	10865	0,32	74	0,05C – 1,3Mn – 0,5Si – 0,001Al

Таблица 2. Паспортные данные для альтернативных вариантов электродов

Характеристика		УОНИ 13/65, АО «СпецЭлектрод»	OK 48.08, ESAB	Fox EV60, Böhler	Tenacito 65, OERLICON
Химический состав наплавленного металла, %		0,13 C – 1,25 Mn – 0,45 Si – 0,0175 S – 0,027 P	0,08 C – 1,20 Mn – 0,35 Si – 0,90 Ni	0,07 C – 1,3 Mn – 0,3 Si – 0,9 Ni	0,05 C – 1,5 Mn – 0,3 Si – 1,2 Ni – 0,35 Mo
Корневой шов	d_3 , мм	3,0	3,2	3,2	3,2
	I , А	90	130	125	115
	U , В	24	22	22	22
	α_n , г/(А·ч)	9,5	9,3	9,5	9,5
Заполняющие проходы	d_3 , мм	5,0	5,0	5,0	5,0
	I , А	180	230	210	210
	U , В	25	23	23	23
	α_n , г/(А·ч)	9,5	10,3	9,5	9,5
Декоративный слой	d_3 , мм	4,0	4,0	4,0	4,0
	I , А	145	175	160	160
	U , В	25	22	22	22
	α_n , г/(А·ч)	9,5	10,0	9,5	9,5

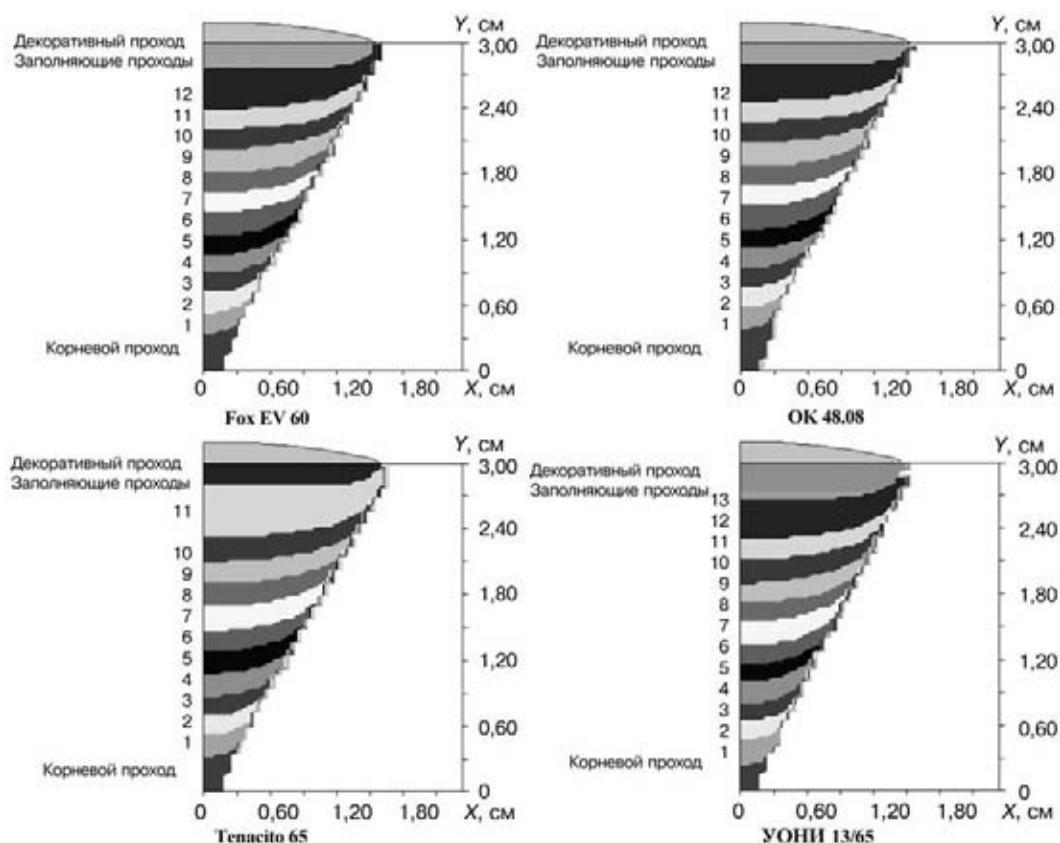


Рис. 8. Зона проплавления при заполнении разделки стыкового шва на стали марки 16Г2АФ толщиной 30 мм (режимы из табл. 2)

= 12 мм (рис. 6). Сварка односторонняя «ниточными» швами, на керамической подкладке, механизированная, в CO_2 , проволокой ОК-Туброд 15/14. Химический состав стали ДН32, %: 0,18 С — 0,4 Si — 0,3 Ni — 0,01 Al. Химический состав наплавляемого металла, %: 0,05 С — 1,3 Mn — 0,5 Si. Режимы сварки: корневой шов ($I = 170 \text{ А}$, $U = 21 \text{ В}$, $v_{\text{св}} = 0,25 \text{ см/с}$, $\alpha_{\text{н}} = 16 \text{ г/(А·ч)}$); заполняющий шов ($I = 205 \text{ А}$, $U = 24,5 \text{ В}$, $v_{\text{св}} = 0,25 \text{ см/с}$); декоративный шов ($I = 205 \text{ А}$, $U = 24,5 \text{ В}$, $v_{\text{св}} = 0,25 \text{ см/с}$).

Экспериментальные данные по протоколу испытания на заводе «Океан» в марте 2001 г.: твердость в металле ЗП — 203...221 HV5; в металле ЗТВ — 198...230 HV5; ударная вязкость KCV_{-20} на образцах Шарпи сечением 10X12 при двухмиллиметровом надрезах в металле ЗП — 1,2...2,4 МДж/м² (в нетто сечении образца).

Результаты расчета для этого варианта приведены в табл. 1 и на рис. 7. В табл. 1 указаны параметры формирования отдельных проходов (погонная энергия $q_{\text{п}}$, площадь сечения металла ЗП — $S_{\text{ЗП}}$, химический состав металла ЗП), а на рис. 7 приведены расчетные значения твердости HV и ударной вязкости KCV_{-20} в сечении шва. Видно, что зоны проплавления отличаются от основного металла главным образом по содержанию углерода. Показанная на рис. 7 твердость в сечении шва меняется в металле ЗП от 170 до 200 HV, а в металле ЗТВ — 200...250 HV, что хорошо согласуется с замеренными и указанными выше. Ударная вязкость KCV_{-20} в металле ЗП находится в пределах 2,2...2,6 МДж/м², а в металле ЗТВ она более низкая — на уровне 1,5...2,2 МДж/м², что также согласуется с экспериментальными наблюдениями.

Следующий пример иллюстрирует возможности системы для выбора сварочных материалов для конкретного случая сварки стыкового одностороннего соединения из стали 16Г2АФ (ГОСТ 1928–73) толщиной $\delta = 30 \text{ мм}$. Химический состав пластин, %: 0,17С — 0,45 Si — 1,5 Mn — 0,3 Cr — 0,2 Ni — 0,2 Cu — 0,11 V — 0,02 N2 — 0,035P — 0,040S. Для такого химсостава система рекомендуют: при содержании водорода в основном металле на уровне $< 1 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ подогрев при сварке в свободном состоянии не требуется, а при сварке в закреплении рекомендуемый подогрев составляет 70...115 °С. Механические свойства основного материала: $\sigma_{0,2} > 440 \text{ МПа}$, $\sigma_{\text{в}} > 590 \text{ МПа}$.

В качестве альтернативных вариантов электродов для ручной дуговой сварки можно рассмотреть:

УОНИ 13/65	(АО «Спецэлектрод»)
ОК 48.08	(ESAB)
Fox EV60	(Böhler)
Tenacito 65	(OERLICON).

В табл. 2 приведены паспортные данные химического состава наплавляемого этими электродами материала, рекомендуемые режимы сварки (I , U) и величины коэффициентов наплавки $\alpha_{\text{н}}$.

На рис. 8 приведены результаты расчета формирования сварного соединения при сварке слоями, когда скорость сварки для корневого шва 0,3 см/с, а для остальных слоев выбирается из условий, что толщина слоя находится в пределах 2...3 мм. Показаны зоны проплавления для альтернативных вариантов. Видно, что различие в режимах сварки приводит к различному количеству заполняющих слоев: от 11 для Tenacito 65 до 14 для УОНИ 13/65. В табл. 3 приведены расчетные данные, характеризующие ЗП для каждого прохода (слоя). Указаны скорости сварки $v_{\text{св}}$, погонная энергия $q_{\text{п}}$, площадь сечения зоны проплавления F и химический состав этих зон. Видно, что в сравниваемых вариантах для корневого шва погонная энергия меняется от 5760 до 7626 Дж/см, соответственно и площадь проплавления меняется от 0,22 до 0,30 см². Наиболее высокое содержание углерода в металле ЗП корневого шва характерно для варианта сварки электродами УОНИ 13/65 (0,148 %), соответственно (см. рис. 2) $P_{\text{см}} = 0,239$; для варианта с ОК 48.08 $P_{\text{см}} = 0,217$; для Fox EV60 $P_{\text{см}} = 0,2077$ и для Tenacito 65 $P_{\text{см}} = 0,2178$.

При сварке в жестком закреплении для данной толщины можно допустить сварку без подогрева, если содержание диффузионного водорода при $P_{\text{в}} = 3,1$ по рис.2 не превышает соответственно 1,7 см³/100 г; 3,09 см³/100 г; 4,05 см³/100 г; 3,06 см³/100 г (т. е. с этих позиций наиболее стойкий к образованию холодных трещин материал ЗП корневого шва при сварке электродами Fox EV60). Наименее стойкий материал ЗП корневого шва при сварке электродами УОНИ 13/65, остальные два варианта примерно одинаковые.

Химический состав заполняющих слоев в сравниваемых вариантах характерен отсутствием никеля для варианта электродов УОНИ 13/65 и присутствием последнего в остальных вариантах на уровне 0,74...1,12 %. Кроме того, вариант с электродами Tenacito 65 имеет в металле ЗП молибден на уровне 0,24...0,35 %.

Анализ расчетных данных по микроструктуре в металле ЗП и ЗТВ показывает, что в сечении шва после сварки преобладает мартенситно-бейнитная микроструктура (сварка без подогрева и с полным остыванием предыдущего слоя перед наплавкой последующего). При этом соотношение между мартенситом и бейнитом близко к 1:1, однако в отдельных локальных участках наблюдается преобладание мартенсита либо бейнита.

Распределение твердости в рассматриваемых вариантах, показанное на рис. 9, примерно одинаково: в металле ЗТВ — 350...370 HV, в ЗП — 240...280 HV (кроме варианта с УОНИ 13/65, где твердость 260...330 HV в связи с более высоким содержанием углерода). Минимальный предел текучести в сечении шва для всех вариантов обеспечивается на уровне 510...600 МПа, а временное сопротивление на уровне 620...770 МПа. Относительное удлинение δ_5 для рассматриваемых вариантов находится на уровне 8...16 %, что ниже

Таблица 3. Результаты расчета формирования зоны проплавления для вариантов табл. 1

Сварочный материал \ Характеристика	УОНИ 13/65	ОК 48.08	Tenacito 65	Fox EV60
Скорость сварки, см/с для:				
корневого шва	0,3	0,3	0,3	0,3
заполняющих швов	0,43...0,11; 0,16	0,63...0,15	0,50...0,11	0,5...0,12
декоративного шва	0,11	0,14	0,12	0,12
Погонная энергия, Дж/см для:				
корневого шва	5760	7626	6746	7333
заполняющих швов	8397...32315; 21924	6733...28187	7726...35686	7726...32341
декоративного шва	26591	22230	23400	23400
Площадь проплавления, см ² для:				
корневого шва	0,22	0,30	0,26	0,28
заполняющих швов	0,30...1,52; 0,92	0,26...1,42	0,30...1,76	0,30...1,6
декоративного шва	0,72	0,56	0,60	0,64
Химический состав, % зон проплавления для:				
корневого шва	0,148C – 0,14Cr – 1,363Mn – 0,09Cu – 0,45 Si – 0,09Ni – 0,05V – 0,09N ₂	0,12 C – 1,33 Mn – 0,394 Si – 0,589Ni – 0,049V – 0,089Cu – 0,009 N ₂ – 0,13Cr	0,099C – 1,50Mn – 0,361Si – 0,79Ni – 0,2Mo – 0,045V – 0,084Cu – 0,125Cr – 0,008N ₂	0,112C – 1,383Mn – 0,362Si – 0,609Ni – 0,046V – 0,008 N ₂ – 0,083Cu – 0,125Cr
заполняющих швов	(0,146–0,134) C (1,347–1,28)Mn (0,116–0,03) Cr (0,057–0,02) Cu 0,45Si (0,078–0,02)Ni (0,043–0,011)V (0,005–0,001)N ₂	(0,10–0,085) C (1,27–1,22)Mn (0,372–0,356)Si (0,744–0,861)Ni (0,067–0,017)Cr (0,017–0,011)Cu (0,024–0,006)V (0,002–0,001)N ₂	(0,086–0,06) C (1,50–1,5)Mn (0,345–0,313)Si (0,9–1,12)Ni (0,24–0,32)Mo (0,033–0,009)V (0,004–0,0)N ₂ (0,084–0,017)Cu (0,09–0,031)Cr	(0,099–0,077)C (1,36–1,32)Mn (0,344–0,312)Si (0,69–0,84)Ni (0,024–0,09)V (0,03–0,01)N ₂ (0,088–0,025)Cr (0,06–0,016)Cu
декоративного шва	0,131C – 0,011Cr – 1,26 Mn – 0,007Cu – 0,45Si – 0,07Ni – 0,001N ₂	0,096C – 1,38Mn – 0,405 Si – 0,99Ni – 0,007Cr – 0,004Cu – 0,006V – 0,0N ₂	0,053 C – 1,50 Mn – 0,304 Si – 1,17 Ni – 0,006Cu – 0,01Cr	0,086 C – 1,47 Mn – 0,348 Si – 0,95Ni – 0,008V – 0,0N ₂ – 0,023Cr – 0,015Cu

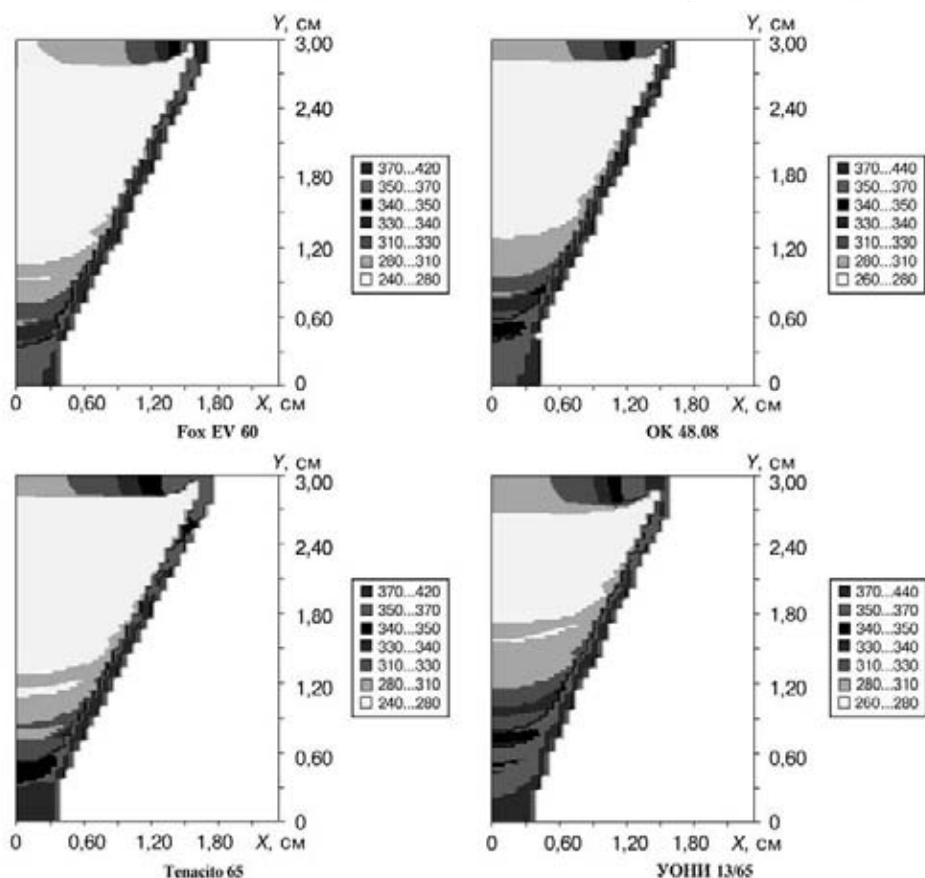


Рис. 9. Твердость HV 2 в различных точках металла ЗП и ЗТВ сварного соединения для вариантов табл. 2

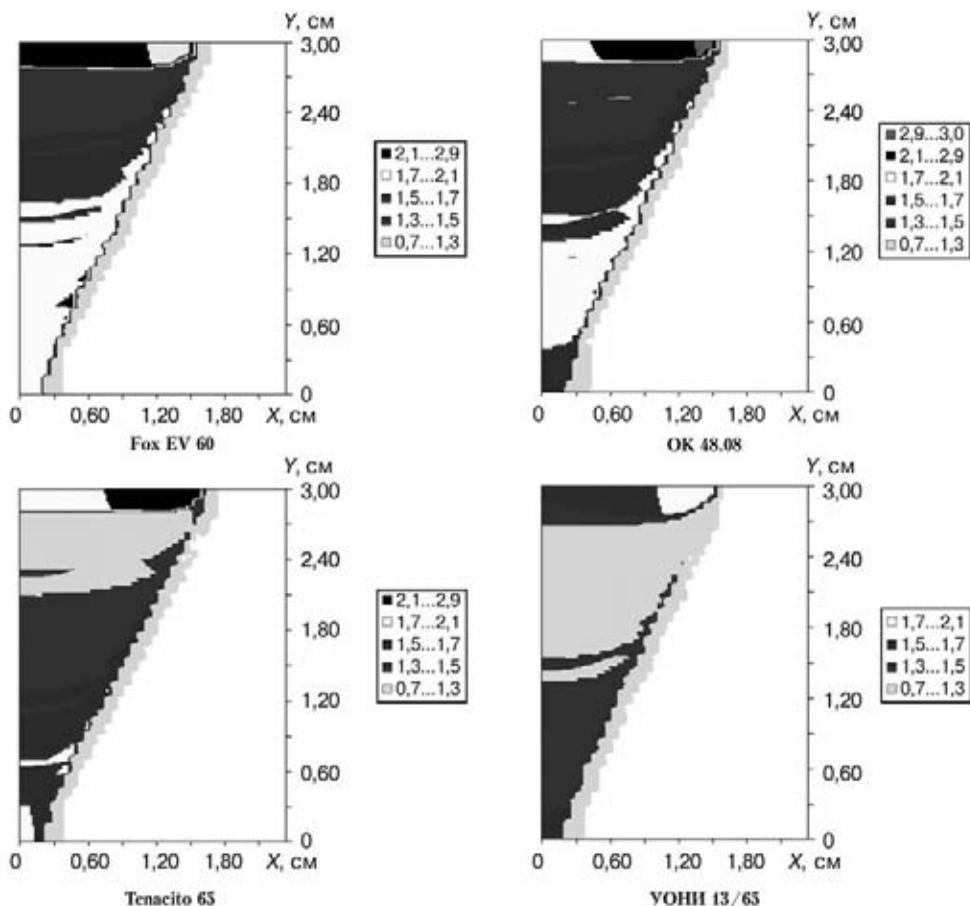


Рис. 10. Ударная вязкость KCV₋₄₀ для материала ЗП и ЗТВ для вариантов табл. 2

№ валика												
Хим. элемент и величина зоны проплавления	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
C	0,152	0,153	0,147	0,144	0,147	0,142	0,144	0,143	0,139	0,145	0,140	0,137
Mn	1,389	1,393	1,355	1,335	1,357	1,326	1,336	1,328	1,304	1,346	1,311	1,292
Si	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450
Cr	0,167	0,172	0,126	0,102	0,128	0,091	0,103	0,094	0,065	0,115	0,073	0,051
Ni	0,111	0,114	0,084	0,068	0,085	0,060	0,069	0,063	0,043	0,076	0,049	0,034
Cu	0,111	0,114	0,084	0,068	0,085	0,060	0,069	0,063	0,043	0,076	0,049	0,034
V	0,061	0,063	0,046	0,037	0,047	0,033	0,038	0,034	0,024	0,042	0,027	0,019
S_{np}	27,0	68,5	41,5	39,75	48,5	46,5	48,75	42,5	40,25	51,25	39,75	40,25

№ валика												
Хим. элемент и величина зоны проплавления	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24
C	0,140	0,139	0,135	0,140	0,139	0,135	0,134	0,139	0,138	0,133	0,133	0,138
Mn	1,313	1,308	1,282	1,315	1,308	1,279	1,277	1,304	1,302	1,269	1,269	1,298
Si	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450	0,450
Cr	0,075	0,070	0,039	0,079	0,069	0,035	0,033	0,065	0,062	0,023	0,023	0,057
Ni	0,050	0,047	0,026	0,052	0,046	0,023	0,022	0,043	0,041	0,016	0,016	0,038
Cu	0,050	0,047	0,026	0,052	0,046	0,023	0,022	0,043	0,041	0,016	0,016	0,038
V	0,028	0,026	0,014	0,029	0,025	0,013	0,012	0,024	0,023	0,009	0,009	0,021
S_{np}	49,0	46,5	46,75	49,75	39,75	40,25	40,25	49,0	36,25	38,25	38,25	41,5

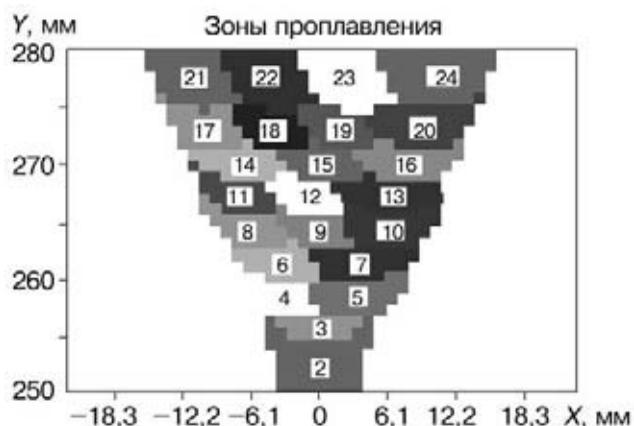


Рис. 11. Схема заполнения стыкового шва «ниточными» швами при сварке электродами УОНИ 13/65 на режимах из табл. 2, величина зон проплавления S_{np} и их химический состав для каждого шва

№ валика										
Хим. элемент и величина зоны проплавления	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
C	0,129	0,144	0,095	0,089	0,097	0,085	0,091	0,089	0,077	0,091
Mn	1,388	1,347	1,296	1,280	1,301	1,267	1,286	1,278	1,247	1,286
Si	0,469	0,475	0,484	0,487	0,483	0,489	0,486	0,487	0,492	0,486
Cr	0,188	0,147	0,096	0,080	0,101	0,067	0,086	0,078	0,047	0,086
Ni	0,462	0,556	0,677	0,714	0,663	0,744	0,700	0,719	0,791	0,700
Cu	0,125	0,098	0,064	0,053	0,068	0,045	0,057	0,052	0,031	0,057
V	0,069	0,054	0,035	0,029	0,037	0,025	0,031	0,029	0,017	0,031
$S_{пр}$	45,5	79,5	65,0	58,25	67,5	57,25	63,5	54,75	55,25	67,5

№ валика										
Хим. элемент и величина зоны проплавления	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
C	0,088	0,075	0,087	0,084	0,072	0,085	0,071	0,067	0,068	0,070
Mn	1,276	1,242	1,274	1,266	1,234	1,268	1,230	1,218	1,222	1,227
Si	0,487	0,493	0,488	0,489	0,494	0,489	0,495	0,497	0,496	0,496
Cr	0,076	0,042	0,074	0,066	0,034	0,068	0,030	0,018	0,092	0,027
Ni	0,722	0,802	0,728	0,747	0,821	0,742	0,831	0,857	0,848	0,837
Cu	0,051	0,028	0,049	0,044	0,023	0,045	0,020	0,012	0,015	0,018
V	0,028	0,015	0,027	0,024	0,012	0,025	0,011	0,007	0,008	0,010
$S_{пр}$	53,5	54,75	62,75	58,5	57,25	65,25	24,5	47,5	47,75	34,25

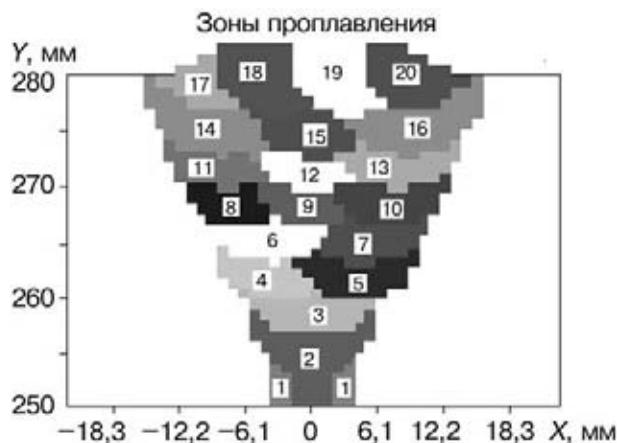


Рис. 12. Схема заполнения стыкового шва «ниточными» швами при сварке электродами ОК 48.08 на режимах из табл. 2, величина зон проплавления $S_{пр}$ и их химический состав для каждого шва

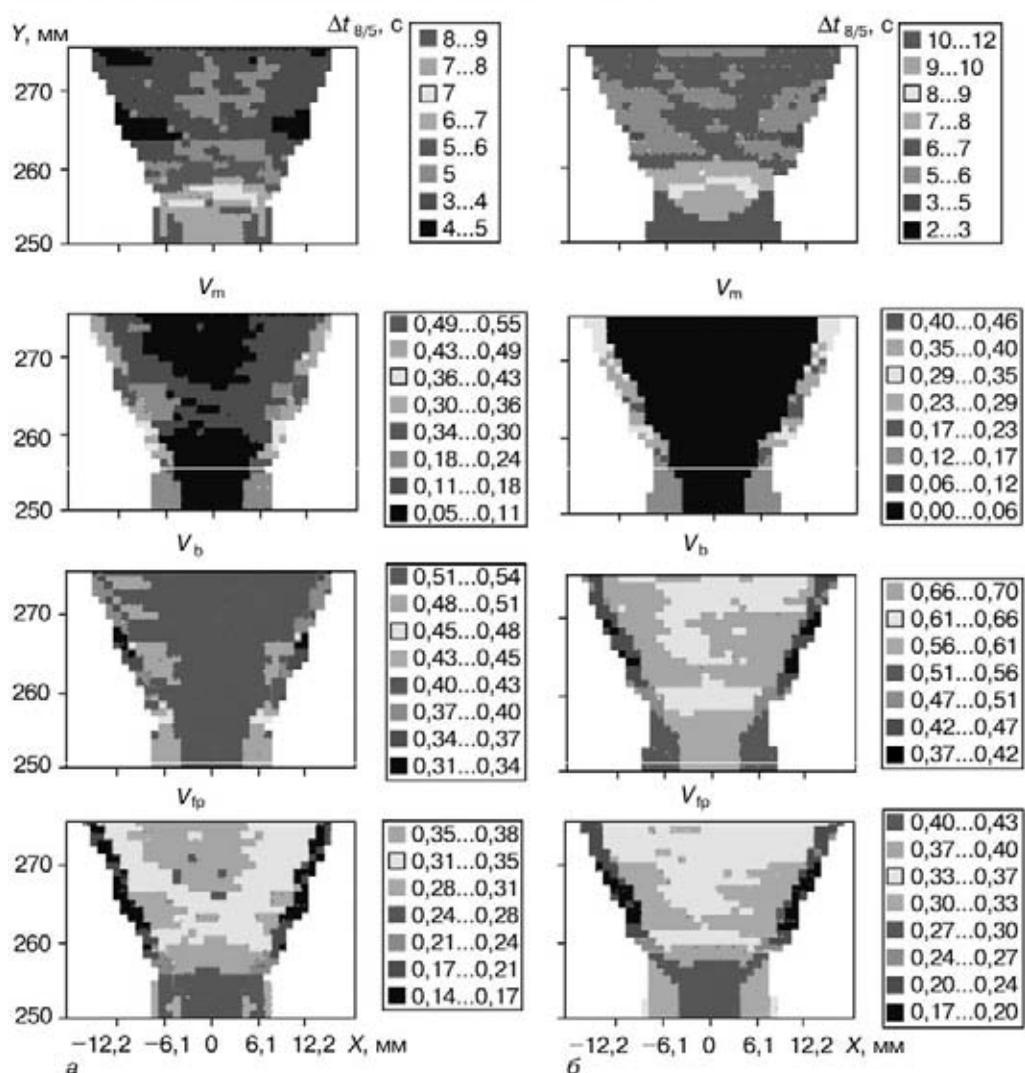


Рис. 13. Расчетные данные распределения по сечению шва времени $\Delta t_{8/5}$ и микроструктуры: мартенсита V_m , бейнита V_b , феррито-перлитной смеси V_{fp} для варианта сварки электродами УОНИ 13/65 (а) и ОК 48.08 (б)

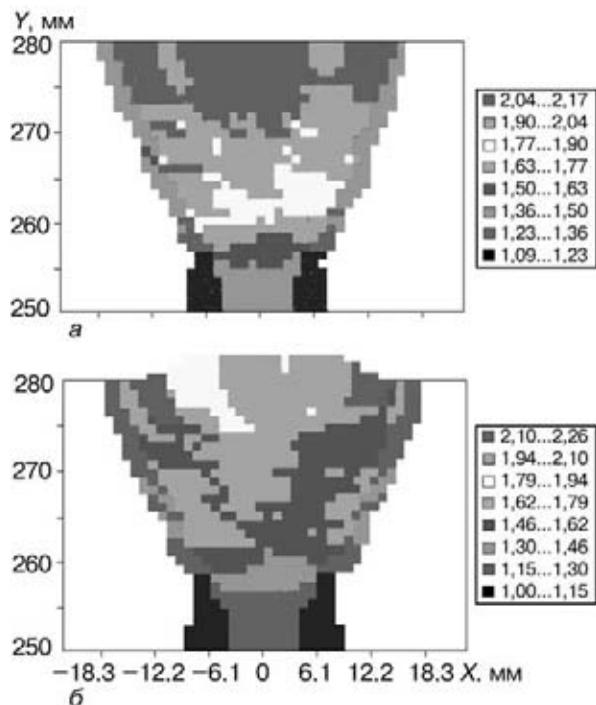


Рис. 14. Ударная вязкость KCV_{40} для металла сварного шва при сварке электродами УОНИ 13/65 (а) и ОК 48.08 (б)

паспортных данных для наплавленного металла и обусловлено повышенным содержанием углерода в основном металле (и соответственно в металле ЗП) и достаточно жестким тепловым режимом сварки нижних слоев. В верхних слоях (кроме декоративного) за счет более высоких $q_{\text{п}}$ величина δ_5 повышается до значений 16...18 % (кроме варианта с электродами УОНИ 13/65, где $\delta_5 = 8...14$ % в верхних слоях).

Для относительного сужения ψ полученные значения примерно одинаковы во всех вариантах для металла ЗТВ — на уровне 26...30 %. В металле ЗП наиболее высокие значения ψ характерны для варианта с электродами Tenacito 65, где преобладают значения $\psi = 42...46$ % в верхних слоях и 30...42 % в нижних. Наиболее низкие значения ψ характерны для варианта с УОНИ 13/65, где в верхних слоях $\psi = 34...42$ %, а в нижних — 26...34 %. Характерными являются значения ударной вязкости KCV_{-40} на рис. 10. Видно, что для всех вариантов в металле ЗТВ $KCV_{-40} = 0,7...1,3$ МДж/м² = 70...130 Дж/см². Для металла ЗП ударная вязкость существенно меняется по сечению шва, снижаясь в верхних слоях за счет более высоких $q_{\text{п}}$. Наиболее высокие KCV_{-40} в металле ЗП имеет вариант с электродами Fox EV60 и ОК 48.08, где $KCV_{-40} = 170...210$ Дж/см² в нижних слоях и 130...150 Дж/см² в верхних, что также обусловлено перегревом верхних слоев. Существенная неравномерность в значениях KCV_{-40} характерна и для электродов Tenacito 65, где для нижних слоев $KCV_{-40} = 130...210$ Дж/см², а в верхних снижается до 70...130 Дж/см². С позиций получения более равномерных свойств (особенно KCV) по сечению многопроходных стыковых швов

хорошо известен технологический прием сварки «ниточными» швами.

В качестве иллюстрации к сказанному на рис. 11–14 приведены расчетные результаты для рассматриваемого стыкового соединения ($\delta = 30$ мм): соответствующие варианты сварки электродами УОНИ 13/65 и ОК 48.08 «ниточными» швами на режимах из табл. 2 при постоянной для всех проходов скорости сварки 0,3 см/с. При таких условиях получили обратную картину. Наиболее высокие $\Delta t_{8/5}$ характерны для заполняющих швов в нижней части сечения шва (рис. 13), что соответствующим образом отразилось на распределении микроструктур и ударной вязкости (рис. 14). Видно, что режим сварки для заполняющих швов по табл. 1 для первых (после корневого) швов требует уточнения (т.е. вместо электродов диаметром 5 мм следует использовать электроды диаметром 4...3 мм и соответственно более низкие погонные энергии). С учетом этого замечания хорошо видно, что в металле ЗП ударная вязкость KCV_{-40} отличается значительно большей стабильностью и находится на уровне 160...200 Дж/см², а в металле ЗТВ $KCV_{-40} = 110...130$ Дж/см², что вполне согласуется с имеющимся практическим опытом.

Из изложенного и приведенных расчетных данных следует, что с помощью предлагаемой компьютерной системы можно проводить обоснованный выбор конкретных конструкционных сталей из альтернативных вариантов сварочных материалов для дуговой сварки, оставляя эксперименту получение данных для окончательного решения.

1. *Welding handbook. Materias and applications.* — Miami, Florida: AWS, 1998. — Vol. 4. — P. 2. — 621 p.
2. *Seyffarth P., Kasatkin O.* Calculation of structural transformation in the welding process. — Doc. ИВ-IX-82.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ БОЛЬШИХ ЛИСТОВ

П. ЗАЙФФАРТ (SLV, г. Росток, Германия),

О. В. МАХНЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрена возможность выбора технологических параметров наплавки с помощью математического моделирования процесса на примере односторонней электродуговой наплавки хромистого чугуна на большие поверхности (2000×3000 мм) тонких листов ($\delta \leq 10$ мм) из стали S690Q с целью придания одной из поверхностей определенных служебных свойств (износостойкости). Показано, что при соответствующем выборе технологических параметров наплавки, а также условиях охлаждения можно в достаточно широких пределах регулировать общие деформации направляемых листов, микроструктуру в металле ЗТВ, а значит риск появления холодных трещин.

The possibility of selecting technological parameters for surfacing by using mathematical modelling of the process is considered by an example of one-sided electric-arc surfacing of chromium cast iron on large surfaces (2000×3000 mm) of thin sheets ($\delta \leq 10$ mm) of steel S690Q to impart certain properties (wear resistance) to one of the surfaces. It is shown that the proper selection of the surfacing process parameters, as well as cooling conditions, makes it possible to regulate over wide ranges total distortions of the sheets treated and microstructure of the HAZ metal, which allows the risk of cold cracking to be reduced.

Наплавка электродуговым способом большой поверхности (примерно 2000×3000 мм) тонких стальных листов толщиной не более 10 мм с целью придания одной из них определенных служебных свойств (износостойкости) при дальнейшем использовании в качестве заготовок для соответствующих деталей оборудования (например лопастей специальных вентиляторов) связана с большими технологическими трудностями, обусловленными деформацией заготовки в процессе наплавки.

Между тем, при соответствующем выборе технологических параметров наплавки, а также условий охлаждения (например водой с обратной стороны) можно в достаточно широких пределах регулировать общие деформации. Однако при интенсивном охлаждении тонкостенной заготовки заметно изменяется микроструктура в металле ЗТВ, возникает риск появления холодных трещин. Поиск компромиссного варианта технологии удобно вести средствами математического моделирования. Этому вопросу посвящена настоящая работа.

Для получения общих деформаций при наплавке заготовки больших размеров используется метод функции усадки (или inherent strain method). Необходимые для этого метода исходные данные относительно функции усадки могут быть получены экспериментально либо соответствующим реше-

нием задачи термопластичности для ограниченных размеров заготовки. Одновременно при этом могут быть решены и другие локальные вопросы, связанные с оценкой зоны проплавления, химическим составом этой зоны, определением микроструктурного состояния зоны проплавления и зоны термического влияния (ЗТВ) и т.д.

Ниже этот подход демонстрируется на примере наплавки хромистого чугуна на сталь типа S690Q.

Рассмотрим с помощью средств математического моделирования возможности оптимизации условий и режимов технологического процесса электродуговой наплавки порошковой проволокой хромистого чугуна на заготовку в виде пластины размером 2000×3000×10 мм из стали S690Q. Ее химический состав, а также данные относительно наплавленного материала S690Q порошковой проволоки AN4666 диаметром 3 мм приведены в табл. 1. Для рассматриваемых заготовок оптимальным считается наплавка износостойкого слоя толщиной примерно 3 мм. С учетом поперечных колебаний при наплавке имеется достаточно большое сочетание силы сварочного тока I , напряжения на дуге U_d и скорости наплавки v , при которых обеспечивается указанная толщина наплавленного слоя.

Таблица 1. Химический состав основного и присадочного материалов

Материал	Химический состав, %									
	C	Si	Mn	Sr	Nb	B	Ni	Mo	Ti	V
S690Q	0,183	0,598	0,872	0,52	0,0022	0,00054	0,04	0,198	0,003	0,002
Присадочный	5,5	1,3	0,3	2,1	6,5	0,9	–	–	–	–

Рассмотрим несколько возможных сочетаний I , U , v и величины поперечной амплитуды колебания электрода, характеризуемой шириной B и шага H наплавки, обеспечивающих толщину наплавленного слоя 3 мм (табл. 2). Все локальные явления перечисленные выше, исключая общие деформации заготовки, моделируются на относительно небольших образцах (рис. 1) (так же, как при экспериментальной обработке технологии), что позволяет достаточно эффективно использовать численные методы анализа при разумных затратах средств и времени, т.е. с использованием доступных персональных компьютеров. В основу моделирования положено прослеживание процесса нагрева и охлаждения образца при последовательной наплавке нескольких валиков на режимах, приведенных в табл. 2. Наплавка каждого последующего валика выполнялась после полного остывания образца от предыдущего валика.

Тепловая погонная энергия дуги $q_{II} = UI/v\eta$, где $\eta \approx 0,7$ — эффективный КПД нагрева при сварке самозащитной порошковой проволокой, распределялась равномерно в сечении наплавленного слоя $h \times B$ в течение времени t_0 , определяемого из условия нормального распределения тепловой мощности дуги вдоль наплавленного валика и некоторой временной задержки, связанной с поперечными колебаниями электрода при $B > 18$ мм (варианты № 3, 4).

Соответственно для величины t_0 предлагается зависимость $t_0 = 1/4ak + B/v_{\text{поп}}$, где k — коэффициент сосредоточенности в гауссовом законе нормального распределения [1]; $v_{\text{поп}}$ — поперечная скорость колебания электрода; a — коэффициент теплопередачи $a = \lambda/c\gamma$. Приняв с учетом жидкого металла $a = 0,10 \text{ см}^2/\text{с}$, $k \equiv 265 \text{ см}^{-2}$, получим $t_0 = 1,0 + B/v_{\text{поп}}$, с. В отсутствие поперечных колебаний (варианты № 1, 2) $v_{\text{поп}} \rightarrow \infty$. Учитывая достаточно большие объемы расплавленного металла при расчете тепловых процессов учитывались некоторые особенности процесса плавления —

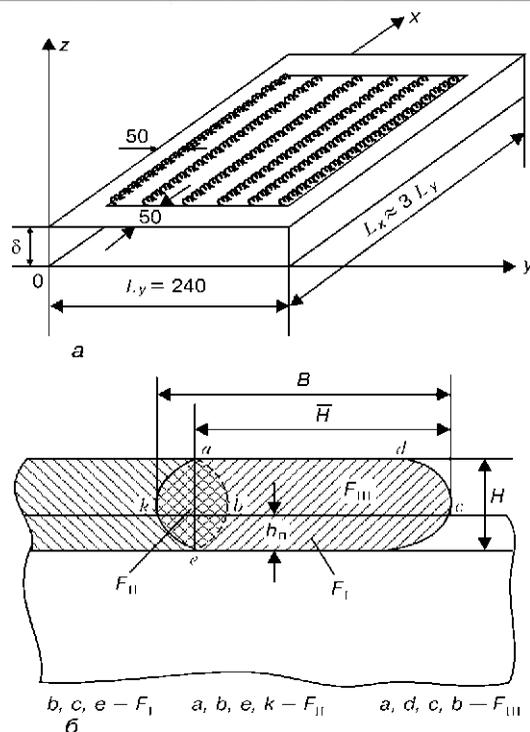


Рис. 1. Схема образцов, на которых выполняется моделирование кристаллизации, а также тепло-переноса в жидком металле. Принималось, что при температурах выше температуры солидуса сплава T_S теплоперенос интенсифицируется за счет переноса массы, соответственно при таких температурах используется эффективный коэффициент теплопроводности $\lambda_{\text{эф}}(T)$, выбираемый по следующему правилу [2]:

$$\begin{aligned} \lambda_{\text{эф}} &= \lambda(T) \text{ при } T < T_S, \\ \lambda_{\text{эф}} &= n(T_S) \text{ при } T > T_L, \\ \lambda_{\text{эф}} &= (n\lambda(T_S)) \frac{T - T_S}{T_L - T_S} + \lambda(T_S) \text{ при } T_S < T < T_L, \end{aligned} \quad (1)$$

Таблица 2. Основные варианты режимов наплавки

№ варианта	I , А	U , В	v , см/мин	B , мм	H , мм	Охлаждение	Условие закрепления	Порядок наплавки	
1а	350	38	35	18	15	Воздух	Свободное	I	
1б								II	
1с								III	
1д								IV	
2а	380	38	60	12	10	Вода	»	I	
2б								II	
3а	360	38	20	31	27	»	»	I	
3б								II	
3с								Закрепленное	I
3д									II
4а	360	38	40	19	15	»	Свободное	I	
4б								II	

Примечание. I — $n = 16$, $m = y$, $n_y = 16$; II — $n = 16$, $m = x$, $n_x = 16$; III — $n = 15$, $m = y$, $n_y = 9$, $m = x$, $n_x = 6$; IV — $n = 24$, $m = y$, $n_y = 12$, $m = x$, $n_x = 12$, где n — общее количество элементов, на которое поделена общая площадь наплавки; $m = x, y$ — направление наплавки в каждом элементе; n_x, n_y — количество элементов с направлением наплавки соответственно $m = x$ и $m = y$.

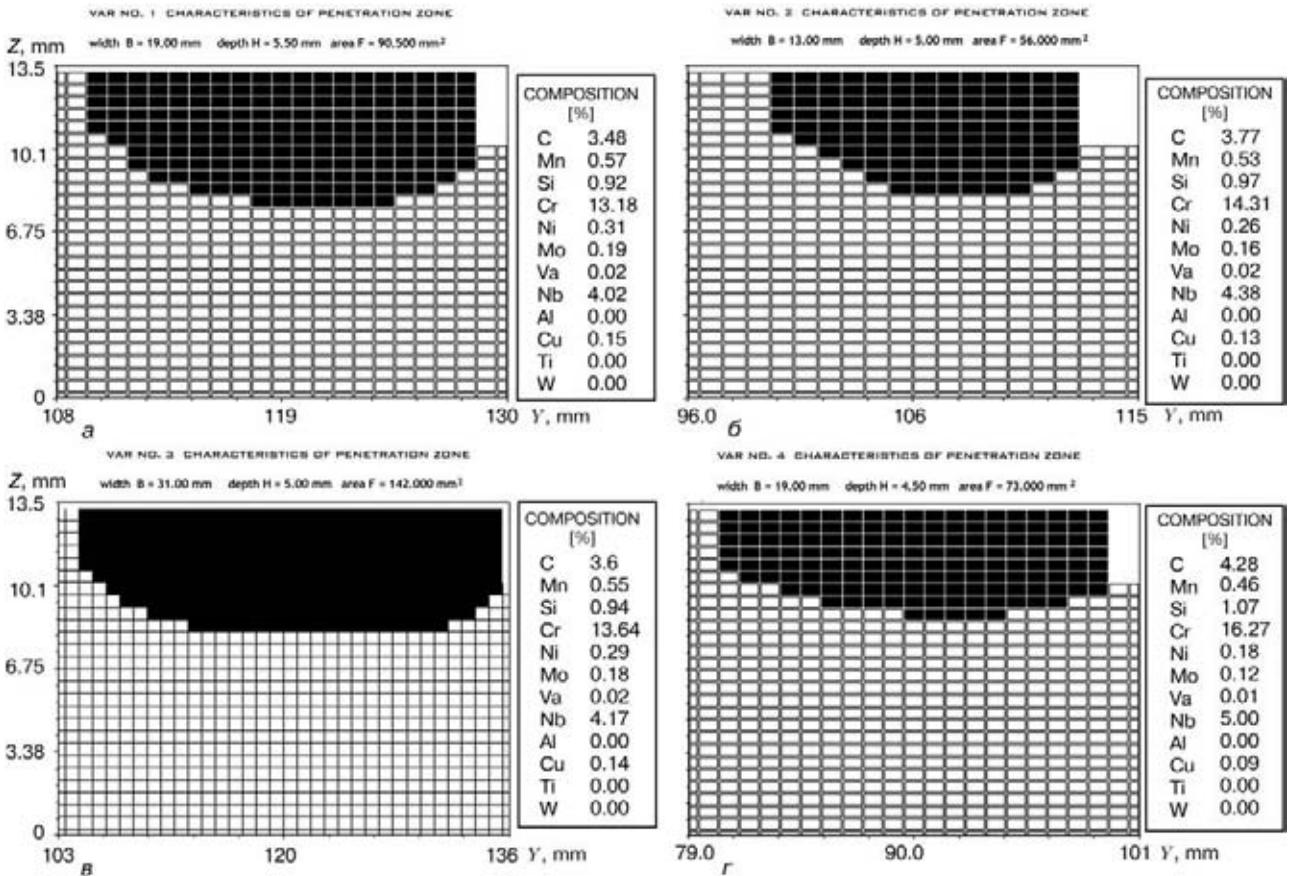


Рис. 2. Результаты расчета размеров и среднего химического состава зоны проплавления типового прохода для четырех вариантов (а-г) по табл. 2

где T_L — температура ликвидуса данного сплава; $n = 3 \div 5$; $\lambda_{эф}(T)$ — табличное значение коэффициента теплопроводности. Учет скрытой теплоты плавления (кристаллизации) в интервале температур $T_S < T < T_L$ через теплоемкость производится по зависимости

$$\begin{aligned}
 c\gamma &= c\gamma(T) \text{ при } T < T_S, \\
 c\gamma &= c\gamma(T_S) + \frac{q_{ск}}{T_L - T_S} \text{ при } T_S < T < T_L, \\
 c\gamma &= c\gamma(T_S) \text{ при } T > T_L,
 \end{aligned} \quad (2)$$

где $q_{ск}$ — скрытая теплота плавления на единицу объема сплава.

На рис. 2 приведены результаты расчета размеров зоны проплавления типового прохода для четырех вариантов по табл. 2 с учетом указанных особенностей в распределении тепловой мощности и теплопереноса. При этом использовались теплофизические свойства для наплавляемого материала по [3]. Кроме того, там же приведены данные относительно суммарной площади проплавления F для данного прохода, глубины H (с учетом наплавленного слоя 3 мм), а также средний химический состав зоны проплавления с учетом расплавленного основного материала F_I (рис. 1, б), переплавленной соседней зоны проплавления F_{III} (рис. 1, б). Среднее содержание элемента X в объеме F определяется зависимостью

$$X = \frac{1}{F} \sum X_i F_i. \quad (3)$$

Как видно из рисунка, при рассматриваемых режимах средний химический состав зоны проплавления достаточно существенно отличается от данных табл. 1 по углероду, ниобию. Чем больше глубина проплавления, тем существеннее это отличие (вариант № 2). Тем не менее, для всех вариантов зона проплавления вполне соответствует хромистому чугуно. При известных химическом составе зоны проплавления и ЗТВ в сочетании с соответствующими термическими циклами сварки можно прогнозировать микроструктурные изменения в соответствующих точках зоны проплавления и ЗТВ для рассматриваемого случая наплавки. Поскольку микроструктурные изменения в зоне проплавления (хромистый чугун) в зависимости от вариации химического состава и термического цикла не существенны, то в данной работе они не учитываются. Для металла ЗТВ, химический состав которой задан табл. 1, различные скорости охлаждения от температуры 800 до 500 °C ($\Delta t_{8/5}$) могут приводить к изменениям микроструктуры.

На рис. 3 приведены результаты расчета $\Delta t_{8/5}$ в металле ЗТВ типового прохода для варианта № 4 из табл. 2. Расчеты показали, что для варианта № 1 $\Delta t_{8/5} = 15$ с (в зоне перекрестия предыдущего валика это время удваивается), для варианта № 2 $\Delta t_{8/5} \approx$

Y, mm Z, mm	Var N 4																		Y, mm Z, mm
	83.	84.	85.	86.	87.	88.	89.	90.	91.	92.	93.	94.	95.	96.	97.	98.	99.	100.	
13.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	13.00
12.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	12.50
12.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	12.00
11.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	11.50
11.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	11.00
10.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	10.50
10.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	10.00
9.50	-	9.2	9.3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	9.2	9.3	-	9.50
9.00	9.3	9.6	9.7	9.6	9.5	9.4	9.4	-	-	-	-	-	17.7	8.8	9.3	9.6	9.7	9.6	9.00
8.50	9.9	10.1	10.1	10.0	9.8	9.7	9.7	9.6	9.6	9.6	9.6	14.2	17.6	19.5	9.9	10.1	10.1	10.0	8.50
8.00	22.3	10.8	10.8	10.5	10.3	10.1	10.0	9.9	9.9	9.9	9.9	13.2	17.3	20.3	22.3	10.8	10.8	10.5	8.00
7.50	-	-	-	11.4	11.0	10.6	10.4	10.3	10.3	10.3	10.4	10.6	17.2	20.8	-	-	-	11.4	7.50
7.00	-	-	-	-	-	11.7	11.2	10.9	10.9	10.9	11.3	12.1	-	-	-	-	-	-	7.00
6.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	6.50
6.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	6.00
5.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	5.50
5.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	5.00
4.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	4.50
4.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	4.00
3.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	3.50
3.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	3.00
2.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.50
2.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.00
1.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.50
1.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.00
0.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.50
0.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.00

Рис. 3. Результаты расчета $\Delta t_{8/5}$ в металле ЗТВ типового прохода для варианта № 4 из табл. 2

≈ 7,5 с, для варианта № 3 $\Delta t_{8/5} \approx 22$ с и для варианта № 4 $\Delta t_{8/5} \approx 10$ с.

Используя параметрические уравнения из работы [4], на основе заданного химического состава (см. табл. 1) и величины $\Delta t_{8/5}$ (рис. 3) можно рассчитать конечную структуру в металле ЗТВ для рассматриваемых вариантов. Результаты такого расчета для варианта № 4 по содержанию мартенсита в ЗТВ приведены на рис. 4. Структура в металле ЗТВ мартенситно-бейнитная (количество феррита и перлита незначительное) для всех четырех вариантов. Однако количество мартенсита изменяется от 0,95 (вариант № 2) до 0,2 (вариант № 1).

Из приведенных данных на рис. 5 следует, что в металле ЗТВ достаточно интенсивно протекают микроструктурные изменения, которые должны сопровождаться соответствующими объемными изменениями и изменениями механических свойств, что в определенной степени должно оказать влияние на кинетику развития деформационных процессов.

Из выше приведенного следует, что для моделирования деформационных процессов недостаточно информации, типа показанной на рис. 4, 5; необходима информация по кинетике ее изменения по мере нагрева и охлаждения точек ЗТВ. Для этих целей разработан специальный расчетный алгоритм, основанный на знании конечной структуры

Y, mm Z, mm	Var N 4																		Y, mm Z, mm
	83.	84.	85.	86.	87.	88.	89.	90.	91.	92.	93.	94.	95.	96.	97.	98.	99.	100.	
13.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	13.00
12.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	12.50
12.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	12.00
11.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	11.50
11.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	11.00
10.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	10.50
10.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	10.00
9.50	-	0.89	0.89	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.89	0.89	-	9.50
9.00	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.99	0.90	0.99	0.99	0.99	0.99	9.00
8.50	0.88	0.87	0.87	0.87	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.88	0.87	0.88	0.87	0.87	0.87	8.50
8.00	0.84	0.85	0.86	0.86	0.87	0.87	0.87	0.87	0.88	0.88	0.88	0.87	0.87	0.87	0.86	0.84	0.85	0.86	8.00
7.50	-	-	-	0.84	0.85	0.86	0.86	0.87	0.87	0.87	0.86	0.86	0.85	0.83	-	-	-	0.84	7.50
7.00	-	-	-	-	-	0.83	0.85	0.85	0.85	0.85	0.85	0.84	0.82	-	-	-	-	-	7.00
6.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	6.50
6.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	6.00
5.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	5.50
5.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	5.00
4.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	4.50
4.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	4.00
3.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	3.50
3.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	3.00
2.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.50
2.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.00
1.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.50
1.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.00
0.50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.50
0.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.00

Рис. 4. Результаты расчета относительного содержания мартенсита в металле ЗТВ типового прохода для варианта № 4 из табл. 2

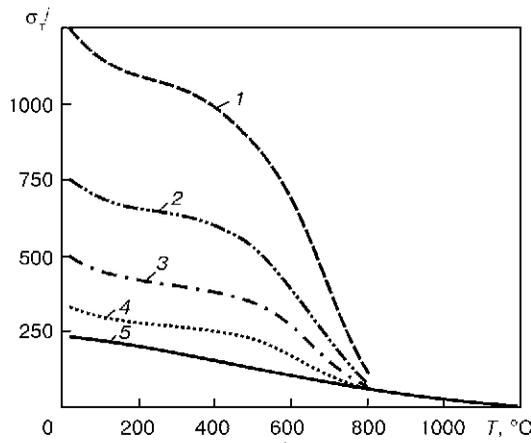


Рис. 5. Данные относительно $\sigma_j^i(T)$ для характерных микро-структурных состояний рассматриваемого основного материала: 1 - $V_m = 1,0$; 2 - $V_b = 1,0$; 4 - $V_f = 1,0$; 5 - $V_a = 1,0$, кривая 3 - $V_b = 0,4$ и $V_f = 0,6$, что примерно соответствует исходному состоянию основного материала

V_j^{\max} , где $j = a$ - аустенит, $j = m$ - мартенсит, $j = f$ - феррит, $j = p$ - перлит и т.д., а также точек начала T_s^j и конца T_e^j появления j -структуры при распаде аустенита в процессе охлаждения; V_j^{\max} - массовая доля j -й микроструктурной составляющей в данной точке. Основные правила этого алгоритма заключаются в следующем.

В зоне, где $T_{\max} < T^*$, $dV_j \equiv 0$.
 В зоне, где $T_{\max} > T^*$:

- 1) при $T > T^*$: $V_a = 1,0$, $V_j \equiv 0, j \neq a$;
- 2) при $T \leq T^*$ и $dT/dt > 0$: $dV_j = 0$;
- 3) при $T \leq T^*$ и $dT/dt < 0$: $dV_j = V_j^{\max} f_j(T)$,

где T^* - температура выше A_{c3} , т.е. для сталей $T \approx 850 \div 900$ °C:

		longitudinal stresses σ_{xx}, MPa																			
Y, mm	%	83.	84.	85.	86.	87.	88.	89.	90.	91.	92.	93.	94.	95.	96.	97.	98.	99.	100.	Y, mm	%
13.00	80.	80.	81.	76.	115.	139.	141.	135.	134.	134.	133.	132.	130.	129.	129.	129.	130.	124.	13.00	80.	
12.50	86.	86.	88.	98.	111.	138.	140.	138.	137.	137.	136.	135.	134.	133.	133.	133.	142.	146.	12.50	86.	
12.00	94.	94.	103.	113.	135.	141.	141.	143.	143.	142.	142.	141.	140.	140.	140.	147.	149.	166.	12.00	94.	
11.50	102.	102.	111.	127.	145.	144.	147.	149.	149.	148.	141.	140.	147.	148.	148.	149.	157.	179.	11.50	102.	
11.00	104.	109.	120.	136.	147.	150.	148.	149.	149.	148.	148.	147.	148.	149.	150.	157.	165.	186.	11.00	104.	
10.50	115.	113.	123.	145.	157.	153.	157.	158.	158.	150.	151.	150.	151.	151.	159.	159.	167.	190.	10.50	115.	
10.00	126.	116.	126.	149.	166.	168.	168.	165.	165.	164.	162.	162.	162.	155.	162.	153.	162.	191.	10.00	126.	
9.50	128.	109.	113.	148.	170.	170.	168.	171.	170.	168.	167.	167.	167.	161.	170.	180.	182.	190.	9.50	128.	
9.00	89.	99.	102.	102.	98.	99.	98.	137.	139.	140.	137.	132.	955.	146.	159.	167.	166.	168.	9.00	89.	
8.50	67.	77.	78.	78.	72.	74.	73.	70.	74.	72.	70.	233.	859.	870.	132.	140.	138.	139.	8.50	67.	
8.00	843.	102.	100.	99.	94.	95.	92.	89.	91.	89.	90.	351.	887.	880.	164.	159.	159.	8.00	843.	102.	
7.50	248.	245.	276.	126.	120.	119.	115.	111.	112.	113.	114.	119.	209.	643.	292.	304.	313.	189.	7.50	248.	
7.00	284.	291.	302.	316.	317.	139.	133.	128.	128.	130.	136.	152.	322.	322.	329.	336.	347.	359.	7.00	284.	
6.50	301.	300.	304.	321.	341.	343.	343.	344.	340.	343.	340.	339.	340.	339.	340.	346.	348.	368.	6.50	301.	
6.00	287.	285.	296.	312.	325.	326.	328.	326.	325.	326.	330.	330.	332.	331.	333.	331.	340.	360.	6.00	287.	
5.50	284.	290.	300.	309.	322.	323.	322.	321.	323.	323.	327.	328.	330.	329.	330.	329.	343.	360.	5.50	284.	
5.00	288.	294.	297.	315.	302.	302.	306.	327.	323.	323.	327.	325.	326.	326.	335.	333.	340.	357.	5.00	288.	
4.50	295.	294.	304.	314.	304.	304.	307.	328.	328.	328.	330.	334.	334.	334.	334.	340.	347.	360.	4.50	295.	
4.00	292.	298.	306.	316.	312.	326.	317.	317.	338.	337.	339.	341.	340.	339.	338.	335.	342.	361.	4.00	292.	
3.50	317.	314.	314.	314.	332.	325.	324.	339.	339.	337.	345.	346.	344.	342.	362.	358.	355.	358.	3.50	317.	
3.00	323.	318.	315.	314.	317.	322.	338.	340.	342.	342.	345.	345.	345.	345.	365.	360.	356.	356.	3.00	323.	
2.50	314.	312.	315.	326.	334.	331.	332.	328.	344.	343.	353.	353.	354.	352.	352.	354.	352.	354.	2.50	314.	
2.00	318.	318.	320.	323.	330.	323.	339.	338.	333.	344.	360.	359.	359.	358.	357.	356.	357.	362.	2.00	318.	
1.50	324.	322.	322.	324.	328.	333.	341.	351.	337.	354.	344.	345.	365.	364.	362.	359.	359.	362.	1.50	324.	
1.00	332.	329.	327.	326.	327.	328.	339.	336.	341.	354.	351.	350.	348.	368.	367.	366.	363.	362.	1.00	332.	
0.50	336.	335.	332.	329.	348.	345.	331.	317.	320.	331.	359.	357.	355.	353.	372.	370.	369.	368.	0.50	336.	
0.00	350.	348.	344.	359.	332.	330.	316.	320.	310.	366.	381.	367.	385.	370.	375.	392.	385.	376.	0.00	350.	

а

		transverse stresses σ_{yy}, MPa																			
Y, mm	%	83.	84.	85.	86.	87.	88.	89.	90.	91.	92.	93.	94.	95.	96.	97.	98.	99.	100.	Y, mm	%
13.00	17.	17.	18.	19.	20.	20.	21.	22.	23.	24.	25.	26.	26.	27.	29.	29.	30.	28.	13.00	17.	
12.50	9.	10.	10.	11.	11.	12.	13.	13.	14.	15.	15.	16.	16.	16.	17.	17.	18.	20.	12.50	9.	
12.00	6.	7.	7.	8.	8.	9.	9.	10.	11.	12.	12.	13.	13.	14.	15.	16.	17.	19.	12.00	6.	
11.50	4.	4.	4.	5.	6.	6.	7.	8.	9.	9.	10.	11.	12.	13.	15.	16.	17.	19.	11.50	4.	
11.00	3.	3.	4.	4.	5.	5.	6.	7.	8.	9.	10.	11.	12.	13.	15.	16.	17.	19.	11.00	3.	
10.50	14.	13.	14.	14.	15.	15.	16.	17.	17.	17.	18.	19.	19.	20.	21.	22.	24.	25.	10.50	14.	
10.00	49.	47.	45.	45.	44.	43.	42.	41.	41.	40.	39.	37.	36.	35.	33.	31.	31.	36.	10.00	49.	
9.50	54.	58.	57.	51.	48.	47.	47.	48.	47.	46.	44.	42.	39.	39.	42.	49.	50.	43.	9.50	54.	
9.00	2.	0.	0.	1.	1.	-1.	-4.	-13.	-16.	-18.	-18.	-16.	-8.	-7.	-9.	-14.	-18.	-20.	9.00	2.	
8.50	-99.	-100.	-102.	-103.	-104.	-105.	-106.	-105.	-106.	-108.	-111.	-116.	-120.	-124.	-128.	-132.	-135.	8.50	-99.		
8.00	-52.	-53.	-54.	-56.	-57.	-58.	-59.	-59.	-61.	-62.	-64.	-67.	-70.	-73.	-75.	-79.	-83.	-88.	8.00	-52.	
7.50	-7.	-8.	-7.	-5.	-5.	-6.	-6.	-6.	-7.	-8.	-9.	-10.	-12.	-14.	-19.	-23.	-25.	-25.	7.50	-7.	
7.00	10.	10.	10.	10.	11.	13.	14.	15.	14.	14.	13.	12.	8.	6.	6.	6.	6.	5.	7.00	10.	
6.50	52.	52.	53.	53.	53.	53.	53.	53.	53.	53.	53.	55.	55.	55.	56.	57.	58.	59.	6.50	52.	
6.00	-11.	-10.	-10.	-10.	-10.	-11.	-11.	-10.	-10.	-9.	-8.	-7.	-6.	-5.	-3.	-2.	-1.	6.00	-11.		
5.50	-32.	-31.	-31.	-31.	-31.	-31.	-31.	-30.	-30.	-29.	-28.	-27.	-26.	-25.	-24.	-23.	-20.	5.50	-32.		
5.00	-35.	-34.	-34.	-34.	-34.	-33.	-33.	-32.	-32.	-31.	-30.	-29.	-28.	-28.	-27.	-26.	-25.	-23.	5.00	-35.	
4.50	-32.	-32.	-32.	-31.	-31.	-31.	-30.	-30.	-29.	-28.	-28.	-27.	-26.	-26.	-25.	-24.	-23.	4.50	-32.		
4.00	-26.	-26.	-25.	-25.	-25.	-24.	-24.	-24.	-23.	-23.	-22.	-22.	-21.	-21.	-21.	-20.	-19.	4.00	-26.		
3.50	-19.	-19.	-18.	-18.	-18.	-18.	-18.	-18.	-17.	-17.	-17.	-16.	-16.	-16.	-15.	-15.	-14.	3.50	-19.		
3.00	-12.	-13.	-13.	-13.	-12.	-12.	-12.	-12.	-12.	-12.	-12.	-12.	-11.	-11.	-11.	-11.	-10.	3.00	-12.		
2.50	-7.	-7.	-7.	-7.	-7.	-8.	-8.	-8.	-8.	-8.	-8.	-8.	-8.	-8.	-7.	-7.	-7.	2.50	-7.		
2.00	-1.	-1.	-1.	-1.	-2.	-2.	-2.	-2.	-2.	-3.	-3.	-3.	-3.	-3.	-3.	-3.	-3.	2.00	-1.		
1.50	7.	7.	7.	6.	6.	6.	6.	5.	5.	5.	5.	4.	4.	4.	4.	4.	4.	1.50	7.		
1.00	17.	17.	17.	17.	17.	17.	17.	17.	17.	16.	16.	16.	15.	15.	14.	14.	14.	1.00	17.		
0.50	29.	29.	29.	29.	30.	30.	30.	30.	31.	31.	31.	32.	32.	32.	31.	31.	30.	0.50	29.		
0.00	59.	60.	61.	61.	62.	62.	63.	64.	64.	64.	65.	65.	66.	66.	67.	69.	71.	66.	0.00	59.	

б

Рис. 6. Результаты расчета остаточных продольных σ_{xx} (а) и поперечных σ_{yy} (б) напряжений в зоне наплавки для варианта № 4 при наплавке в закрепленном состоянии и последующем освобождении образца

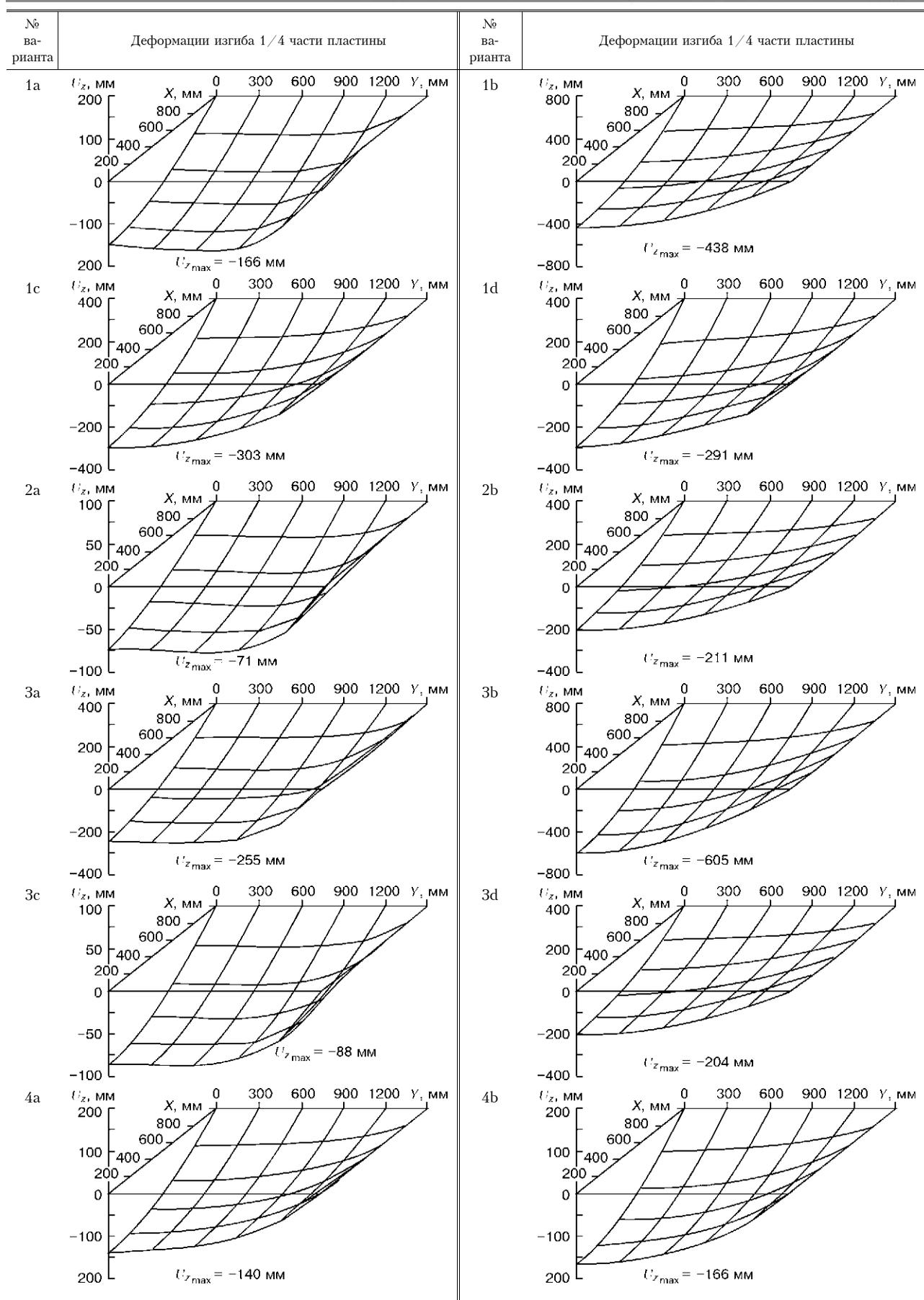


Рис. 7. Расчетные данные относительно формы и общей деформации изгиба 1/4 части пластины (симметричный случай) для различных вариантов наплавки по табл. 2

$$f_j(T) \approx 1 - \exp\left(a_j \frac{T_S^j - T}{T_S^j - T_e^j}\right), \quad (T_S^j < T < T_e^j), \quad (5)$$

$$a_j = -(2,5 \div 3,0).$$

Величины T_S^j выбираются по соответствующим диаграммам АРА для данной марки стали. Поскольку они не очень чувствительны к скорости охлаждения ниже 800 °С, их выбор по диаграммам АРА не вызывает особых затруднений. Однако не всегда такие диаграммы имеются в распоряжении исследователя. В этом случае заслуживают внимания приближенные расчетные зависимости типа [5]. На основе расчетных величин $V_j(T)$ можно рассчитать кинетику объемных изменений в металле ЗТВ

$$\varphi(T) = \frac{\sum_j V_j(T)\gamma_j(T) - \sum_j V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}{3\sum_j V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}, \quad (6)$$

где T_0 — начальная температура, относительно которой определяется величина $\varphi(T)$; $\gamma_j(T)$ — объем одного грамма материала в данном микроструктурном состоянии при соответствующей температуре. Согласно [6]

$$\begin{aligned} \gamma_a &\approx 0,12282 + 8,36 \cdot 10^{-6}(T + 273) + 2,16 \cdot 10^{-3} C, \text{ см}^3/\text{г}, \\ \gamma_m &\approx 0,12708 + 4,448 \cdot 10^{-6}(T + 273), \text{ см}^3/\text{г}, \quad (7) \\ \gamma_f \approx \gamma_b \approx \gamma_p &= 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6}(T + 273), \text{ см}^3/\text{г}, \end{aligned}$$

где C — содержание углерода, %. Аналогично (6) можно синтезировать и характерные механические свойства, например предел текучести

$$\sigma_i(T) = \sum_j V_j(T)\sigma_i^j(T), \quad (8)$$

где $\sigma_i^j(T)$ — предел текучести j -й формы при температуре T (рис. 5).

При расчете кинетики напряжений (деформаций) в случае наплавки образца использована модель теории пластического неизотермического течения в сочетании с условиями текучести Мизеса.

Реализуется модель путем последовательного прослеживания упругопластических деформаций в процессе нагрева и охлаждения наплавляемого образца. На каждом шаге прослеживания решение находится численно [3].

На рис. 6 приведены результаты расчета остаточных продольных σ_{xx} и поперечных σ_{yy} напряжений в зоне наплавки для варианта № 4 при наплавке в закреплённом состоянии и последующем освобождении образца. Анализ этих данных показывает, что в наплавленном слое и ЗТВ основного

металла наиболее значительны продольные напряжения σ_{xx} . Особенно большие значения σ_{xx} имеют место в точках с большим содержанием мартенсита либо бейнита, когда повторный нагрев достаточно высок, но не превышает температуры T^* . В этих точках за счет высокого предела текучести при повторном нагреве на стадии охлаждения формируются достаточно высокие порядка (850...950) МПа напряжения σ_{xx} для всех рассмотренных вариантов, т.е. риск образования поперечных холодных трещин в этих зонах для сравниваемых вариантов в основном определяется содержанием мартенсита. Однако незначительная протяженность таких участков в сечении с нормалью X существенно сохраняет указанный риск. Что касается поперечных напряжений σ_{yy} , то они невелики и их роль в риске образования холодных трещин незначительная.

Наряду с описанными при моделировании термомеханическими процессами на образце получали характеристики усадочных функций, которые затем используются для оценки общих деформаций наплавляемой пластины. На рис. 7 приведены данные относительно формы и общей деформации изгиба для 1/4 части пластины для различных вариантов наплавки по табл. 2. Из этих данных следует, что наиболее благоприятным является вариант наплавки вдоль длинной кромки заготовки на режимах варианта № 4.

Существенный эффект снижения деформаций наблюдается при применении закрепления в зоне наплавки, т.е. прижатия этого участка к плите с последующим освобождением после остывания. Как следует из данных для варианта № 3, прогиб при таком технологическом приеме можно снизить от 284 до 101 мм, т.е. примерно в три раза.

1. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
2. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве / Под ред. Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1978. — 304 с.
3. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
4. Касаткин О.Г., Зайффарт П. Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей // Автомат. сварка. — 1984. — № 1. — С. 7–11.
5. Брузда Е., Земан М. Статистический анализ диаграмм анизотермического распада аустенита избранной группы сталей, выполненных в Институте сварки / II симп. СЭВ «Применение математических методов при изучении свариваемости». Докл. Ч. 2. — Созополь, 1983. — С. 25–34.
6. Юрьев С.Ф. Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. — М.: Металлургиздат, 1950. — 150 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРИВАРКИ ТРУБ К ТРУБНОЙ РЕШЕТКЕ

О. В. МАХНЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),
П. ЗАЙФФАРТ (SLV, г. Росток, Германия), А. ШАРФ, К. БАУЦМАН (Фирма «Infracor», г. Росток, Германия)

Описаны результаты применения компьютерной программы для оценки как локальных явлений, связанных с приваркой отдельных трубок (микроструктурных изменений, остаточных напряжений), так и общих деформаций трубной решетки применительно к крупному теплообменнику.

Results of application of the software developed for estimation of local phenomena occurring in welding of individual tubes (microstructural transformations, residual stresses) and total distortions of tube plates in the manufacture of large heat exchangers are presented.

Компьютерная программа, созданная в результате сотрудничества ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, SLV (г. Росток) и фирмы «Infracor» (Германия), для реализации алгоритмов математического моделирования основных физических явлений, сопровождающих процесс электродуговой приварки труб к трубным решеткам теплообменников, описана в работе [1]. В ее основу положено получение локальных характеристик процесса приварки одной трубки к доске путем математического моделирования комплекса физических явлений, сопровождающих его (определение температурных полей, размеров зоны проплавления (ЗП), микроструктурных изменений в металле ЗП и ЗТВ, остаточных напряжений и деформаций). Локальные данные относительно кривизны трубной доски затем используется в приближенном методе «функции усадки» (inherent strain method) [2, 3] для получения данных относительно кинетики изгибных деформаций трубной доски от последовательной приварки трубок.

При этом рассматриваются два варианта конструкции теплообменника. Первый вариант — с одной трубной доской и второй вариант — с двумя трубными досками и прямыми трубками, свариваемыми одновременно с обоих концов.

В работе [1] программа адаптирована для трубных досок с количеством трубок до 200...300. Однако в современных теплообменниках достаточно часто встречаются узлы с количеством трубок до нескольких тысяч. При конструкции с одной трубной доской такое количество не вызывает затруднений для реализуемого в [1] численного алгоритма расчета общих деформаций. При конструкции с двумя трубными досками и прямыми трубками возникают определенные затруднения при получении данных относительно прогибов трубных решеток и осевых напряжений в трубках. Этот недостаток расчетного алгоритма устранен авторами и модернизированная программа [1] используется

в данной работе для крупного теплообменника с 3900 трубками.

Кроме того, введен дополнительный вариант расположения отверстий в трубной доске относительно друг друга. На рис. 1, а приведен основной вариант из работы [1], когда смежные центры отверстий образуют квадрат со стороной t . В модернизированной программе дополнительно предусмотрен вариант расположения (рис. 1, б), когда центры смежных отверстий образуют равносторонний треугольник со стороной t . Наличие той или иной схемы взаимного расположения отверстий имеет большое значение для автоматизации поиска координат соответствующего возмущения при расчете деформаций трубной решетки.

На рис. 2 приведена схема трубной решетки теплообменника с 3900 отверстиями для трубок. Диаметр трубной доски 1674 мм, ее толщина 50 мм. Материал — P235GH по EN (отечественный аналог — сталь 16ГФТ). Диаметр трубки 16 мм, толщина стенки 1,6 мм. Материал X2CrNiMoN 22-5-3 (отечественный аналог — сталь 08X22H5M3). Присадка SG-X2 CrNiMoN 22-9-3 (отечественный аналог — 08X22H9M3). Сварка проводилась угловым швом за два прохода, катет шва 0,8 мм. Погонная энергия дуговой сварки в аргоне неплавящимся электродом $q_{п} = 185$ Дж/мм для каждого прохода.

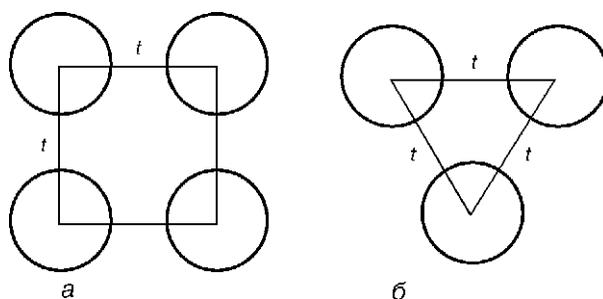


Рис. 1. Схема взаимного расположения отверстий в трубной решетке по квадрату (а) и треугольнику (б)

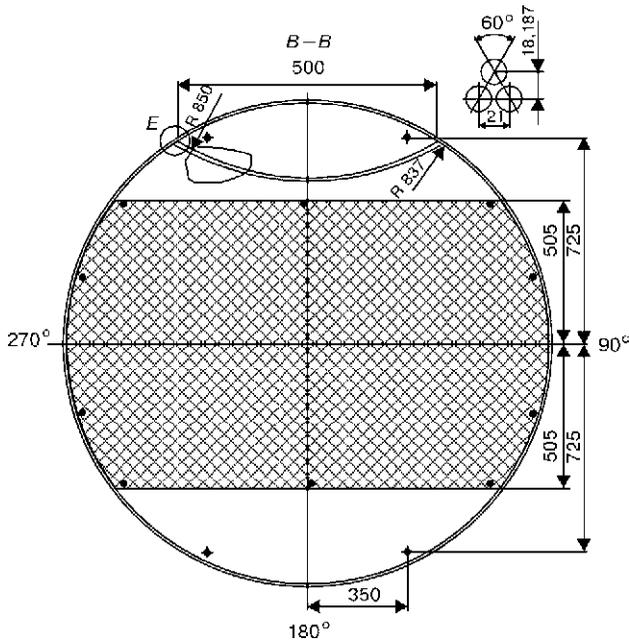


Рис. 2. Схема трубной решетки теплообменника с 3900 отверстиями для трубок

Опуская результаты расчета локальных явлений, связанных с приваркой отдельной трубки, достаточно детально рассмотренные в [1] (правда, для других размеров трубок и отверстий), остановимся на результатах расчета деформаций трубной доски.

На рис. 3, а приведены данные относительно кинетики изменения прогиба в центре трубной доски для случая, когда в теплообменнике одна

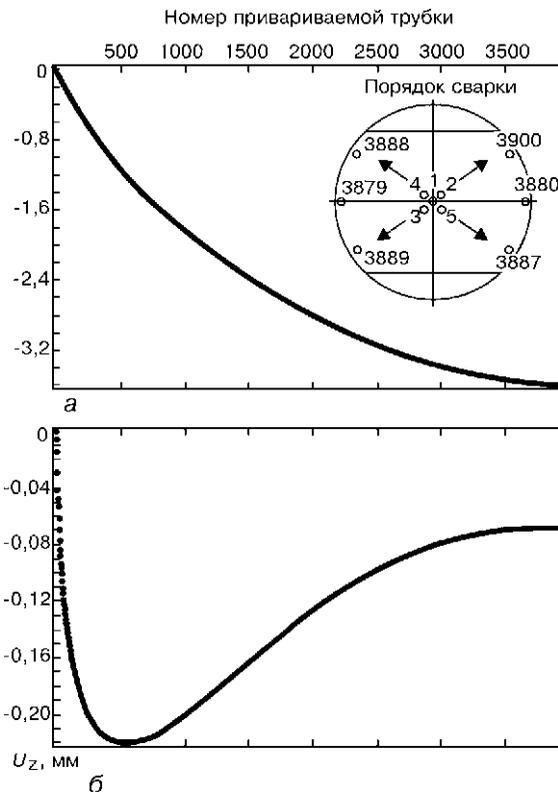


Рис. 3. Кинетика прогиба центра трубной доски после приварки каждой трубки (порядок сварки от центра к кромкам) в варианте теплообменника с одной (а) и двумя трубными досками (б)

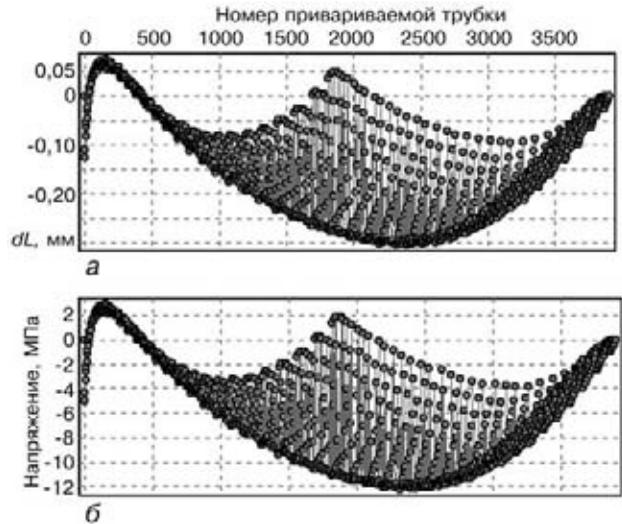


Рис. 4. Расчетные данные по остаточному изменению длины dL трубок (а) и осевых напряжений (б) в трубках после приварки всех трубок в порядке сварки от центра к кромкам

трубная доска. Здесь нет принципиальных особенностей. По мере приварки трубок прогиб увеличивается до 3,6 мм, что достаточно существенно для диаметра 1674 мм.

Аналогичные результаты, но при варианте теплообменника с двумя трубными досками при длине трубок 5000 мм и одновременной приварке двух концов приведены на рис. 3, б. Из него видно, что в этом случае прогиб весьма незначительный из-за опорного действия трубок. При этом прогиб возрастает примерно до сварки 500 трубок, а затем даже уменьшается (порядок сварки от центра к кромкам решетки).

На рис. 4 приведены данные по остаточному изменению длины трубок и осевых напряжений в трубках после приварки всех трубок в порядке сварки от центра к кромкам. Видно, что в ряде трубок возникают достаточно значительные сжимающие напряжения, превышающие при рассматриваемой длине критические напряжения потери устойчивости, т.е. для предупреждения последнего требуется установка соответствующего количества поддерживающих промежуточных диафрагм.

Таким образом, модернизированная программа из [1] для математического моделирования процесса приварки трубок к трубной решетке позволяет определять общие деформации трубной решетки в теплообменниках с двумя трубными досками и прямыми трубками при несколько тысячах отверстий в трубках, что весьма существенно для современных теплообменников.

1. Компьютерная программа «Приварка трубок к трубной решетке теплообменников» / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 8. — С. 3–10.
2. Establishment of computational welding mechanics / Y. Ueda, H. Murukawa, K. Nakacho et al. // Transact. of JWRI. — 1995. — 24, N 2. — P. 73–86.
3. Махненко В.И., Лобанов Л.М., Махненко О.В. Прогнозирование общих деформаций сварных узлов на основе банка данных по поперечной и продольной усадке и угловым деформациям соответствующих образцов // Автомат. сварка. — 1991. — № 10. — С. 1–5.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ ТОЛСТОСТЕННЫХ ОБОЛОЧЕК

О. В. МАХНЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),

П. ЗАЙФФАРТ, А. ШАРФ (SLV, г. Росток, Германия)

Рассматривается возможность прогнозирования остаточных напряжений и деформаций в зоне стыкового шва толстостенной однородной либо разнородной оболочки при многопроходной сварке с учетом фазовых превращений, различной разделки кромок, режимов сварки и наличия закреплений.

Considered is the possibility of predicting residual stresses and strains in the zone of a butt weld on a thick-walled homogeneous or inhomogeneous shell in multipass welding, allowing for phase transformations, differing groove preparation, welding conditions and use of clamps.

Введение. Сварка многопроходного кольцевого шва для толстостенных цилиндрических оболочек является достаточно типичной для современных сварных конструкций. На рис. 1 приведены некоторые примеры толстостенных оболочек, свариваемых многопроходной сваркой плавлением. Использование разделки кромок можно отразить с помощью схемы на рис. 1, *з*, задав соответствующим образом координаты точек 1...6 и 1'...6'. Варьируя геометрическими размерами R , H_1 , H_2 , L_1 , L_2 , жесткостью шпангоута, свойствами материалов оболочек, а также координатами характерных точек разделки кромок, можно (с помощью схем на рис. 1) описать многие случаи сварки реальных конст-

рукций. Уровень остаточных напряжений определяет работоспособность толстостенных оболочек соединений при переменных нагрузках (многоцикловая усталость), а также стойкость к различным коррозионным повреждениям внутренней поверхности (при использовании конструкции и для транспортировки либо хранения соответствующих агрессивных сред). В свою очередь, сварочные деформации (связанные с достаточно значительными радиальными перемещениями стенки оболочек в зоне стыка) могут создавать определенные эксплуатационные сложности, а осевые перемещения (по оси z) в зоне разделки (связанные с поперечной усадкой) могут при многопроходной

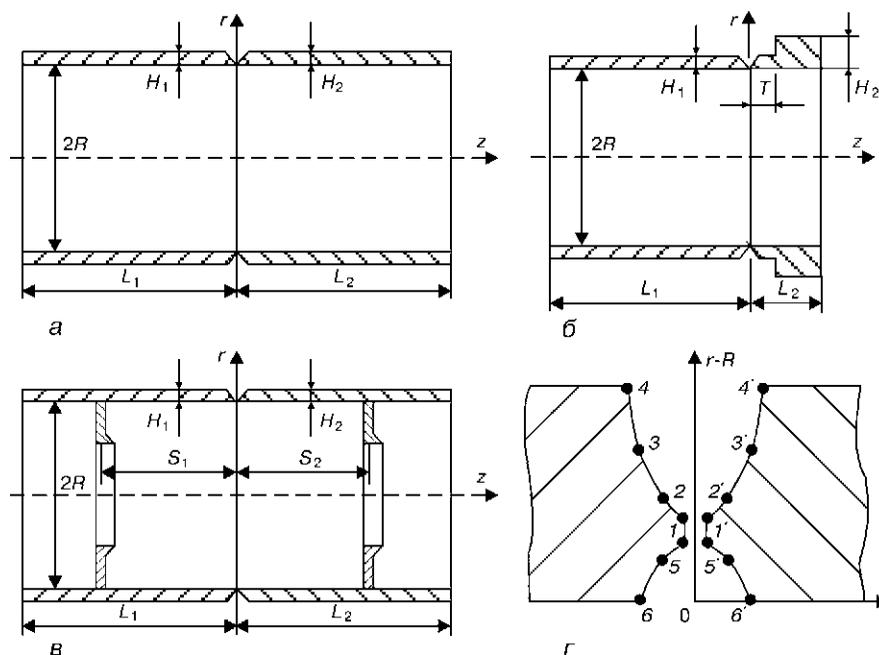


Рис. 1. Примеры толстостенных оболочек, свариваемых многопроходным стыковым швом: *а* — свободные оболочки (однородные либо разнородные по свойствам материала); *б* — разнородные оболочки по свойствам и толщине; *в* — оболочки с внутренними шпангоутами; *г* — схема разделки кромок, определяемая координатами точек 1...6 и 1'...6'

сварке заметно менять ширину разделки, что создает определенные технологические сложности при автоматической сварке и т.д.

Ввиду того, что указанные явления трудно поддаются моделированию на образцах, а использование натуральных экспериментов при больших размерах конструкции связаны с большими временными и материальными затратами, для оптимизации технологии повышенный интерес представляет математическое моделирование этих явлений. Известно достаточно много работ, посвященных решению этой задачи [1–5 и др.], в которых решение находится при тех или иных допущениях. По мере развития вычислительной техники, методов решения задач термопластичности и описания характерных изменений в материале сварного соединения при нагреве, совершенствуются математические модели для рассматриваемой задачи, делая расчетный подход привлекательным для достаточно широкого круга пользователей. Однако при этом весьма актуальным является вопрос доступности применения такого подхода для пользователя, имеющего ограниченный доступ к пакетам коммерческих компьютерных программ типа SYSWELD, ANSYS, MARC и др., отличающихся достаточно большой избыточностью применительно к данной задаче и, естественно, высокой арендной стоимостью. Заслуживает внимания идея иметь для подобного типа характерных задач отдельные проблемно-ориентировочные модули, в которых все необходимые процедуры, связанные с математическим моделированием и представлением результатов расчета реализуются автоматически, а роль пользователя сводится к назначению исходных данных по предлагаемому разработчиком программ трафарету и анализу полученных результатов. Такая идеология используется в настоящее время в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины [7], а также авторами данной работы.

Краткое описание разработанной компьютерной программы. В разработанной авторами компьютерной программе реализуется метод последовательного прослеживания развития температурных полей, напряжений и деформаций при заполнении разделки стыкового шва (рис. 1) отдельными слоями либо «ниточными» швами на заданных режимах и условиях сварки. Такие условия, например, при дуговой сварке плавлением, определяются: силой сварочного тока I , напряжением на дуге U , количеством вносимого в единицу времени присадочного металла (коэффициентом наплавки α_n), скоростью сварки v , либо толщиной наплавляемого за один проход слоя h (сечением «ниточного» шва F). Вводимая погонная энергия q_n на каждом проходе распределяется в соответствующем объеме присадочного металла $q_n^{(1)}$, а остальная часть $q_n^{(2)} = q_n - q_n^{(1)}$ в виде объемного источника тепла распределяется в объеме свариваемой детали по закону, близкому к нормальному с центром, совпадающим с центром наплавляемого слоя либо «ниточ-

ного» шва. Величина $q_n^{(1)}$ определяется через среднюю температуру металла сварочной ванны T_B

$$q_n^{(1)} = [(T_B - T_0) \gamma + q_{ск}]F, \quad (1)$$

где T_0 — исходная начальная температура в зоне сварки, γ — объемная теплоемкость, $q_{ск}$ — скрытая теплота плавления присадочного материала, F — площадь сечения слоя либо «ниточного» шва на данном проходе. Величины T_B , γ , $q_{ск}$, также как параметры распределения погонной энергии $q_n^{(1)}$, $q_n^{(2)}$ и эффективный КПД нагрева η_u выбираются (вычисляются) автоматически в зависимости от свариваемого материала, режимов и условий сварки. Температурные поля, напряжения и деформации на каждом шаге прослеживания их развития определяются численным решением соответствующих краевых задач в рамках $2D$ (т.е. используется допущение, что сварочный источник движется по кольцевому шву достаточно быстро). Опыт показывает, что такое допущение вполне приемлемо для решения подобных задач [1–6], с достаточной инженерной точностью. В исходных данных пользователь указывает химический состав основного металла и присадочного материала, что позволяет на основе расчетных данных размеров поперечного сечения зоны проплавления для каждого прохода определять ее средний химический состав и ЗТВ, а также описать кинетику микроструктурных изменений, используя соответствующие диаграммы АРА для конструкционных сталей ферритного типа и диаграмму Шеффлера для высоколегированных конструкционных сталей [6, 7]. В итоге на каждом шаге прослеживания определяются значения массовой доли V_j j -й микроструктуры в каждой точке сварного соединения ($j = m$ — мартенсит, b — бейнит, p — перлит, f — феррит, a — аустенит).

Объемные относительные эффекты $3\Delta\phi$, связанные с изменением температуры и микроструктурных изменений, определяются по зависимости:

$$3\Delta\phi = \frac{\sum V_j(T)\gamma_j(T) - \sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}{\sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}, \quad (2)$$

где $\gamma_j(T)$ — объем единицы массы j -й микроструктуры при температуре T , $\gamma_j(T_0)$ — то же при температуре T_0 . Величины $\gamma_j(T)$ можно найти в литературе (например, в [8]).

Аналогично сопротивление деформированию $\sigma_s(T)$ конструкционной стали удобно определять через сопротивление деформирования j -й микроструктуры:

$$\sigma_s(T) = \sum \sigma_s^j(T)V_j(T), \quad (3)$$

где $\sigma_s^j(T)$ может быть представлено в виде:

$$\sigma_s^j(T) = \sigma_s^j(20\text{ °C})f^{\phi_j}(T), \quad (4)$$

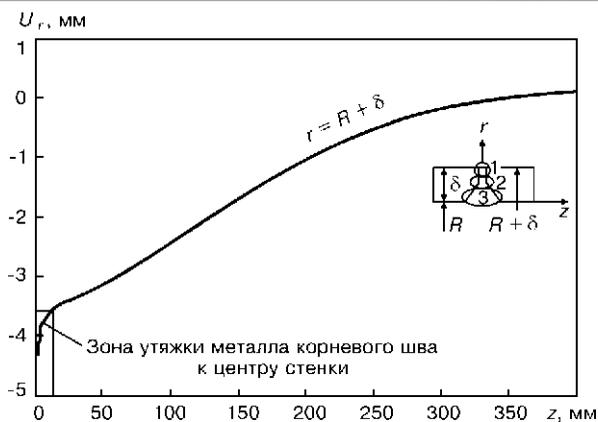


Рис. 2. Расчетные результаты остаточного радиального перемещения наружной поверхности оболочки для варианта 1

где $f_s^{(j)}(20\text{ }^\circ\text{C})$ — функция химического состава, а $f^{(j)}$ — функция только температуры, незначительно мало зависящая от j . Упругие характеристики $E(T)$, $\nu(T)$ конструкционных сталей слабо зависят от химического состава и микроструктуры, что позволяет создавать для $E(T)$, $\nu(T)$, $f^{(j)}(T)$ достаточно компактную базу данных.

На каждом шаге прослеживания t температурные поля $T(r, z, t)$, напряжения $\sigma_{ij}(r, z, t)$ деформации $E_{ij}(r, z, t)$ и перемещения $U_j(r, z, t)$ ($ij = r, z$) определяются методом конечных элементов [5, 6]. Используются соответствующие вариационные формулировки краевых задач для $T(r, z, t)$ и $\Delta U_j(r, z, t)$ [5], на основе которых составлены системы алгебраических уравнений для значений T и U в узлах прямоугольных элементов h_r и h_z , размеры которых выбираются автоматически в зависимости от характерных геометрических параметров (толщины слоя h , либо сечения F «ниточного» шва, размеров H_1, H_2, L_1, L_2 по рис. 1). Шаг прослеживания по времени Δt выбирается также автоматически из соображений, чтобы максимальное изменение температуры в рассматриваемой области за время Δt не превышало заданной величины $[\Delta T]$, назначаемой в зависимости от температуры в металле ЗТВ и необходимости использования диаграмм АРА.

Примеры расчетов. В качестве примера использования разработанной программы ниже рассмотрим

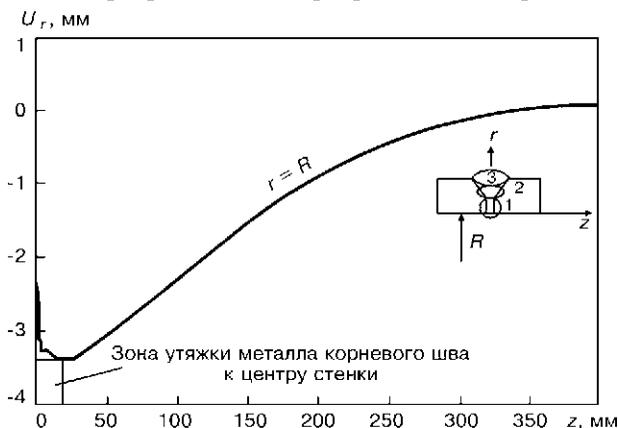


Рис. 3. Расчетные результаты остаточного радиального перемещения наружной поверхности оболочки для варианта 2

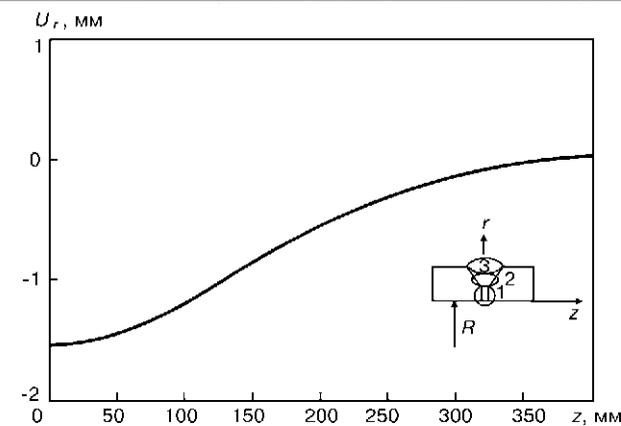


Рис. 4. Расчетные результаты остаточного радиального перемещения наружной поверхности оболочки для варианта 3

решена задача выбора условий сварки стыкового шва корпуса подводного аппарата, при которых остаточные радиальные перемещения в зоне сварки находятся в заданном допуске. Корпус аппарата в зоне стыка — это цилиндрические оболочки диаметром $2R = 3500$ мм и толщиной $H = 16$ мм из аустенитной стали с ребрами жесткости (схема на рис. 1, в). Расстояния $S_1 = 350$ мм, $S_2 = 350$ мм. Заварка стыка производится после соответствующей разделки корпуса для смены изношенного оборудования. Рассматривали несколько вариантов заполнения разделки стыкового шва, показанные на рис. 2, 3, 5. Для первого варианта (рис. 2) сварка проводится за три прохода при корневом шве на наружной поверхности, для второго (рис. 3) сварка также за три прохода при корневом шве у внутренней поверхности, для третьего варианта (рис. 4) (в отличие от варианта два) устанавливали продольные (вдоль оси z) стрингеры между шпангоутами, препятствующие радиальным перемещениям оболочки при сварке, но после окончания сварки стыка стрингеры удаляли. Для вариантов 1–3 применяли электродуговую ручную сварку специальными электродами при $q_n = 6000$ Дж/см для корневого шва и $q_n = 22630$ Дж/см для основных проходов. Сравнивая приведенные на рис. 2–4 расчетные значения радиальных прогибов оболочки в районе сварного шва, можно констатировать, что варианты 1 и 2 практически идентичны. Максимальный прогиб $\sim 3,5$ мм. Для варианта 3 за счет сварки в

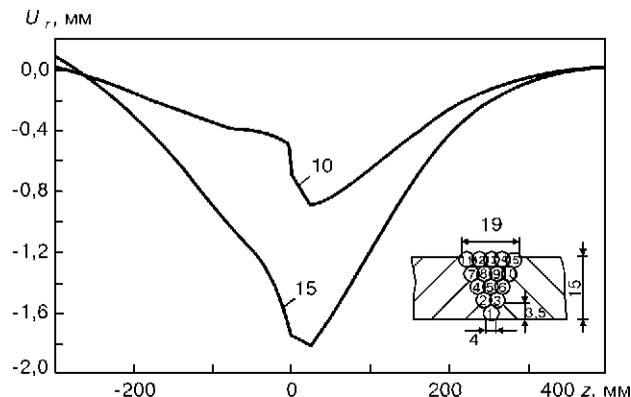


Рис. 5. Расчетные результаты остаточного радиального перемещения внутренней поверхности оболочки для варианта 4

закрепленном состоянии прогиб уменьшился до 1,5 мм (что в пределах допуска и не требует серьезных затрат на установку и удаление продольных стрингеров). Четвертый вариант (рис. 5) связан с применением многопроходной сварки «ниточными» швами, реализуемой с помощью орбитальных автоматов (одновременно 6 штук по окружности). Сварку проводили в аргоне плавящимся электродом, $q_{\text{п}} = 3500$ Дж/см, заполнение разделки — за 15 проходов, из которых 10 основных и 5 декоративных. На рис. 5 приведены расчетные данные относительно радиальных перемещений после 10-го и 15-го проходов. Видно, что после заполнения разделки (10-й проход) прогиб не превышал 1,0 мм, а после выполнения декоративных проходов вырос до 1,8 мм (что также находится в пределах допуска). Характерно, что применение для этого варианта закрепления типа использованного в варианте 3, уже малоэффективно. Расчетные результаты достаточно хорошо согласуются с опытными данными.

Заключение. На основе разработок [4–7] авторами создана компьютерная программа для типовых случаев многопроходной сварки кольцевых стыковых швов толстостенных оболочек.

Результаты использования программы для поиска рационального варианта сварки кольцевого стыкового шва корпуса подводного аппарата показали, что достаточно эффективный путь снижения

остаточных радиальных перемещений в зоне стыка заключается в применении многопроходной сварки «ниточными» швами небольшого сечения.

1. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка. — 1976. — 320 с.
2. *Fujita J., Nototo T., Hagawa Y.* Deformation and residual stresses in welded pipes and shells. — [1980]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. X-963–80).
3. *Rybicki E. F., Stonesifer R. B.* Computation of residual stresses due to multipass welds in piping systems // J. Press. Vessel Techn. (ASME). — 1979. — **101**. — P. 149–154.
4. *Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Мусяченко А. В.* Неосесимметричное распределение напряжений и остаточных деформаций при сварке тонкостенных цилиндрических оболочек // Автомат. сварка. — 1993. — № 4. — С. 3–8.
5. *Расчетно-экспериментальное* исследование сварочных напряжений в зоне кольцевых сварных стыков трубопроводов ДУ 300 КМПЦ УАЭС-3 / В. И. Махненко, О. Г. Касаткин, Е. А. Великоиваненко, В. М. Шекера // Сб. тр. 5-ой международной конференции «Материаловедческие проблемы при проектировании и эксплуатации оборудования АЭС». — Т. 2. — 1998. — С. 53–66.
6. *Исследование* кинетики фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
7. *Компьютерная* программа «Приварка трубок к трубной решетке теплообменников» / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак, П. Зайффарт, К. Бауцман // Автомат. сварка. — 2002. — № 8. — С. 3–10.
8. *Юрцев С. Ф.* Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. — М.: Металлургия, 1950. — 160 с.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕПЛООВОГО РЕЖИМА ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

В. В. МЕЛЮКОВ, Д. В. ХОМЯКОВ
(Вятский гос. ун-т, г. Киров, РФ)

Предложена постановка некоторых задач оптимизации теплового процесса сварки. Рассмотрены решения этих задач с применением вариационного исчисления и принципа максимума. Приведен пример применения.

Statements of a number of problems relating to optimisation of a thermal process of welding are suggested. Solutions of these problems derived by using calculus of variations and maximum principle are considered. The application example is given.

Большинство технических и технологических задач связано с определением максимального или минимального значения некоторой функции или интегральной величины, оценивающих меру качества исследуемого процесса. «В мире нет ничего, в чем не был бы виден смысл какого-нибудь максимума или минимума» — утверждал Л. Эйлер еще в 18 в., разрабатывая основы вариационного исчисления. Таким образом, оптимизация решений задач, имеющих практическое значение, связана с определением экстремальных в определенном смысле режимов, свойств и условий протекания исследуемого процесса.

Теория оптимального управления, разработанная в середине прошлого столетия Л. Понтрягиным и его учениками, основана на классическом вариационном исчислении. Задачи оптимального управления связаны с поиском экстремальных показателей качества процесса и относятся к широкому классу задач оптимизации.

Рассмотрим применение методов вариационного исчисления и оптимального управления при расчете тепловых процессов сварки. В связи с созданием теории тепловых процессов сварки и развитием математического моделирования сварочных процессов [1, 2] в 1970-х годах были поставлены задачи оптимизации теплового режима сварки [3, 4], которые сформулированы как обратные задачи теплопроводности и решены с помощью методов теории оптимального управления системами с распределенными параметрами [5]. Позднее были поставлены и решены задачи оптимизации теплового режима сварки пластин и тел цилиндрической формы с учетом скорости перемещения источника [6, 7].

В данной работе рассмотрено решение двух задач оптимизации теплового режима сварки с использованием вариационного исчисления и принципа максимума.

В первой задаче оптимизации теплового режима рассмотрен процесс распространения тепла мощного быстродвижущегося источника в тонкой пластине [1]

$$T(y, t) = \frac{q}{(v\delta\sqrt{4\pi\lambda_t t c\gamma})} \exp[-(y^2/4at)], \quad (1)$$

где t — время, отсчитываемое от момента, когда источник пересекает ось OY (рис. 1); v — скорость перемещения источника в направлении оси X ; λ_t — коэффициент теплопроводности; a — коэффициент температуропроводности; $c\gamma$ — объемная теплоемкость; δ — толщина пластины.

В теории сварочных процессов актуальной является задача определения мощности q сварочного источника в зависимости от заданного распределения температуры T' [8]. Функцию заданной температуры (рис. 1) с равномерным распределением ее максимального значения T_{\max} на отрезке от y_1 до y_2 оси y определим выражением

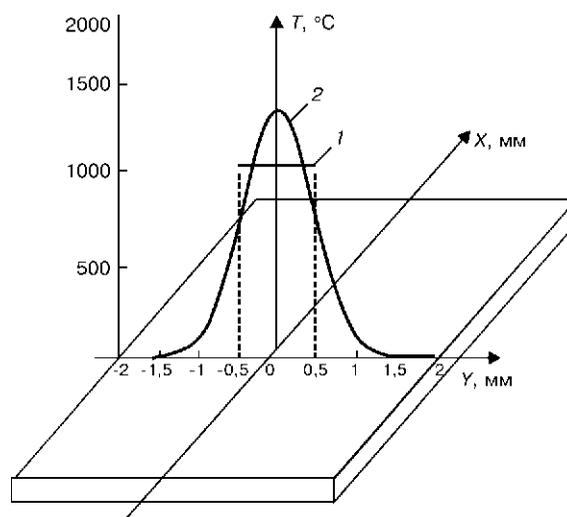


Рис. 1. Схема тонкой пластины с заданным (1) и истинным (2) распределением температуры вдоль оси Y

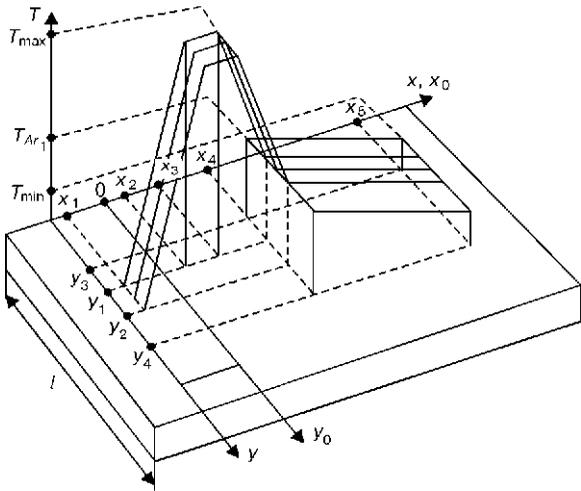


Рис. 2. Функция $T(x, y)$ заданного распределения температуры, где $x_2 - x_1 = v(t_2 - t_1)$, $x_4 - x_3 = v(t_4 - t_3)$, $x_5 - x_4 = v(t_5 - t_4)$ — участки нагрева и охлаждения в подвижной системе координат $0xy$

$$T'(y) = \begin{cases} T_{\max}, & y \in (y_1, y_2), \\ 0, & y \in (-\infty; y_1) \cup (y_2; \infty). \end{cases} \quad (2)$$

Рассмотрим задачу определения мощности q быстродвижущегося источника, при которой в момент времени t' истинное распределение температуры имеет минимальное отклонение от заданного (2) [9].

Очевидно, что ни при каких значениях q температура $T(y, t')$ не будет точно совпадать с заданным $T'(y)$. Используя это условие, построим функционал на невязках уравнения (1), подставив в левую часть этого уравнения выражение $T'(y)$. Квадратичный функционал в этом случае имеет вид

$$J(q) = \int_{-\infty}^{\infty} (T'(y) - T(y, t'))^2 dy.$$

Оптимальное значение мощности источника q определяется при минимальном значении $J(q)$. Из необходимого условия минимума функционала получаем

$$q_{\text{опт}} = T_{\max} v \delta \sqrt{8\lambda_t c\gamma} \int_{\alpha_1}^{\alpha_2} e^{-\alpha^2} d\alpha, \quad (3)$$

где $\alpha = y/\sqrt{4at'}$; $\alpha_1 = y_1/\sqrt{4at'}$; $\alpha_2 = y_2/\sqrt{4at'}$.

Подставляя полученное значение мощности линейного быстродвижущегося источника в уравнение (1), получаем распределение температуры $T(y, t')$ в сечении тонкой пластины вдоль оси Y . Это распределение температуры в момент времени t' имеет минимальное отклонение от заданного (1) (рис. 1).

При $\lambda_t = 0,207 \text{ Вт}/(\text{см}\cdot^\circ\text{C})$, $a = 0,1 \text{ см}^2/\text{с}$, $\delta = 0,02 \text{ см}$, $c\gamma = 2,07 \text{ Дж}/(\text{см}^3\cdot^\circ\text{C})$, $t' = 1 \text{ с}$, $y_1 = -0,5 \text{ см}$, $y_2 = 0,5 \text{ см}$ значение мощности линейного источника $q_{\text{опт}}$ по выражению (3) равно $64,487 \text{ Вт}$.

Вторая задача посвящена оптимизации параметров простого термического цикла. Тепловое воз-

действие концентрированных источников энергии на материалы характеризуется термическим циклом в каждой точке зоны термического влияния. Термический цикл определяет изменение температуры в данной точке обрабатываемого изделия с течением времени. Понятие простого термического цикла сварки было введено Н. Н. Рыкалиным [1].

Расчет источника теплоты, имеющего нетрадиционную форму пятна нагрева и обеспечивающего оптимальные значения всех заданных параметров термического цикла, возможен при построении математической модели идеального термического цикла и оптимизации теплового процесса, при котором создаются реальные термические циклы с наилучшим приближением к модели идеального термического цикла.

Построим модель простого термического цикла, принимая скорости изменения температуры при нагреве и охлаждении постоянными. Заданная температура определяет максимальную температуру нагрева T_{\max} , например, температуру плавления; ω_1 — заданная скорость нагрева до температуры T_{\max} на отрезке времени $t_2 - t_1$; ω_2 — заданная скорость охлаждения до температуры фазового превращения T_{Ar_1} на отрезке времени $t_4 - t_3$; ω_3 — заданная скорость охлаждения до температуры T_{\min} наименьшей устойчивости аустенита при термической обработке на отрезке времени $t_5 - t_4$. При построении заданного термического цикла можно задавать величины T_{\max} , ω_1 , ω_2 , ω_3 . Тогда отрезки времени будут зависимыми величинами, определяемыми из соотношений: $t_2 - t_1 = T_{\max}/\omega_1$, $t_4 - t_3 = (T_{\max} - T_{Ar_1})/\omega_2$, $t_5 - t_4 = (T_{Ar_1} - T_{\min})/\omega_3$. Если задавать отрезки времени, то зависимыми величинами будут скорости изменения температуры.

Построим совокупность заданных термических циклов в зоне сварки. Зададим ширину сварного шва координатами y_1, y_2 , а ширину зоны термической обработки — координатами y_3, y_4 . Функция $T'(y, t)$, определяющая совокупность заданных термических циклов в точках оси y , имеет вид

$$T'(y, t) = \begin{cases} \omega_1(t - t_1), & t \in (t_1, t_2), y \in (y_1, y_2), \\ \omega_1(t_2 - t_1) = T_{\max}, & t \in (t_2, t_3), y \in (y_1, y_2), \\ \omega_1(t_2 - t_1) - \omega_2(t - t_3), & t \in (t_3, t_4), y \in (y_1, y_2), \\ \omega_1(t_2 - t_1) - \omega_2(t_4 - t_3) - \omega_3(t - t_4), & t \in (t_4, t_5), y \in (y_3, y_4). \end{cases} \quad (4)$$

Рассмотрим процесс сварки пластин, ограниченных по ширине, подвижным объемным источником энергии. Подвижная система координат $0xy$ связана с источником, перемещающимся вдоль стыка с постоянной скоростью v (рис. 2). Если в выражение функции (4) заменить время t на координату x , используя соотношение $x = vt$, то функция $T'(x, y)$ будет определять заданное распределение температур в зоне сварки.

Сформулируем задачу оптимального управления нестационарным тепловым процессом сварки пластин подвижным источником воздействия [10]: пусть задано распределение температуры $T'(x, y)$

в подвижной системе, при котором обеспечиваются необходимые термические циклы сварки и соответственно необходимые свойства сварного соединения. Используя в качестве модели теплового процесса сварки стыкового соединения пластин нестационарное двухмерное уравнение теплопроводности, можно найти функцию q источника, удовлетворяющую ограничению

$$0 \leq q(x, y, t) \leq q_{\max}, \quad (5)$$

при воздействии которого в процессе сварки за время t' обеспечивается минимальное отклонение истинной температуры $T(x, y, t')$ от заданной $T'(x, y)$.

Минимум отклонения истинной температуры $T(x, y, t')$ от заданной $T'(x, y)$ оценим квадратичным функционалом вида

$$J(q) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_0^l [T'(x, y) - T(x, y, t')]^2 dx dy, \quad (6)$$

где $T(x, y, t')$ — распределение температуры в момент времени t' в подвижной системе координат, связанной источником.

По принципу максимума для систем с распределенными параметрами минимум функционала (6) при ограничении (5) на управление достигается при условии, которое определяется решением интегрального уравнения Фредгольма второго рода [10].

Оптимальное управление $q(x, y, t)$, определенное из решения интегрального уравнения, является кусочно-постоянной функцией, которая определяет размеры и форму пятна нагрева, а также распределение и изменение плотности мощности энергии в процессе сварки.

Рассмотренная задача оптимизации параметров термического цикла применяется также при исследовании и разработке оптимального технологического процесса локальной термоциклической обработки кольцевых соединений труб из сплавов циркония.

В процессе термоциклической обработки металл сварного шва и околошовной зоны подвергается многократному нагреву и охлаждению в заданном интервале температур. Для сплавов циркония этот интервал определяется температурами примерно 500...850 °С, так как в данном диапазоне температур происходит эффект термонаклепа, обусловленный полиморфным превращением α - β структуры циркониевого сплава. Скорости нагрева и охлаждения при термоциклировании оказывают существенное влияние на структуру и свойства металла сварного шва и околошовной зоны. Обычно нагрев изделия проводят после предварительного остывания сварного соединения до температуры 500 °С.

Термический цикл при термоциклической обработке металла сварного соединения должен иметь определенную скорость изменения температуры на стадии нагрева и охлаждения в заданном интервале. С учетом требований к процессу термоциклической

обработки строится заданный термический цикл, составляется функция $T'(y, t)$ заданного распределения температуры по ширине зоны локальной термоциклической обработки от y_3 до y_4 , где ось y в случае цилиндрической системы координат является осью цилиндрической оболочки (трубы).

Для обеспечения наилучшего приближения изменения температуры в процессе обработки к заданному термическому циклу на стадии охлаждения в ограничении (5) минимальное значение q должно быть меньше нуля, т. е. для достижения наилучшего приближения истинной температуры T к заданной T' в зоне обработки сварного соединения должны действовать стоки тепла.

При расширении ограничения (5) в область отрицательных значений q решение задачи оптимального управления тепловым процессом сварки при заданных параметрах термического цикла определяет комбинацию источника и стока тепла, размеры пятна нагрева и стока тепла и их геометрическое положение.

Экспериментальное исследование комбинированной модели источника и стока тепла, а также возможности технической реализации такой модели в технологическом процессе электронно-лучевой сварки и термоциклической обработки технологических каналов атомных электростанций рассмотрены в работе [11].

При исследовании процесса сварки и термоциклической обработки кольцевых соединений технологических каналов АЭС записывались термические циклы и сравнивалась металлография сварного соединения до термоциклической обработки и после ее со структурой основного металла.

На рис. 3 изображены термические циклы нагрева-охлаждения в точке $y = l/2$ (средней точке сварного шва) в период одного из циклов термоциклической обработки без (кривая 1) и со стоком тепла (кривая 2), мощность которого определена при решении обратной задачи. При постановке задачи скорость охлаждения в интервале 500...850 °С для заданного термического цикла принималась равной 100 °С/с. При действии стока

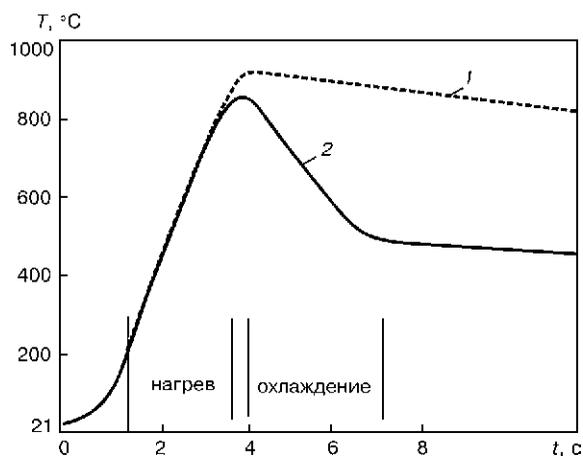


Рис. 3. Распределение температуры вдоль оси в средней точке сварного шва при воздействии источника нагрева (1) и комбинированном воздействии источника нагрева и стока тепла (2)

тепла, полученного из решения задачи управления, скорость охлаждения возросла по сравнению со скоростью охлаждения без стока тепла на порядок.

Для обеспечения стока тепла в процессе термоциклической обработки в технологическую оснастку включаются технические устройства в виде прижимных роликов или иного прижимного устройства с каналами внутри для подвода охлаждающей жидкости. Эффективность действия стока тепла обеспечивается надежностью теплового контакта между сварным швом и прижимным охлаждающим устройством.

1. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
2. Махненко В. И., Кравцов Т. Г. Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров. — Киев: Наук. думка, 1976. — 159 с.
3. Мелюков В. В. Об оптимальном по быстродействию режиме регулирования термического цикла при нагреве стержня // Физика и химия обраб. материалов. — 1976. — № 5. — С. 19–24
4. Мелюков В. В. Об оптимальном регулировании ширины зоны термического влияния при нагреве стержня // Там же. — № 4. — С. 3–7.
5. Бутковский А. Г. Теория оптимального управления системами с распределенными параметрами. — М.: Наука, 1965.
6. Мелюков В. В., Узлов А. А. Оптимальное управление тепловым процессом сварки и термической обработки пластины подвижным поверхностным источником теплоты // Физика и химия обраб. материалов. — 1984. — № 4. — С. 3–9.
7. Мелюков В. В. Управление мощностью подвижного источника нагрева при сварке кольцевых швов // Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. Ч. 2. — Пермь: Перм. политехн. ин-т, 1988. — С. 20–21.
8. Мелюков В. В. Оптимизация теплового режима сварки // Свароч. пр-во. — 1996. — № 1. — С. 9–11.
9. Мелюков Д. В., Григорьянц А. Г. Оптимизация мощности линейного быстродвижущегося источника нагрева тонкой пластины // Там же. — 2002. — № 3. — С. 8–9.
10. Мелюков В. В. Оптимизация параметров термического цикла при обработке пластин подвижным источником энергии // Физико-химические процессы обработки материалов концентрированными потоками энергии. — М.: Наука, 1989. — С. 185–193.
11. *Высокоэффективные* процессы сварки и обработки поверхности изделий концентрированными потоками энергии / А. М. Чирков, Д. В. Хомяков, В. В. Мелюков, А. Г. Корепанов // Вестн. Перм. гос. техн. ун-та. Сварка. — 2002. — С. 80–90.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ГОЛОГРАФИЧЕСКИХ ИНТЕРФЕРОГРАММ ПРИ НЕРАЗРУШАЮЩЕМ КОНТРОЛЕ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Л. М. ЛОБАНОВ, В. А. ПИВТОРАК, В. В. САВИЦКИЙ
(Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Представлена математическая модель на основе использования несущих полос и Фурье-преобразования, позволяющая автоматизировать процесс получения количественных результатов при анализе голографических интерферограмм и существенно увеличить точность определения перемещений. На основе разработанной модели создана система компьютерного анализа и алгоритм обработки интерферограмм. Предложена эффективная методика получения несущих полос. Методика автоматического компьютерного анализа голографических интерферограмм иллюстрируется на примере исследования диска, в центре которого приложена осевая нагрузка. Приведены примеры применения созданной методики для контроля дефектности элементов сотовой конструкции и плоских образцов.

A mathematical model based on using carrier bands and Fourier transform is presented. The model allows the process of deriving quantitative results in analysis of holographic interferograms to be automated and accuracy of determination of displacements to be substantially increased. The model was used to develop the system for computer-aided analysis and algorithm for processing interferograms. The efficient procedure is suggested for generating the carrier bands. The procedure for automated computer-aided analysis of holographic interferograms is illustrated by an example of investigation of a disk with an axial load applied to its centre. Examples of application of the above procedure to test elements of a honeycomb structure and flat specimens for defects are given.

В связи с повышением требований к надежности и работоспособности конструкций из металлических и композиционных материалов весьма актуальным является их неразрушающий контроль качества. Целью любого производства является изготовление конкурентоспособной продукции. Для этого необходимо в возможно сжатые сроки обеспечить высокое качество и получить достоверную информацию о ее дефектности. Поэтому, изготавливая прототипы отдельных элементов конструкций, проводят испытания до тех пор, пока не будет обеспечен достаточный ресурс. При преждевременных повреждениях должна выполняться оптимизация элемента и снова проводиться испытания. Этот процесс значительно ускоряется с применением голографического метода контроля, поскольку метод голографической интерферометрии позволяет в реально нагружаемых элементах и прототипах определять слабые места и тем самым совершенствовать исследуемый объект [1].

Получение голографической интерферограммы можно представить в двух стадиях: первая — запись голограммы исследуемого объекта в начальном состоянии, вторая — нагружение объекта и запись второй голограммы. Нагружение может быть как механическим (растяжение, изгиб, внутреннее давление и т. д.), так и термическим. Две записанные голограммы интерферируют между

собой — таким образом возникает картина интерференционных полос, характеризующая смещение точек на поверхности объекта между двумя экспозициями. В местах, где есть дефекты, происходит локальное изменение формы или частоты интерференционных полос на фоне основной картины [2]. Далее интерференционную картину полос фиксируют на регистрирующей среде (фотопластинке, фотобумаге, ССД-камере и т.д.) Распределение интенсивности на фотоматериале можно представить в следующем виде:

$$I(x, y) = A(x, y) + B(x, y) \cos [\Delta\varphi(x, y)], \quad (1)$$

где (x, y) — координаты точки на поверхности исследуемого объекта; $A(x, y)$ — фоновая освещенность; $B(x, y)$ — видность полос; $\Delta\varphi(x, y)$ — распределение фазы по поверхности объекта, вызванное его деформацией.

Перемещение точек поверхности исследуемого объекта под воздействием нагрузки определяем по формуле:

$$\omega = \frac{\lambda \Delta\varphi}{4\pi}, \quad (2)$$

где λ — длина волны лазерного источника.

В формуле (1) три неизвестных коэффициента A , B , $\Delta\varphi$, поэтому ω можно найти только в тех точках, где функция косинуса принимает значение ± 1 .

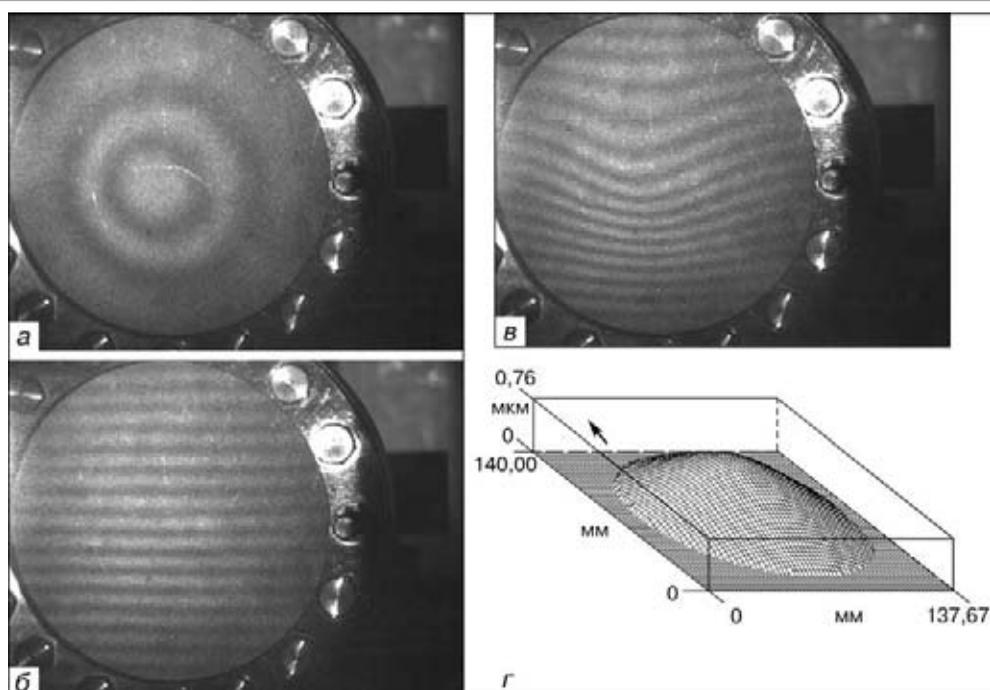


Рис. 1. Интерферограмма, полученная в реальном масштабе времени, соответственно: *a* — при нагружении диска осевой нагрузкой; *б* — ненагруженного диска с системой несущих полос; *в* — суммарная деформационно-модулированная картина полос; *г* — объемная диаграмма, характеризующая смещение точек поверхности диска из плоскости

Для исследований и отработки методики в качестве объекта была выбрана задача о перемещениях точек поверхности металлического диска под воздействием изгибающей нагрузки, приложенной в его центре, для которой известно аналитическое решение. Был изготовлен алюминиевый диск диаметром 167 и толщиной 6 мм, который жестко защемялся по контуру с помощью специального механического устройства. С помощью такого устройства к центру диска прикладывали заданную нагрузку. С тыльной стороны располагался динамометр, позволяющий контролировать величину нагрузки. На рис. 1, *a* представлена интерференционная картина полос (концентрические окружности), полученная при нагружении диска. Следует отметить, что, анализируя только одну интерференционную картину полос, невозможно определить направление перемещения исследуемой поверхности. Диск может быть выгнут либо внутрь, либо наружу, при этом вид полос не изменится. Кроме того, используя автоматический анализ, искривление полосы сложно интерпретировать из-за сложности запрограммировать компьютер так, чтобы он мог обнаруживать когда одного и того же порядка полоса встречается в различных положениях по поверхности диска. Это создает трудности при интерпретации полученной интерферограммы. Для решения этой проблемы используются сложные оптические интерферометры, позволяющие реализовывать многоголограммный метод, который дает возможность определить три компоненты пространственного вектора перемещений. Для определения знака перемещений используются специальные способы для наблюдения исследуемого объекта и выполнения эксперимента [1, 2]. При

этом значительно увеличивается трудоемкость обработки интерферограмм, а также этот процесс нельзя автоматизировать.

Интенсивное развитие компьютерных технологий, программного обеспечения и алгоритмов обработки оптической информации позволило создать эффективные методы анализа голографических интерферограмм. В ИЭС им. Е. О. Патона была создана математическая модель на основе использования несущих полос [3] и Фурье-преобразования, которая позволяет автоматизировать процесс получения количественных результатов при анализе голографических интерферограмм и существенно увеличить точность определения перемещений. На основе разработанной модели создана система компьютерного анализа интерферограмм. Предложена эффективная методика получения несущих полос и алгоритм обработки интерферограмм. Основная цель методики заключается в том, что добавление несущих полос позволяет решить проблему неопределенности знака, обычно присутствующую в интерференционных картинах полос и автоматизировать процесс их обработки. Повышается чувствительность определения перемещений за счет измерения фазы (а не порядков полос). Фаза определяется с более высокой точностью и дискретностью, за счет автоматизации сокращается время количественной обработки интерферограмм. Метод состоит в том, чтобы получить начальную интерферограмму несущих полос с высокой пространственной частотой и объединить ее с интерференционной картиной полос, получаемой при нагружении исследуемого объекта. Для того, чтобы получить несущие полосы, необходимо фазовую пластинку, которая находится в оптической схеме интерферометра, на-

клонить на определенный угол относительно исходного состояния по направлению от наблюдателя (от угла поворота зависит частота несущих полос). В результате на интерферограмме будут видны параллельные интерференционные полосы (рис. 1, б). При этом, изменяя угол наклона пластинки, можно регулировать пространственную частоту несущих полос, покрывающих поверхность ненагруженного диска. На рис. 1, в представлена суммарная картина полос, когда интерферограмма диска записывалась при наличии несущих полос и полос, вызванных нагружением диска в его центре. Образование интерференционных полос, вызванных деформацией диска при взаимодействии с несущими полосами, лишь увеличивает или уменьшает частоту полос. Наличие в схеме интерферометра CCD-камеры позволяет оцифровывать полученные интерференционные картины полос и с помощью разработанных программ обработать их и автоматически получить трехмерную диаграмму перемещений точек поверхности исследуемого диска. В общем случае распределение интенсивности света на интерферограмме несущих полос записывается в виде:

$$I_0(x, y) = A_0(x, y) + B_0(x, y) \cos [\varphi_0(x, y)] = A_0(x, y) + B_0(x, y) \cos [2\pi f_0 y], \quad (3)$$

где $\varphi_0(x, y)$ — распределение фазы по поверхности исследуемого объекта, вызванного несущими полосами; f_0 — частота несущих полос в y -направлении.

После нагружения исследуемого элемента распределение интенсивности на интерферограмме (с учетом модуляции несущими полосами) имеет следующий вид:

$$I_m(x, y) = A_m(x, y) + B_m(x, y) \cos [\varphi_m(x, y)] = A_m(x, y) + B_m(x, y) \cos [\varphi_0(x, y) + \Delta\varphi(x, y)], \quad (4)$$

где $\Delta\varphi(x, y)$ — распределение фазы по поверхности объекта, вызванное его деформацией, которое необходимо определить.

Применяя к уравнению (4) Фурье-преобразование относительно y получим Фурье-спектр, который будет иметь три ярко выраженных пика на частотах $+f_0, 0, -f_0$. С помощью фильтра области спектра (вне малой окрестности f_0) присваиваем нулевое значение.

Применяя обратное Фурье-преобразование к полученному спектру, найдем

$$\varphi_m(x, y) = 2\pi f_0 y + \Delta\varphi(x, y) = \varphi_0(x, y) + \Delta\varphi(x, y). \quad (5)$$

Таким образом, чтобы найти распределение фазы $\Delta\varphi(x, y)$, необходимо точно знать частоту несущих полос f_0 или распределение $\varphi_0(x, y)$, которое можно найти из уравнения (3). Решая его относительно $\varphi_0(x, y)$ по аналогии с (4), найдем

неизвестное слагаемое $\varphi_0(x, y)$, а затем и распределение фазы $\Delta\varphi(x, y)$, соответствующее интерферограмме исследуемого объекта:

$$\Delta\varphi(x, y) = \varphi_m(x, y) - \varphi_0(x, y). \quad (6)$$

Зная распределение фазы $\Delta\varphi(x, y)$ по формуле (2), связывающей перемещения и фазу, находим перемещения в каждой точке на поверхности исследуемого объекта.

Приведенный алгоритм не требует при выполнении анализа параллельности и прямолинейности несущих полос. Единственным условием его успешного использования является обеспечение частоты несущих полос, которая должна быть выше, чем максимальная частота интерференционных полос, вызванная деформацией исследуемого объекта. Это автоматически определяется компьютером посредством быстрого Фурье-преобразования. В результате компьютерной обработки интерферограмм на рис. 1, б, в, используя вышеописанный алгоритм, была построена объемная диаграмма (рис. 1, г), характеризующая смещение точек поверхности диска из плоскости и демонстрирующая хорошее совпадение расчетных и экспериментальных данных.

На основании представленной методики выполняли эксперименты по выявлению дефектов в плоских металлических образцах. С этой целью использовали круглую алюминиевую пластину диаметром 167 и толщиной 6 мм, в которой с обратной стороны были внесены искусственные дефекты (четыре прорези). Расстояние между ними выбиралось таким, чтобы соседние дефекты не влияли

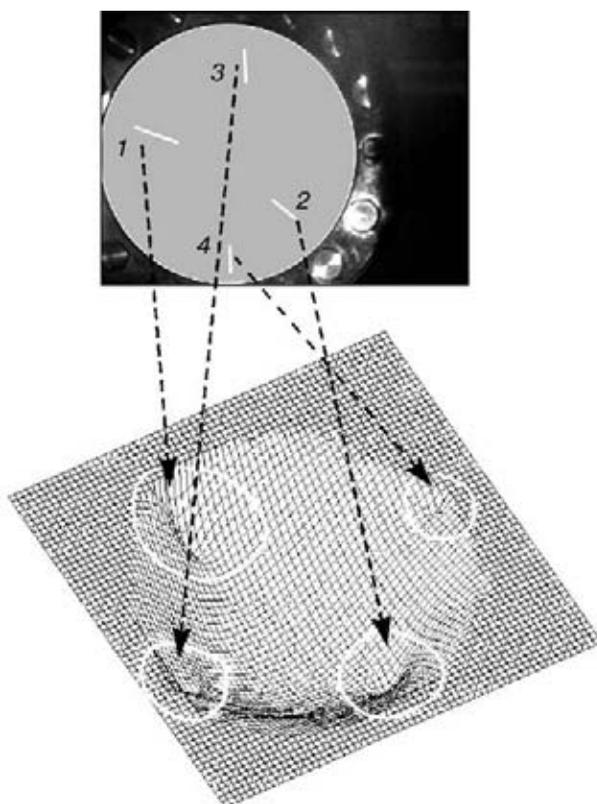


Рис. 2. Результаты контроля качества круглой алюминиевой пластины с внесенными искусственными дефектами

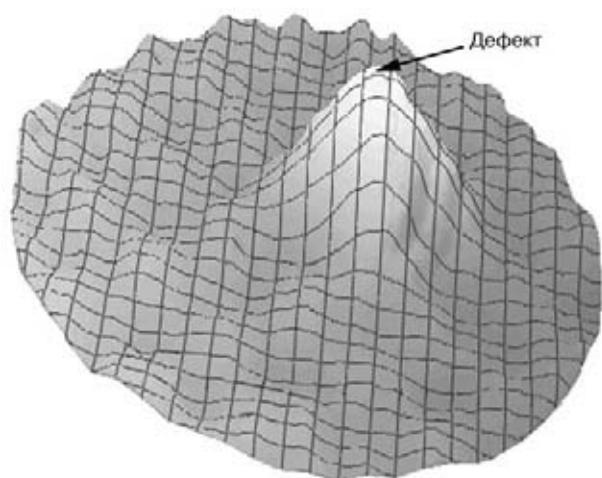


Рис. 3. Диаграмма внеплоскостных деформаций сотового элемента

друг на друга. Пластины жестко крепили по контуру в механическом нагрузочном устройстве. В качестве нагружения использовали термический обдув образца с расстояния ~ 2 см при температуре ~ 50 °С специальным нагревательным устройством в течение 30 с. Следуя вышеописанному алгоритму, интерферограммы были обработаны до получения объемной диаграммы (рис. 2), характеризующей смещение точек поверхности диска из плоскости, на которой четко видны все четыре заложенных искусственных дефекта. На фоне равномерной деформации, обусловленной нагружением, видна локальная концентрация перемещений, характеризующая наличие дефектов, внесенных искусственным способом.

Предложенная методика позволила также выполнить контроль дефектности в элементе паяно-сварной сотовой конструкции размером 150×200×15 мм, изготовленной из нержавеющей стали. Нагружение сотового элемента выполняли внутренним давлением с помощью воздуха медицинским шприцем. На рис. 3 построена объемная

диаграмма, характеризующая смещение точек поверхности под действием внутреннего давления. На фоне перемещений, вызванных сотовой структурой образца, наглядно виден дефектный участок, обусловленный некачественным соединением ячеек сот с плоским листом.

Выводы

1. Разработана усовершенствованная методика несущих полос, используемая при анализе голографических интерферограмм, которая успешно применялась в исследованиях центрально нагруженного диска.

2. Разработан математический алгоритм компьютерной обработки интерференционных картин на основе использования несущих полос и Фурье-анализа спектра оптического сигнала. Созданное программное обеспечение позволяет выполнять автоматическую обработку интерферограмм и получать трехмерные диаграммы перемещения точек поверхности контролируемого объекта, а также определять участки концентрации деформаций, вызванных присутствием внутренних дефектов.

3. Алгоритм анализа интерферограмм позволяет существенно увеличить точность определения перемещений, которая составляет $\lambda/20$ ($\lambda = 0,6328$ мкм — длина волны лазерного источника света).

4. Созданная компьютерная система открывает новые возможности для автоматического анализа интерференционных картин полос, характеризующих качество объектов при их неразрушающем контроле.

1. *Rastogi P. K., Inaudi D.* Trends in optical non-destructive testing and inspection. — Oxford: Elsevier Science B.V., 2000. — 633 p.
2. *Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений* / Б. С. Касаткин, А. Б. Кудрин, Л. М. Лобанов и др. — Киев: Наук. думка, 1981. — 584 с.
3. *Takeda M., Ina H., Kobayashi S.* Fourier-transform method of fringe-pattern analysis for computer-based topography and interferometry // *J. Opt. Soc. Am.* — 1982. — 72. — P. 156–160.

FINITE ELEMENT ANALYSIS OF THE PTA WELDING WITH APPLICATIONS TO HARD-FACING

U. SEMMLER, K. ALALUSS, K.-J. MATTHES

(Institute of Manufacturing and Welding Technology, Chemnitz University of Technology, Germany)

The paper deals with the process of PTA (Plasma Transferred Arc) deposition of thick hard-facing layers (cobalt-based alloys Stellite 6 and 12, nickel-based alloy Ni625, and vanadium-based alloy V12) substrate material (structural steel S235JR or S355J0). The differences in the thermo-mechanical properties, the local thermo-plastic deformations, and the phase transformations in the steel may cause high residual stress and distortion. The transient thermo-elastic-plastic behaviour of the PTA material deposition is investigated by means of the 3D Finite Element Method. All thermo-mechanical parameters are dependent on the temperature. The simulated results are compared with measurements of temperature distribution, of stresses and distortions in order to increase the quality of the numerical models. Using the verified and improved Finite Element models one can study the influence of welding parameters on the deformations and residual stresses with the aim to optimize the welding. High stresses and distortions can be reduced by changing the weld pass order and the welding velocities. A powerful stress reduction can be achieved by introducing buffer layers in the hard-facing process. Technical applications of the optimized welding processes are given.

В статье описан процесс плазменной наплавки дугой прямого действия твердых слоев (сплавов на основе кобальта Стеллит 6 и 12, на основе никеля Ni625 и ванадия V12) на подложку (конструкционную сталь S235JR или S355J0). Различия термомеханических свойств, локальных термопластических деформаций и фазовых превращений могут обуславливать высокие остаточные напряжения и деформации. Кинетика термоупругопластического поведения при наплавке материалов плазменной дугой прямого действия была исследована с помощью трехмерного метода конечных элементов. Все термомеханические параметры зависят от температуры. Результаты моделирования сравниваются с измерениями распределения температур, напряжений и деформаций с целью повышения качества числовых моделей. Используя проверенные и усовершенствованные модели по методу конечных элементов, можно исследовать влияние сварочных параметров на деформации и остаточные напряжения с целью оптимизации сварочного процесса. Высокие напряжения и деформации можно уменьшить путем изменения последовательности наплавки слоев и скорости сварки. Значительного снижения напряжений можно достичь путем выполнения промежуточных слоев в процессе наплавки твердых слоев. Описано техническое применение оптимизированных процессов сварки.

Introduction. The mechanical, thermal and chemical wear of technical surfaces cause high costs to industries. Hard-facing of these surfaces and the repair of worn out parts is an effective way to increase the life of the components. A method to produce forming tools is the build-up welding of thick layers of hard materials like Stellite with a geometry of the welded part close to the intended tool form. But the high local heat input in the welding processes and the large amount of welding material influence negatively the desired characteristics of components by causing deformations and residual welding stresses with crack risks. For unfavorable welding parameters the resulting deformations and stresses may be critical, in particular for large deviations between the characteristics of the base and the deposit materials, for large amounts of welding material, and for asymmetrical welds.

Another application of depositing hard materials on steel substrate is the production of technical cutting blades which edges are subject to high wear. For large cutting blades with lengths of more than 4 m the residual distortions play an important rule. The distortions V_t «about the thickness» (Figure 1) can be compensated by clamping and by straightening but

the so called distortions V_b «about the high edge» (i.e. about the breadth) require a lot of re-machining and cause high costs.

To obtain build-up welds with low residual stresses and distortions, knowledge is necessary about the weld pool size, the thermal behaviour, and the thermo-plastic welding deformations. A possibility to consider these questions in combination and in their mutual dependencies as well as to investigate the processes with temperature-dependent material properties is the numerical modeling and simulation by means

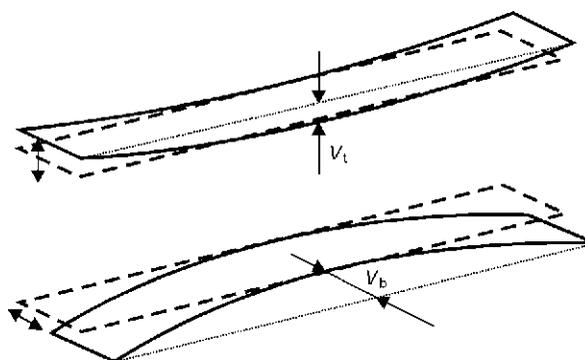


Figure 1. Two forms of residual distortions of long technical cutting blades

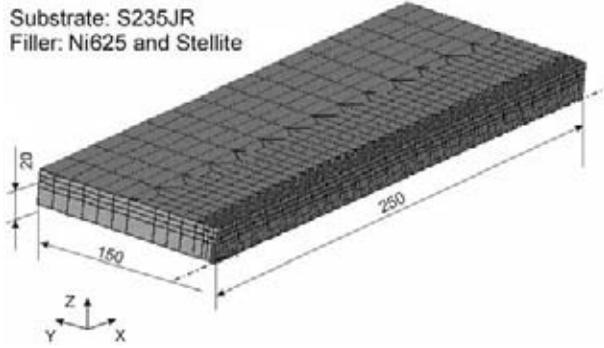


Figure 2. Model I: Target geometry and basic FE mesh

of the Finite Element Method (FEM). First there is the necessity to know the essential mechanical and thermo-physical processes during build-up welding, second to be able to model these processes including the important physical interactions and to omit the irrelevant ones, and finally to have methods for the solution of the models and the calculation of the significant values of the processes.

This paper presents the FE models used to calculate the deformations and residual stresses. In the course of this, the calculations carried out for single- and multi-layered surfacing beads are compared with the results of experimental investigations. The effects of modifications in welding technology are discussed. The application of this knowledge is elaborated to describe an optimized technique of build-up welding of forming tools and technical cutting blades.

Finite element modeling of the welding process.

FE model and program realization. A aim of the first part was to develop and to verify models for theoretical studies and numerical simulation of thermo-mechanical behaviour of substrate and deposit materials during build-up welding under several welding conditions and varying layer compositions. The following two models were considered.

Model I. Meshing of one half (because of symmetrical position of the built-up layer) of a specimen of 250×300×20 mm (Figure 2), consisting of approximately 6000 (for single-layer welds) to 9000 (for four-layers) trilinear 8-node brick elements with higher density in the weld seam and the heat-affected zone (HAZ). All calculations were carried out with the FE code ANSYS® [1] using the in this FE code

integrated standard iterative solution methods for non-stationary and non-linear thermal and mechanical problems. The Model I is used to investigate the influence of several welding conditions (with or without preheating, number and composition of layers) on the stress-distortion distribution.

Model II. Meshing of the hole cutting blade blank including the built-up layer, consisting of approximately 7500 8-node brick and 6-node wedge elements (Figure 3). The modeling and calculations were carried out with the FE Code SYSWELD™ [2]. The Model II is used to investigate and to optimize the influence of torch energy distribution, welding speed, clamping conditions and thermal regime on the residual distortions V_t and V_b of technical blades.

For both models in the first stage of the numerical process the non-stationary thermal process was considered during the whole thermal cycle (from the beginning of welding to the end of cooling). Hereafter, on the base of calculated non-stationary temperature distribution, the thermo-elastic-plastic stress and deformation analysis was carried out. The appearance of new deposit material in the built-up layers can be modeled both in ANSYS® and SYSWELD™ by means of the element activation/deactivation during the computational process. In SYSWELD™ the calculations take into consideration the metallurgical transformations (CCT diagrams) and the dependencies of the thermo-mechanical properties from the material phases.

Characteristics of the thermo-mechanical modeling. The temperature distribution is described by the following non-stationary and non-linear equation of heat conduction and convection [3]:

$$cp \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla (\lambda \nabla T) - \nabla (cp \vec{v} T) + q_{vol}. \quad (1)$$

If not consider the weld pool convection (expressed by the convective term in the equation) and if the thermal source moves with the constant and linear welding velocity v_s one can consider the heat distribution to be stationary in a moving co-ordinate system

$$cp v_s \frac{\partial T}{\partial x} = \nabla (\lambda \nabla T) + q_{vol}. \quad (2)$$

For the long cutting blades the stationary convection-diffusion equation (2) yields with high accuracy excluding the domains at start and ending of welding. The equation (2) can be used in the SYSWELD™ models to reduce the computational costs.

The different materials are considered to be homogeneous and isotropic, the thermo-physical parameters λ and cp are dependent on the temperature.

The thermal boundary conditions (BC) read as follows:

- the plasma arc is modeled either by a moving elliptic surface Gaussian distribution or by a Goldak's volumetric source [3]:

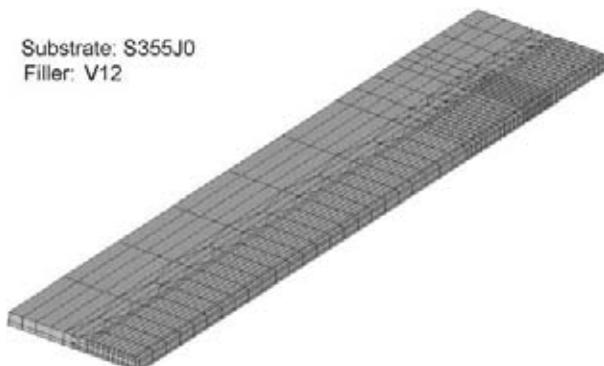


Figure 3. Model II: FE mesh

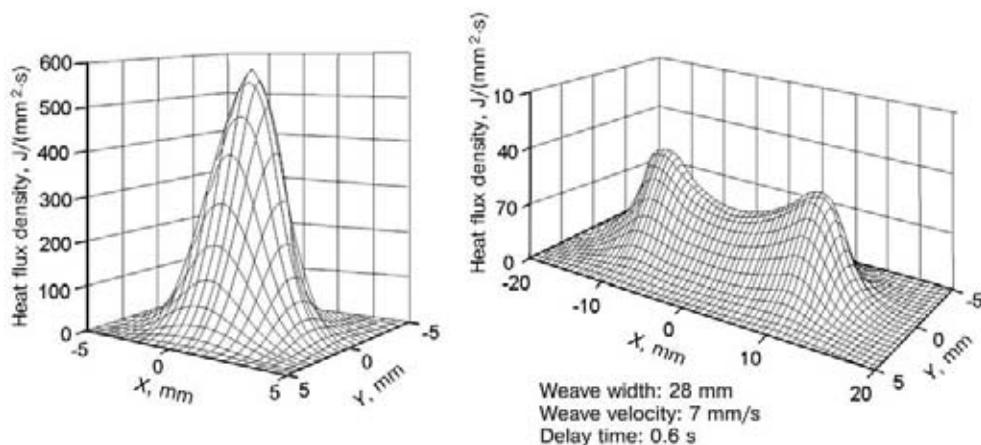


Figure 4. Heat density distribution for linear (left) and weave (right) welding

$$q_{\text{surf}} = q(x, y) = \frac{3f_{f,r}Q}{ab_{f,r}\pi} e^{-\frac{3x^2}{a^2}} e^{-\frac{3y^2}{b_{f,r}^2}} \quad (3)$$

$$q_{\text{vol}} = q(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_{f,r}Q}{abc_{f,r}\pi\sqrt{\pi}} e^{-\frac{3x^2}{a^2}} e^{-\frac{3y^2}{b^2}} e^{-\frac{3z^2}{c_{f,r}^2}}$$

$$q_{\text{surf}} = q(x, y) = \int_0^{1/f} q(x, y + y_w(t)) \delta t, \quad (4)$$

$$q_{\text{vol}} = q(x, y, z) = \int_0^{1/f} q(x, y + y_w(t)z) \delta t.$$

(the indices f and r refer to the forward and the rear part of the moving heat source which may be different). Using weave-bead welding the torch moves with a welding speed v_s of approximately 1 mm/s in the welding direction (x-axis) and with a maximal velocity $v_w = 7$ mm/s and a width w of 20 to 28 mm in the transversal direction. The periodic weave movement is $y_w(t)$. As the heat source oscillates with a high velocity v_w in comparison with the welding speed v_s the heat source can be considered to be stationary in a moving co-ordinate system by means of averaging the sources about one pendulum period $1/f$:

Like shown in Figure 4, on both sides of the seam the heat source density has a maximum because the pendulum movement changes its direction at these points and, additional, a delay in time was chosen in these positions;

• on all sides of the target the thermal transfer is defined by radiation and convection to the surrounding media:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha (T - T_0) + \varepsilon C_0 (T - T_0)^4, \quad (5)$$

whereby the radiation is essential only on the upper target surface. Therefore the emissivity ε is set to be equal to zero on the other boundaries;

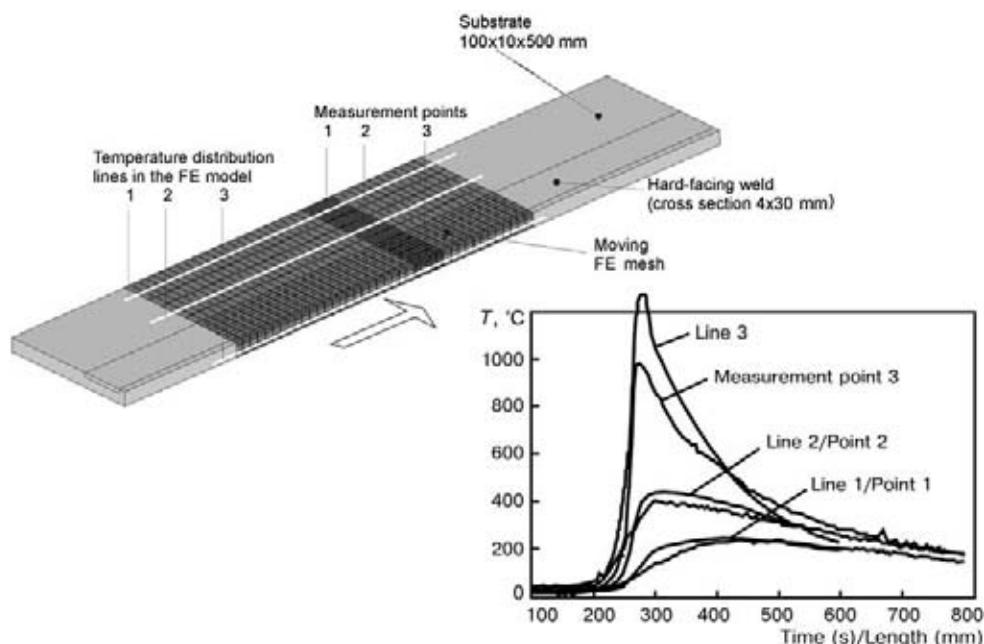


Figure 5. Moving FE model and comparison of measured and simulated temperatures for the best adjusted heat transfer coefficient

Table 1. Chemical composition of base and filler materials

Base material type	Chemical composition, %					
	C	Fe	Mn	N	P	S
S235JR	≤ 0.2	Rest	1.4	0.009	0.045	0.045
S355J0	≤ 0.2	Rest	1.24	–	0.012	0.007

Filler material type	Chemical composition, %							
	C	Co	Cr	Mo	Ni	Si	W	V
Ni625	0.1	–	16	16	Rest	–	4.5	–
Stellite 6	1.15	Rest	28	–	< 3	1.2	4.5	–
V12	2.18	0.64	4.86	1.43	0.382	0.85	1.12	9.1

- no heat exchange on the plane of symmetry for Model I (symmetrical BC).

The total heat flux Q is defined by means of the experimentally measured values of welding current, voltage, and velocity with thermal efficiency in consideration. The temperature-dependent material parameters are taken from [4, 5]. The base material is structural steel S235JR or S355J0, for its chemical composition and for the composition of the filler materials Stellite 6, Ni625 and V12 (Table 1). Specifications for the heat transfer resulting from thermal convection and radiation in the weld area are put in concrete terms by own investigations. Furthermore, because of weld pool convection an increased temperature-dependent thermal conductivity coefficient in the fusion zone was assumed.

The temperature distribution in the specimens strongly depends on the thermal transfer coefficient between the target to the base. Because of incomplete contact between these two surfaces it is impossible to find the parameter in the literature. Measurement is difficult and not accurate. That's why temperature measurements were carried out using thermocouples, a simple stationary FE model has been developed, and the parameters α and Q (equation (3)) have been adjusted with measured temperature values (Figure 5).

Using the calculated temperatures at all time steps of the thermal cycle the history of the thermo-elastic-plastic deformations and stresses, and the final residual stresses and distortions are computed. To calculate the plastic strains the theory of incremental

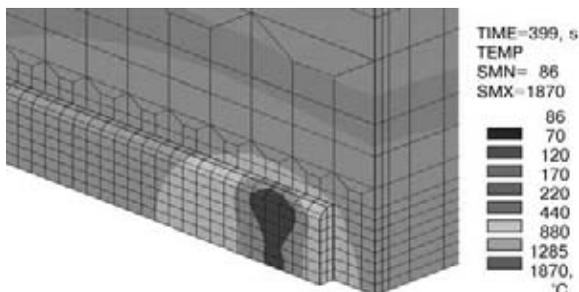


Figure 6. Calculated temperature at the beginning of the cooling cycle (one Stellite built-up layer on steel substrate, weave welding, plate thickness $\delta = 20$ mm)

plasticity is applied using isotropic multi-linear yield curves, depending on temperature and material phases. For temperatures above the fusion temperature the yield stress is chosen very small. The thermo-mechanical parameters are taken from [4, 5].

Results of the numerical simulation. The following results refer only to build-up welding with one or more hard layers of Stellite or Ni625, simulated using Model I. The numerical investigation of the PTA welding of technical cutting blades are still in progress.

Temperature distribution. For a single-layered weave-bead welding (welding speed $v_s = 2$ mm/s, maximal weave velocity $v_w = 7$ mm/s, filler powder amount 1.38 kg/h, heat power flux $q = 2184$ J/s) Figure 6 shows the temperature distribution at the beginning of the cooling cycle (end of build-up welding).

In spite of smaller welding speed for the oscillating heat source the heat density and the temperature maximum are smaller in comparison with the linear welding. The weld pool, defined by the isothermal line of the fusion temperature $T_s = 1285$ °C, is more extended.

Distortions and residual welding stresses. The residual stresses after complete cooling to ambient temperature show the for well-known distributions: tensile longitudinal stresses in the region of the weld seam, its decreasing with larger distance from the HAZ, change to compressive stresses far from the weld seam, and decreasing to zero at the target boundary. For the above-mentioned welding conditions the values vary from the tensile stress $\sigma_1 = 513$ MPa in the center of the weld seam to the maximal compressive stress $\sigma_1 = -147$ MPa at a distance of 45 mm. The longitudinal residual stress distribution is shown in the upper part of Figure 7.

Similar pictures show multi-layered welds. During deposition of each layer different interlayer temperatures occur in dependence on the distance to the heat source. Stresses increase during multi-layered welds as a result of the different cooling of individual layers. These layers shorten both in longitudinal and in trans-

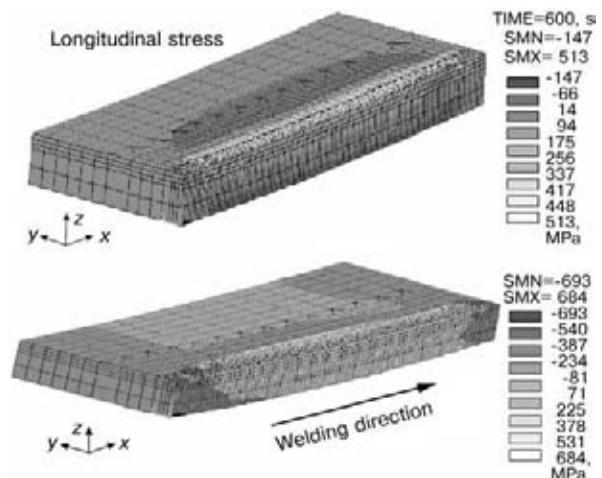


Figure 7. Calculated residual longitudinal stresses for 1- and 4-layered built-up weld

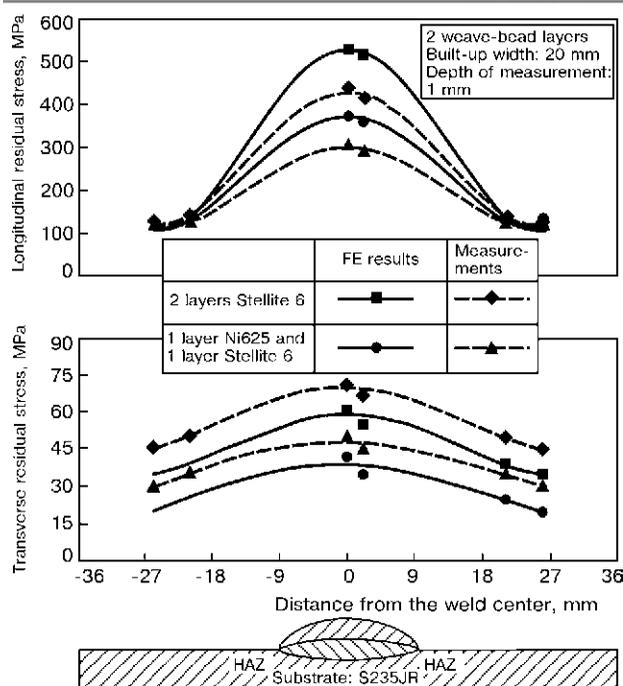


Figure 8. Comparison of measured and calculated stresses (2-layered welding, 1st layer: Ni625 or Stellite 6, 2nd layer: Stellite 6)

verse directions. The lower part of Figure 7 shows the distribution of the longitudinal stress of a 4-layered weave welding (specimen 20×150×250 mm, welding speed $v_s = 1$ mm/s, maximal weave velocity $v_w = 7$ mm/s, heat power flux $q = 2356, 2184, 2093$ and 1931 J/s for 1st, 2nd, 3rd and 4th layer, respectively). The stresses in the cross-section of the work-piece have the maximum tensile stress value in the top layer and decrease in the depth of the weld material. The highest tensile stresses of $\sigma_1 = 672$ N/mm² are in the middle of the seam, in comparison with 1-layered weave welding 30 % higher.

Depositing austenitic layers on a steel base, large shrinkage-caused longitudinal tensile stress occurs in the weld zone, while longitudinal compressive stress occurs in the base material. Even annealing can not completely remove these stresses. Therefore, in case of using large volumes of deposit material (as in shape-welding), cracking may appear. To prevent these cracks sufficiently viscous buffer layers in connection with adjusted to the workpiece and filler materials heat and welding cycles can be applied. Figure 8 demonstrates the influence of a buffer layer on stress. Instead of Stellite the lower layer of a two-layer weld consists of Ni-based alloy Ni625 (sheet metal thick-

Table 2. Comparison of the FEM values (bending and angular distortions) with the measurements

Layer No.	FEM values		Measured values	
	Bending, mm	Angular distortion, deg	Bending, mm	Angular distortion, deg
1	0.727	0.572	0.586	0.482
2	1.226	0.81	1.049	0.684
4	1.709	0.95	1.389	0.924

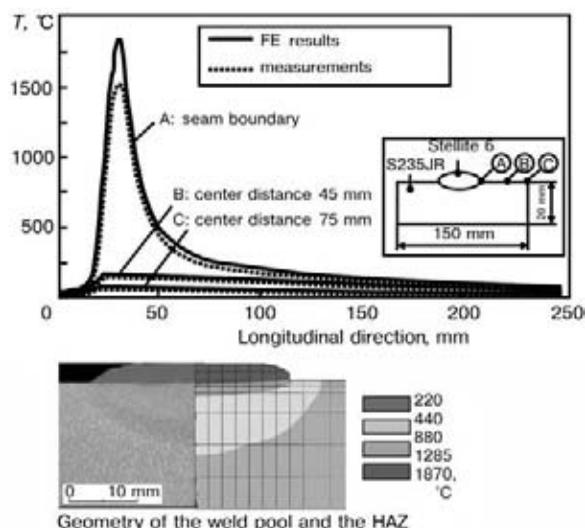


Figure 9. Comparison of measured and calculated temperatures and weld pool geometry (one Stellite built-up layer on steel substrate, weave welding)

ness $\delta = 12$ mm). The stress reduction by means of viscous buffer layers is 30–42 %.

Comparison of the calculated and the experimental results. The following figures and Table 2 show the comparison of measured and calculated temperatures (upper part of Figure 9), of the weld pool zone and the HAZ with the corresponding temperature isolines (lower part of Figure 9), of calculated and measured residual stresses (Figure 8) and of calculated and measured distortions (Table 2). The surface temperature are measured by a thermo-vision camera, the residual stresses by means of step-by-step hole drilling. Numerical and experimental values are in good agreement to each other in quality as well as in quantity (deviations of maximum 12 % in temperatures, differences between 14 % and 20 % for the stresses, between 10 and 20 % for distortions).

The similarity of the deformation behaviour and the small differences between FE results and measurements verify the developed FE models. Reasons for still existing deviations are based on the model simplifications, on not sufficiently known material data, process parameters, and boundary conditions (e.g. the magnitude and the distribution of heat so-

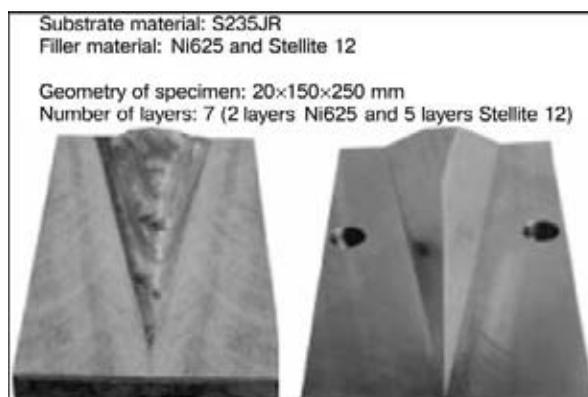


Figure 10. Build-up welded contour of the first segment of a transverse rolling mill after welding and after end working operation

urce), on FE discretization errors, but, nevertheless, on not avoidable errors of the measurements themselves.

The results show that the FE analysis is able to estimate the influence of various material and process parameters on weld deformations and stresses and, therefore, to optimize the welding process.

Example of the practical use of the results for high-strengthened tools in mechanical working. Based on the results of the numeric calculations and the technological investigations an improved technology has been developed for the manufacturing of a transverse rolling mill for partial forming of cylindrical material. The geometry of the tool was deposited on a non-profiled basic body (material S235JR) by means of PTA build-up welding according to the design instructions (Figure 10). For a simple workpiece geometry the mutual influence of the welding parameters was optimized by means of FE simulations. Shown by FE simulation and experiments, possible stress reductions using buffer layer technique were taken into consideration during the production of the tools. After depositing the basic structure the topmost layer was welded with string beads along the later working direction of the tool. The founded layer composition guarantees an optimal adaptation of the tool properties to the load profile. Because of decreasing dilution ratio between basic and build-up materials

with a increasing number of layers the hardness values raise. So the mostly strengthened surfaces of the tool (tool shoulder and upper side region) have the best hardness properties. Other examples for applying PTA build-up welding were dies for spin extrusion, technical cutting blades, and valve hard-facing.

Concluding remark. *Most of the presented theoretical and experimental investigations are published in [6] and supported as by the Deutsche Forschungsgemeinschaft (German Research Society) in the context of the Special Research Section (Sonderforschungsbereich) 283 «Process Chains in Bulk Forming (Prozessketten in der Umformtechnik)» as by the German Federal Ministry of Economy (BMWi) in the context of the project 12793 BR.*

1. (1998–2000) ANSYS® User's Manuals.
2. (2000) SYSWELD™ 2000 Manuals, ESI Group, <http://www.esi-group.com>
3. Radaj, D. (1992) *Schweißprozesssimulation: Grundlagen und Anwendungen*. Düsseldorf: DVS-Verlag.
4. Richter, F. (1983) Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit, *Stahleisen Sonderberichte*, **10**.
5. Touloukian, Y.S. (1979) *Thermophysical properties of mater.*, Vol. 14, N.Y.
6. Alaluss, K.A. (2001) Beitrag zur Ermittlung und Beeinflussung der Verformungen und Eigenspannungen formgebend plasma-pulverauftragsgeschweißter Bauteile, *Schriftenreihe Fügetechnik/Schweißtechnik*, Band 1/2001. Shaker-Verlag Aachen.

ИНФОРМАЦИОННЫЕ СИСТЕМЫ

INFORMATION SYSTEMS

ИНФОРМАЦИОННОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ

В. Ф. ДЕМЧЕНКО

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Описаны системы информационного обеспечения в области сварки, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона.

The welding information support systems developed by the E. O. Paton Electric Welding Institute are described.

В историческом плане первой формой компьютерного упорядочения информации были базы данных, организованные в виде файлов машиночитаемой информации. Несмотря на эволюцию, прошедшую за 40 лет, все они ограничены включением только пассивной информации, отвечающей на вопрос *что?* Пассивный характер баз данных, а также усложненного их варианта — банков данных, снабженных системой управления базами данных, выражается в том, что, отвечая на вопрос *что?*, эти информационные системы подразумевают, что пользователь знает ответ на вопрос *как?* (т.е. знает, как этими данными распорядиться для решения поставленной перед ним задачи).

Если в память компьютера дополнительно к пассивной информации ввести активную, отвечающую на вопрос *как?*, то тем самым база данных дополняется базой знаний. Построенные по такому принципу информационные системы принято называть экспертными. В настоящее время нет четкого определения экспертной системы. Специалисты британского компьютерного общества дают, в частности, такое определение: «Под экспертной системой понимается система, объединяющая возможности компьютера со знанием и опытом эксперта в такой форме, что система может предложить разумное решение поставленной задачи». Под такое весьма общее и широкое определение попадают самые разнообразные компьютерные системы, однако в любом случае при создании экспертной системы существенное значение имеет наличие двух фигур: предметного эксперта и инженера по знаниям. Функция первого из них — предоставить информационное сырье в форме данных и знаний, необходимых для решения поставленной задачи. Инженер по знаниям систематизирует, обрабатывает и обобщает полученную информацию, создает модели баз данных и знаний. Вместе эти специалисты определяют концепцию, задачи и структуру экспертной системы.

Вопрос *как?*, на который отвечают экспертные системы, имеет два продолжения: «Как поступать?» — так называемые оперативные экспертные системы, относящиеся к фактуальной экспертизе и

«Как понимать?» — когнитивные экспертные системы, относящиеся к интерпретационной экспертизе. Фактуальная экспертиза обеспечивает решение инженерных задач, в то время как интерпретационная представляет собой инструмент для научных исследований. При разработке конкретной экспертной системы в определенной области всегда возникает два вопроса:

1) насколько полная и достоверная имеющаяся у эксперта информация по базам данных и базам знаний с точки зрения возможности решения поставленной задачи и обеспечения качества компьютерных решений;

2) что делать с тем фактом, что часть информации неизбежно стареет и как поддержать систему в актуальном состоянии длительное время?

При ответе на первый вопрос первостепенное значение имеют опыт и квалификация эксперта, однако наиболее успешное решение проблемы достоверности первичной информации достигается за счет создания количественных моделей баз данных, позволяющих на формальном уровне отсеивать заведомо недостоверную информацию. В определенной мере проблема поддержания информационной системы в актуальном состоянии решается путем создания специальных редакторов информации, позволяющих пользователю самостоятельно пополнять базы данных новой информацией, корректировать имеющиеся или удалять заведомо устаревшие или неактуальные для данного конкретного пользователя данные, конфигурируя информацию в нужном для себя направлении.

Идеология экспертных систем оказывается чрезвычайно привлекательной для информатизации сварочного производства. Большое количество разнообразных способов сварки, сварочных материалов, типов сварных соединений, форм разделки и пространственного положения сварного шва, толщины и химического состава основного металла, вариантов режимов сварки и других условий обуславливают необходимость создания современных систем информационной поддержки технологам-сварщикам, работающим в службах главного сварщика машиностроительных предприятий. Разработку таких систем целесообразно вести таким

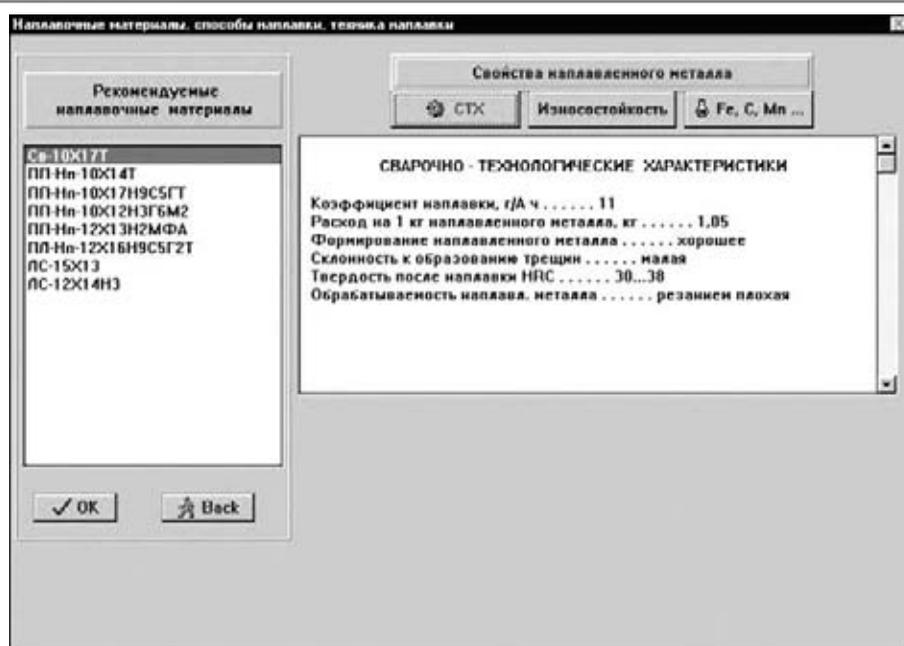


Рис. 1. Выбор наплавочного материала

образом, чтобы последовательно покрывать информационными системами определенные предметные области сварочного производства. В настоящей статье описаны некоторые информационные системы в области сварки, разработанные за последние годы в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

1. Экспертная система «НАПЛАВКА» [1] (эксперт И. А. Рябцев). Предназначена для проектирования технологий механизированной электродуговой наплавки применительно к 12 способам наплавки для деталей типа тел вращения и деталей с плоской наплавляемой поверхностью, работающих в различных отраслях промышленности (металлургия, горнодобывающая промышленность, химическое машиностроение, сельское хозяйство и др.) Основные задачи, решаемые экспертной системой «НАПЛАВКА», сводятся к следующему.

1. Выбор наплавляемого материала в зависимости от класса основного материала, условий работы и видов изнашивания детали. При наличии альтернативы в выборе наплавочного материала, система обеспечивает пользователя информационной поддержкой в виде данных (рис. 1) о химическом составе, износостойкости и сварочно-технологических характеристиках наплавочного материала. Тогда пользователь (исходя из индивидуальных критериев качества наплавленного металла) может выбрать необходимый наплавочный материал.

2. Рекомендации о подходящих способах и технике наплавки данного наплавочного материала.

3. Оценка рациональных режимов наплавки в зависимости от типа детали, ее габаритов, способа и техники наплавки, а также пространственного положения наплавленного слоя.

Совместным результатом человеко-машинного комплекса — экспертной системы «НАПЛАВКА»

является итоговый документ (рис. 2), в котором отражены результаты совместной работы инженера-технолога и компьютера по проектированию технологий наплавки. Экспертная система содержит две вспомогательные подсистемы: 1) редактор баз данных, предоставляющий пользователю возможность самостоятельно поддерживать базу данных наплавочных материалов в актуальном состоянии; 2) банк данных технических решений, при помощи которого пользователь может накапливать в памяти компьютера рекомендации по технологии наплавки отдельных деталей и узлов, полученных при помощи экспертной системы «НАПЛАВКА», а также корректировать эту информацию по результатам опытной проверки, создавая тем самым на предприятии банк характерных технологий наплавки.

2. Экспертная система проектирования технологий наплавки деталей металлургического оборудования [2] (эксперт И. А. Рябцев) — дочерний продукт экспертной системы «НАПЛАВКА» — ориентирована на проектирование технологий наплавки деталей металлургического оборудования. Базы данных и базы знаний системы содержат информацию о наплавке нескольких сот деталей металлургического оборудования. Поиск информации организован по иерархической цепочке <Производство (цех металлургического предприятия)> — <Агрегат> — <Деталь>. В качестве иллюстрации приведен итоговый документ работы системы (рис. 3), в котором даются рекомендации о подходящем сварочном материале, способе и режиме наплавки, сварочном оборудовании, условиях предварительного подогрева детали и ее охлаждения после наплавки.

3. Экспертная система проектирования технологий сварки легких сплавов (эксперты А. Я. Ищенко, В. П. Будник). Разработанная экспертная

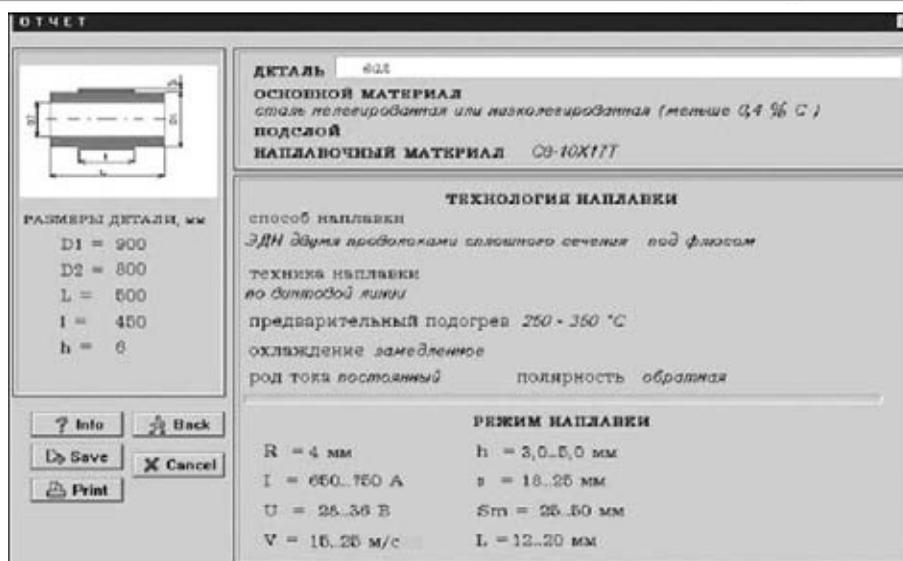


Рис. 2. Итоговый документ работы экспертной системы «НАПЛАВКА»

система аккумулировала знания, практический опыт и данные по технологиям сварки легких сплавов, реализованные в виде баз данных и баз знаний. В состав экспертной системы входят следующие фактографические и графические базы данных: основных материалов; сварных соединений; сварочных материалов; сравнительных характеристик способов сварки; база знаний способов и режимов сварки. База данных сварных соединений включает информацию о формах разделки сварного шва для стыковых, угловых, тавровых и нахлесточных соединений, допустимых способах сварки для данной формы разделки, а также геометрические ограничения на толщину металла и длину шва. В качестве иллюстрации работы системы (рис. 4) приведен элемент диалога пользователя с компьютером, в процессе которого выбирается форма разделки шва для стыкового соединения с заданной толщиной основного металла. Экспертная система

позволяет выбирать сварочные материалы, способ и режимы сварки для различных систем легирования и марок основного металла.

4. Банк данных гигиенических характеристик сварочных аэрозолей [3] (эксперты В. А. Метлицкий, О. Г. Левченко). Информация о сварочных аэрозолях сосредоточена в базах данных, созданных для покрытых электродов, сварочных проволок и флюсов. Эти базы содержат информацию о факторах, влияющих на химический состав и уровень выделений сварочных аэрозолей (марка присадочного материала, диаметр и тип проволоки, способ и режим сварки, состав защитной смеси и др.), а также данные об уровнях выделения газообразных и твердых компонентов сварочных аэрозолей. Для формирования баз данных и их поддержания в актуальном состоянии в процессе эксплуатации компьютерной системы разработан редактор баз данных, который позволяет осуществлять пер-



Рис. 3. Итоговый документ работы системы проектирования технологий наплавки деталей металлургического оборудования

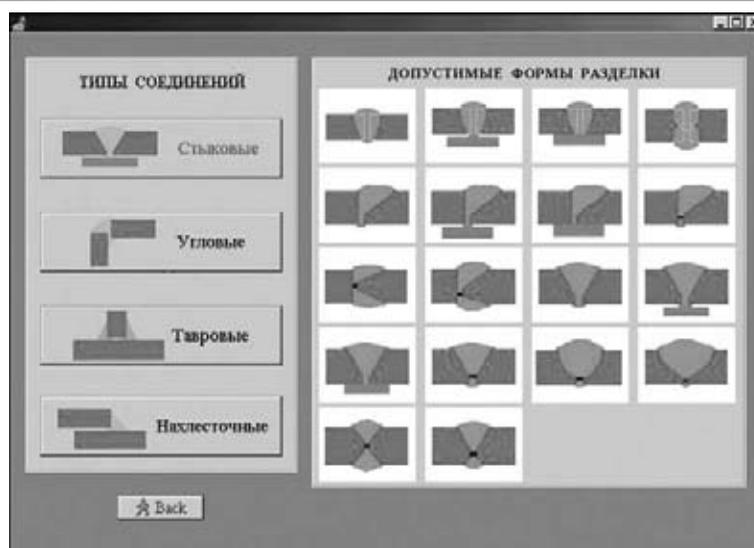


Рис. 4. Выбор типа сварного соединения и формы разделки кромок

вичное наполнение баз и их последующее редактирование. Поиск информации в базах данных осуществляется по заданной марке сварочного материала, результат поиска оформляется в виде выходного документа, в котором отображаются данные об условиях сварки и гигиенических показателях, характеризующих химический состав, уровень выделений и токсичность сварочных аэрозолей. По данным предельно допустимой концентрации сварочных аэрозолей рассчитывается производительность воздухообмена общеобменной вентиляции. Даются рекомендации по оборудованию для вентиляции рабочего места и средствам индивидуальной защиты органов дыхания сварщиков (рис. 5).

5. Банк данных режимов сварки в CO₂, под флюсом и в среде инертных газов (эксперты П. Зайффарт, А. Шарф). В банке данных аккумулярирова-

на информация о режимах сварки в зависимости от способа сварки, положения, типа сварного соединения и толщины основного металла. Например, для полуавтоматической сварки данные о режимах охватывают толщины до 200 мм с информацией о количестве проходов, режимах сварки для корневого, заполняющих и декоративного швов, а при Х-образной разделке эти данные даются для заполнения нижней и верхней разделки. В ряде случаев режимы сварки иллюстрируются микрошлифом сварного шва, что дает возможность пользователю из альтернативных вариантов режимов выбрать наиболее с его точки зрения рациональный. В настоящее время база данных содержит 1200 записей о режимах сварки.

6. Информационно-поисковая система по электродам для дуговой сварки, наплавки и резки (разработчик Ю. А. Скоснягин). Содержит базу данных



Рис. 5. Рекомендации по защите сварщиков и окружающей среды от сварочных аэрозолей

об электродах, которые выпускаются и выпускались странами СНГ. В настоящее время в базе данных содержится информация о 501 марке электродов, включающая данные об их назначении, области применения, виде электродного покрытия, роде тока, полярности, положении и режиме сварки, производительности, механических свойствах и химическом составе металла шва, производителе и поставщике электродов. Система позволяет пользователю проводить многопараметрический поиск электродов, отвечающих заданным критериям. Система снабжена редактором баз данных, что позволяет конечному пользователю поддерживать базу данных в актуальном состоянии.

7. Экзаменационно-тестирующая система с элементами обучения (эксперты П. Зайффарт, А. Шарф). Представляет собой некоторую унифицированную оболочку, предназначенную для аттестации и обучения слушателей учебных курсов. В состав системы входят три модуля: 1) модуль формирования экзаменационных вопросов, экзаменационных билетов и учебного материала (инструмент преподавателя); 2) модуль тестирования знаний слушателя в процессе его обучения с возможностью обратиться к электронному учебнику за

информационной поддержкой; 3) экзаменационный модуль, осуществляющий официальную аттестацию знаний слушателя по указанным разделам курса. Предусматривается, что данная система будет, в частности, использоваться для аттестации специалистов по программам подготовки европейских инженеров-сварщиков. С этой целью экспертами подготовлены базы экзаменационных вопросов по нескольким учебным курсам, а также разработан соответствующий электронный учебник.

Автор выражает искреннюю признательность экспертам, а также инженерам-программистам С. С. Козлителиной и Л. И. Дзюбак за плодотворное сотрудничество в создании описанных выше систем информационного обеспечения в области сварки.

1. *Экспертная система по технологиям механизированной электродуговой наплавки* / П. В. Гладкий, В. Ф. Демченко, И. А. Рябцев, С. С. Козлителина // Свароч. пр-во. — 1996. — № 2. — С. 23–26.
2. *Демченко В. Ф., Рябцев И. А., Козлителина С. С. Компьютерное проектирование технологий наплавки металлургического оборудования* // Сварщик. — 1999. — № 2. — С. 14–15.
3. *Информационно-поисковая система гигиенических характеристик сварочных аэрозолей* / В. Ф. Демченко, О. Г. Левченко, В. А. Метлицкий, С. С. Козлителина // Свароч. пр-во. — 2001. — № 8. — С. 41–43.

ИНФОРМАЦИОННО-СПРАВОЧНАЯ СИСТЕМА ДЛЯ ВЫБОРА ХАРАКТЕРИСТИК СВАРОЧНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ В МАТЕМАТИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ФИЗИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

А. В. МУСИЯЧЕНКО

(Ин-т электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины, г. Киев)

Представлено общее описание созданной базы данных по характеристикам сварочных электродов, его структура, объем, назначение. База данных легла в основу разработанной информационно-справочной системы по современным электродам, основным назначением которой является выбор сварочно-технологических характеристик электродов для последующего применения в математическом моделировании физических процессов при сварке. Информация, содержащаяся в разработанной информационно-справочной системе, может быть использована при решении методами математического моделирования практических и научных задач в области сварки.

General description of the generated database on characteristics of welding electrodes, its structure, volume and purpose are given. The database was used as the basis for development of the reference-information system on up-to-date electrodes. The system is intended primarily for selection of welding-technological characteristics of electrodes to be used for mathematical modelling of physical processes occurring in welding. Information contained in the system can be used to solve practical and research problems relating to welding by the mathematical modelling methods.

Основными тенденциями развития информационного обеспечения технологии сварки и родственных процессов являются создание расчетно-информационных систем для разработки новых или выбора наиболее рациональных технологий, востребованных при решении конкретных практических проблем, а также информационных хранилищ данных как справочного характера, так и полученных путем формализации накопленных знаний и содержащих алгоритмы поиска и извлечения информации. В качестве составляющей основы информационного наполнения таких систем и хранилищ данных могут быть специализированные базы данных, к которым можно отнести и базы данных по характеристикам конструкционных и сварочных материалов.

Для развития систем моделирования процессов формирования и прогнозирования свойств сварных соединений при различных видах сварки и наплавки, в основу которых положены методы математического моделирования, достаточно актуальным является создание базы данных по характеристикам сварочных электродов. Содержащаяся в такой базе данных информация по рекомендованным режимам сварки, коэффициентам наплавки, типичному химическому составу наплавленного металла для конкретной марки электрода может быть учтена в расчетных моделях при определении кинетики температурных полей и фазовых превращений, сопровождающих процесс формирования сварного соединения. С практической точки зрения это означает возможность определения расчетным путем целого ряда сварочно-технологических ха-

рактеристик, таких, как формирование зоны проплавления, микроструктуры зон проплавления и термического влияния, остаточного и временного напряженно-деформированного состояния, механических характеристик зон проплавления и термического влияния (ударная вязкость, твердость, предел прочности и др.), рисков возникновения горячих и холодных трещин, химического состава зоны проплавления, локальной концентрации водорода в зонах проплавления и термического влияния [1]. Кроме того, вполне возможным представляется использование базы данных по сварочным электродам как основы для информационно-справочных систем, предназначенных для широкого круга инженерно-технических работников, связанных в своей практической деятельности со сварочными работами. Такие системы могут распространяться либо как отдельные программные продукты, либо предоставлять доступ пользователям по сети Интернет.

В настоящее время в ИЭС им. Е. О. Патона создана база данных по сварочным электродам, в которой содержится информация более чем по 500 электродам ведущих фирм-производителей сварочных материалов. В ее основу положена актуальная справочная информация таких основных фирм-производителей сварочных материалов, как BÖHLER (Австрия), ESAB (Швеция), OERLIKON-Welding (Швейцария) и «СпецЭлектрод» (Россия).

Базу данных, содержащую полные справочные данные по электродам различных типов и назначения, можно разделить на четыре группы. В первую входят данные описательного характера, представляющие информацию об основном назначении

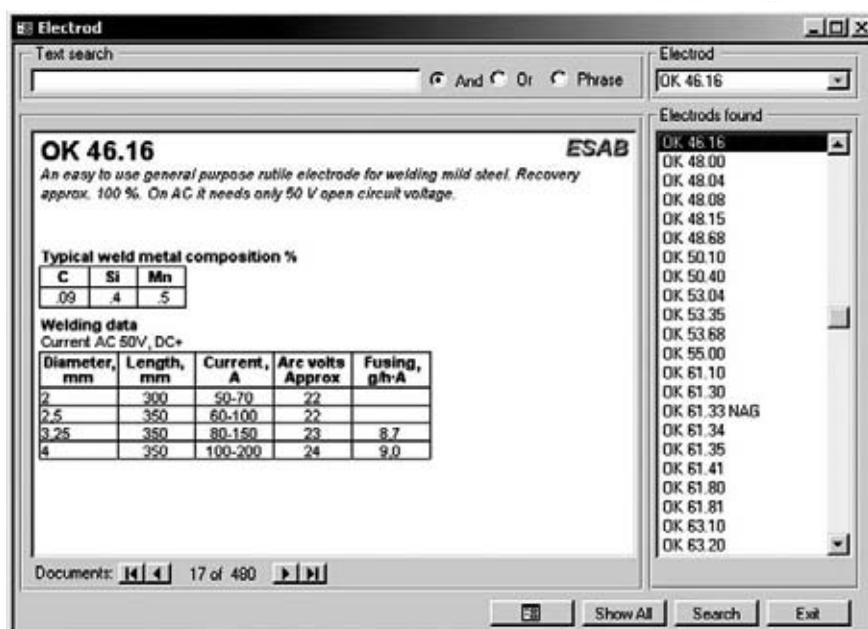


Рис. 1. Рабочее окно информационно-справочной системы

электродов, их краткое описание, а также возможные области применения. Вторая группа содержит данные по основным характеристикам электродов: тип покрытия электродов, коэффициент наплавки, типичные механические свойства металла шва (предел текучести, предел прочности, предел пропорциональности, ударная вязкость при различных температурах, твердость и др.), типичный химический состав наплавленного металла, геометрические размеры электродов определенной марки и соответствующие напряжение и сила тока при сварке, тип сварочного тока, производи-

тельность наплавки, расход электродов. В третью группу входят данные относительно условий и технологических особенностей сварки. Особые свойства электродов и рекомендации по процессу сварки выделены в четвертую группу.

База данных разработана в среде СУБД MS Access 2000 и имеет реляционную структуру. При ее разработке использованы основные принципы теории проектирования, создания и управления реляционными базами данных [2, 3]. Документы, содержащиеся в базе данных, располагаются в виде информации в табличном или текстовом виде.

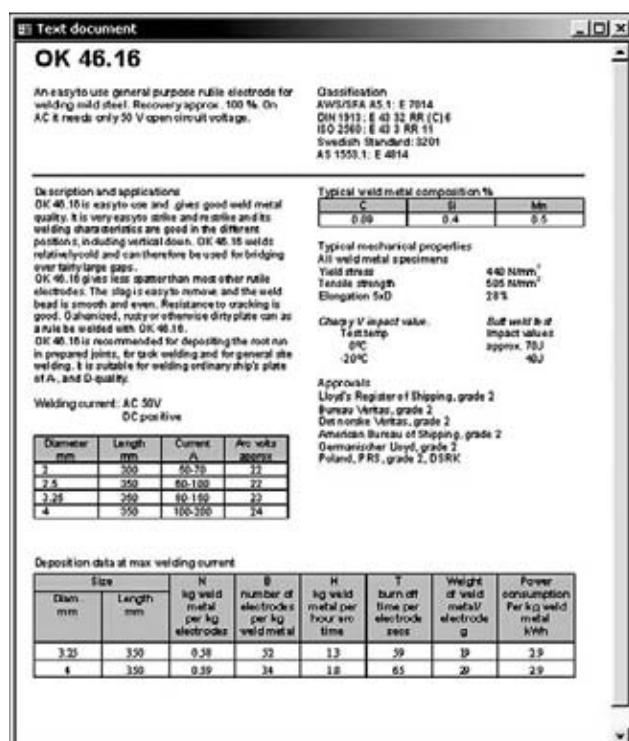


Рис. 2. Электронная версия страницы справочника фирмы-производителя электрода

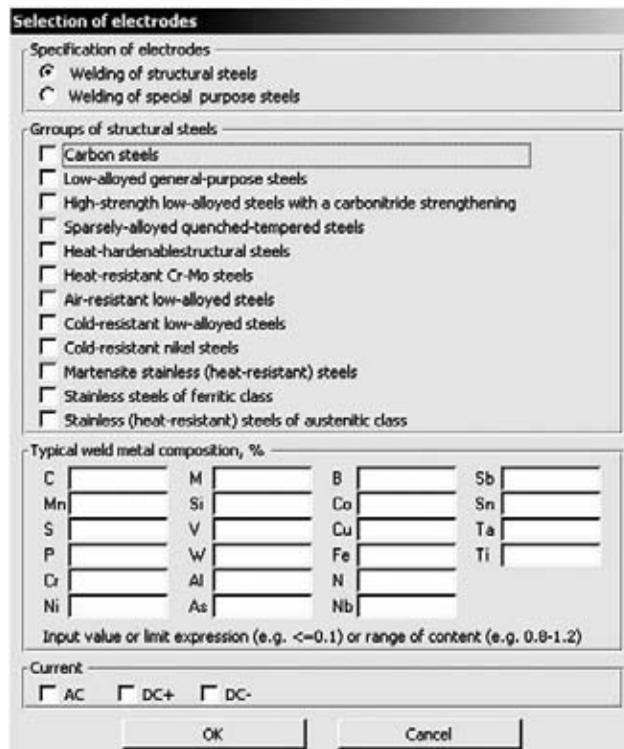


Рис. 3. Окно формирования критериев отбора для выбора электродов

Марка электрода	Диаметр, мм	Длина, мм	Ток, А	Напряжение, В	Коэффициент наплавки, г/(А·ч)	Типичный химический состав наплавленного металла, %
OK 48.15	2,5	350	65...110	22		0,06 C; 0,50 Si;
	3,25	450	100...140	23	10,7	0,90 Mn; 0,018 P;
	4	450	140...200	24	10,5	0,015 S
	5	450	190...280	25	10,7	
	6	450	220...360	26	12,2	
OK 48.68	2,5	350	75...110	22		0,07 C; 0,50 Si;
	3,25	450	105...150	22	9,3	1,10 Mn
	4	450	150...200	22	9,5	
	5	450	180...260	22	11,2	
ВСФ-65У						0,12 C; 0,30 Si;
	4,0	450	120...180	–	9,5	0,45 Mn; 0,018 P;
	5,0	450	190...250	–	9,5	0,015 S

Созданная база данных легла в основу разработанной в ИЭС им. Е.О.Патона информационно-справочной системы по современным электродам, основным назначением которой является выбор характеристик электродов для последующего применения в математическом моделировании физических процессов при сварке. Система предназначена для работы в среде СУБД MS Access 2000.

Рабочее окно информационно-справочной системы представлено на рис. 1. Информационно-справочная система по каждому электроду предоставляет краткую аннотацию, содержащую информацию по основному назначению электрода, значения коэффициентов наплавки электрода в зависимости от его геометрических размеров (диаметра и длины), силы тока и напряжения при сварке, типичный химический состав наплавленного металла, тип тока при сварке. Кроме того, по каждому электроду системой предоставляется полная электронная версия страницы справочника фирмы-производителя электрода (рис. 2).

Поиск и отбор документов, относящихся к конкретной марке электрода, в информационно-справочной системе осуществляется несколькими способами. Наиболее простым является поиск электрода по его марке. Другим способом является поиск путем ограничения выборки электродов в соответствии с заданными критериями. В системе предусмотрены следующие критерии отбора: по назначению электродов, химическому составу наплавленного металла, типу тока при сварке. Вид окна формирования критериев отбора приведен на рис. 3. Согласно назначению электроды делятся на две группы: электроды, предназначенные для сварки конструкционных сталей, и электроды специального назначения. В свою очередь электроды для сварки конструкционных сталей могут входить в одну или несколько из следующих групп конструкционных сталей: углеродистые стали, низколегированные стали общего назначения, высокопрочные низколегированные стали с карбонитридным упрочнением, экономнолегированные закаленно-отпущенные стали, термоупрочняемые конструкционные стали, теплостойкие хромомолибденовые стали, атмосферостойкие низ-

колегированные стали, хладостойкие низколегированные стали, хладостойкие никелевые стали, мартенситные нержавеющие (жаростойкие) стали, нержавеющие стали ферритного класса, нержавеющие (жаростойкие) стали аустенитного класса. При формировании выборки электродов критерии отбора накладываются на документы информационно-справочной системы независимо один от другого.

Для поиска и отбора документов в системе также реализован механизм контекстного поиска, который позволяет формировать критерии отбора по всему телу электронного документа, содержащего информацию об электроде. Задание условия контекстного поиска осуществляется в поле «Text search» вводом строки поиска и заданием одного из условий интерпретации пробелов в строке поиска переключателями «And», «Or» и «Phrase» (см. рис. 1). Пример работы информационно-справочной системы иллюстрирует решение конкретной задачи поиска электродов. Необходимо найти электроды для ручной дуговой сварки высокопрочной низколегированной стали. Сварку выполняют постоянным током при обратной полярности. Металл, наплавленный электродами, должен соответствовать следующим требованиям, %: 0,10 C; 0,80...1,20 Mn; 0,30...0,50 Si. Ограничение выборки электродов достигается последовательным заданием необходимых критериев отбора. Результаты последовательного наложения критериев отбора представлены на рис. 4. Последовательное наложение критериев отбора позволило получить выборку из трех электродов: OK 48.15 (ESAB), OK 48.68 (ESAB) и ВСФ-65У («СпецЭлектрод»). Характеристики выбранных электродов, которые могут быть использованы при математическом моделировании, приведены в таблице.

Таким образом, содержащаяся в разработанной информационно-справочной системе информация по сварочно-технологическим характеристикам современных электродов может быть использована при решении методами математического моделирования практических и научных задач в области сварки. Представляется целесообразным дальнейшее развитие информационно-справочной системы

Electrod

Text search: And Or Phase

Electrod: OK 74.78

OK 74.78 ESAB

A basic AC/DC electrode for welding high tensile steels. Good notch toughness down to -60°C. Very suitable for enclosed joint welding of rail and for cladding on rail when a hardness of about 250 HV is desired.

Typical weld metal composition %

C	Mo	Si	Mn
0.6	35	35	1.5

Welding data
Current AC/DCV min 70 V DC+

Diameter, mm	Length, mm	Current, A	Arc volts Approx	Fusing, g/h·A
2.5	350	75-100	22	
3.25	450	105-140	23	9.3
4	450	140-190	24	9.4
5	450	190-260	25	10.0
6	450	240-340	26	10.3

Documents: 11 of 31

Show All Search Exit

Specification of electrodes

- Welding of structural steels
- Welding of special purpose steels

Groups of structural steels

- Carbon steels
- Low-alloyed general-purpose steels
- High-strength low-alloyed steels with a carbonyde strengthening
- Sparingly-alloyed quenched-tempered steels
- Heat-hardenable structural steels
- Heat-resistant Cr-Mo steels
- Air-resistant low-alloyed steels
- Cold-resistant low-alloyed steels
- Cold-resistant nickel steels
- Martensite stainless (heat-resistant) steels
- Stainless steels of ferritic class
- Stainless (heat-resistant) steels of austenitic class

Electrod

Text search: And Or Phase

Electrod: OK 48.68

OK 48.68 ESAB

A basic AC/DC electrode with extra low moisture content and good resistance to moisture pickup. Suitable for welding high tensile steels sensitive to hydrogen embrittlement.

Typical weld metal composition %

C	Si	Mn
0.7	5	1.1

Welding data
Current DC positive or negative or AC min. 60-70 V

Diameter, mm	Length, mm	Current, A	Arc volts Approx	Fusing, g/h·A
2.5	350	75-110	22	
3.25	450	105-150	22	9.3
4	450	150-200	22	9.5
5	450	180-260	22	11.2

Documents: 5 of 13

Show All Search Exit

Current:

AC DC+ DC-

Electrod

Text search: And Or Phase

Electrod: OK 48.15

OK 48.15 ESAB

A basic AC/DC electrode for mild and low alloy steels. Unusually good welding properties in the vertical-up position. The same good weld metal quality as OK 48.00.

Typical weld metal composition %

C	Si	Mn
0.6	5	5

Welding data
Current AC 65 V, DC positive or negative

Diameter, mm	Length, mm	Current, A	Arc volts Approx	Fusing, g/h·A
2.5	350	85-110	22	
3.25	450	100-140	23	10.7
4	450	140-200	24	10.5
5	450	190-260	24	10.7
6	450	220-300	26	12.2

Documents: 1 of 3

Show All Search Exit

Typical weld metal composition, %

C <0.1	M	B	Sb
Mn 0.8-1.2	Si 0.3-0.5	Co	Sn
S	V	Cu	Ta
P	W	Fe	Ti
Cr	Al	N	
Ni	As	Nb	

Input value or limit expression (e.g. <=0.1) or range of content (e.g. 0.8-1.2)

Рис. 4. Рабочее окно информационно-справочной системы при последовательном наложении критериев отбора: а – выборка на основе заданной группы конструкционных сталей (вынесено); б – выборка на основе полярности тока; в – выборка на основе указанных ограничений химического состава наплавленного материала

путем ее наполнения информацией по сварочным материалам, применяемым для таких способов сварки как сварка под флюсом, сварка порошковой проволокой, механизированная сварка в защитных газах.

1. *Махненко В. И.* Компьютерное моделирование сварочных процессов // Современное материаловедение XXI века. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 108–126.
2. *Гайдамакин Н. А.* Автоматизированные информационные системы, базы и банки данных. — М.: Гелиос, 2002. — 368 с.
3. *Хансен Г., Хансен Д.* Базы данных: разработка и управление: Пер. с англ. — М.: Бином, 2000. — 704 с.

БАНК ДАННЫХ «МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ». ИНФОРМАЦИОННО-ПОИСКОВАЯ СИСТЕМА

А. В. МУСИЯЧЕНКО, В. М. ШЕКЕРА

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Представлено общее описание банка данных «Механические свойства сварных соединений» (МССС), его структура, объем, назначение. Дальнейшим развитием банка данных стала информационно-поисковая система (ИПС) для работы в среде СУБД MS Access. Описана работа с информацией в трех основных разделах системы. Содержащаяся в ИПС информация может быть использована при проведении прочностных расчетов и оптимизации принимаемых конструктивных и технологических решений при проектировании сварных конструкций и планировании эксперимента.

General description of the databank «Mechanical Properties of Welded Joints» (MPWJ), its structure, scope and application is given. The databank was further developed into the information-retrieval system (IRS) intended for operation in the SUBD MS Access environment. Operation with the information in three main sections of the system is described. The information contained in IRS can be used for strength analysis and optimisation of the design and technology solutions made in design of welded structures and experiments.

Одним из направлений развития технологий информационного обеспечения в сварке и родственных процессах является создание информационных банков данных. Как правило, накапливаемая в таких банках данных информация может быть использована как в научно-исследовательском процессе, так и при разработке новых технологических решений. Уже более 20 лет в ИЭС им. Е. О. Патона ведутся работы по развитию банка данных «Механические свойства сварных соединений». На сегодня он содержит более 6500 документов с данными об экспериментальных прочностных характеристиках и прочностных свойствах сварного соединения или отдельных его зон в зависимости от вида испытаний, обработки материалов, марки основного и присадочного материала и металла шва, геометрии образца, характера нагружения, условий проведения испытаний, технологии сварки, исходных механических свойств материала (пределы прочности и текучести, относительные удлинение и укорочение, ударная вязкость и др.). Документы, которые содержатся в банке данных располагают упомянутой информацией в табличном или текстовом виде и базируются на данных, опубликованных в технических изданиях в области сварочных технологий ведущих мировых стран и СНГ ретроспективой с 1970 г.

Путем постоянной актуализации, создания локальных баз данных [1] и других мероприятий банк данных поддерживается в рабочем состоянии и вызывает интерес со стороны научных и инженерно-технических работников. Прогресс информа-

ционных технологий и средств вычислительной техники обуславливают неизбежное применение новых решений к существующим информационным базам [2]. Дальнейшим развитием банка данных стала разработка информационно-поисковой системы «Механические свойства сварных соединений» (ИПС МССС). Основу информационного наполнения ИПС МССС составляют документы банка данных. Система предназначена для работы в среде СУБД MS Access 97, позволяет работать в многопользовательской среде по технологии клиент-сервер, где в качестве общего ресурса используется файл базы данных приложения. При разработке информационной системы использовались основные принципы теории проектирования, создания и управления реляционными базами данных [3, 4].

ИПС МССС состоит из четырех разделов, которые соответствуют основным видам механических испытаний сварных соединений: «Усталость» — содержатся данные по результатам испытаний на многоцикловую усталость и трещиностойкость с параметрами циклической вязкости разрушения; «Малоцикловая усталость» — представлены значения амплитуды пластической деформации или максимального нормального напряжения при заданной асимметрии цикла в зависимости от количества циклов до инициирования трещины или до разрушения при данной температуре; «Хрупкое разрушение» — содержит информацию о критических значениях характеристик вязкости разрушения K_{Ic} , K_{IIc} , K_{IIIc} или δ_c , J_{Ic} в зависимости от температуры испытаний; «Жаропрочность» — представлены величины напряжений от нагрузки и критическое количество часов до разрушения в зависимости от температуры испытания.

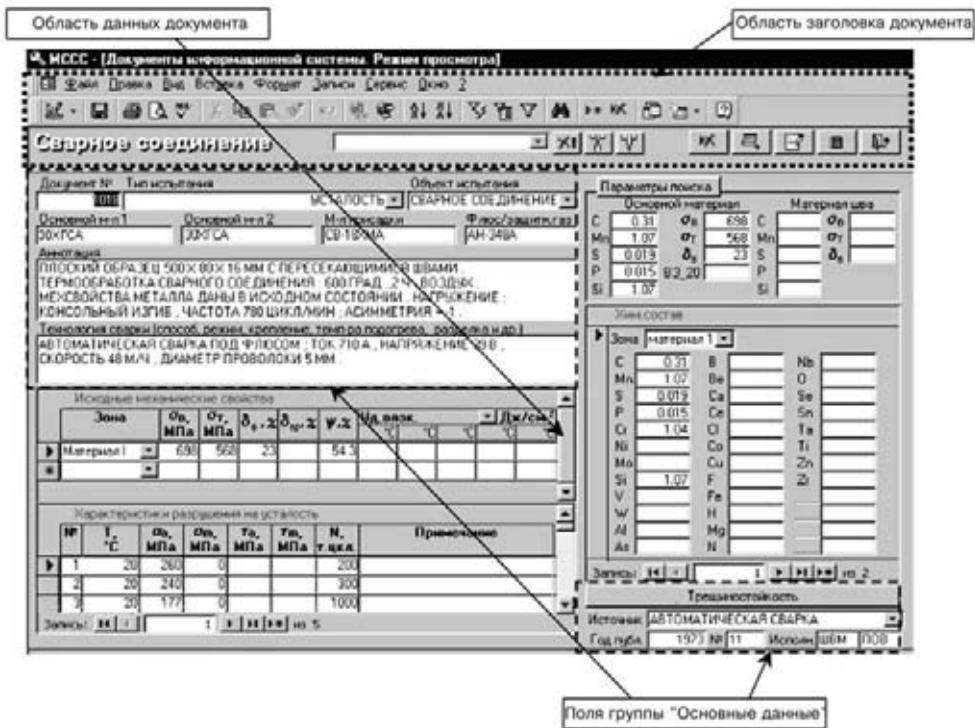


Рис. 1. Раздел «Работа с документами»

К основным функциям ИПС МССС относятся накопление, хранение и многоаспектный поиск информации, получаемой при механических испытаниях сварного соединения. ИПС МССС включает три основных раздела для работы с информацией: «Работа с документами», «Работа с выборками документов», «Работа с документами, отобранными по критериям отбора».

Первый раздел позволяет работать со всей совокупностью документов базы данных информационно-поисковой системы. Открывающееся при входе в раздел окно документа представлено на рис. 1. Оно состоит из двух областей – области заголовка окна и области данных документа. Заголовок содержит управляющие элементы – строку заголовков меню, управляющие кнопки и раскрывающийся список, предназначенные для управ-

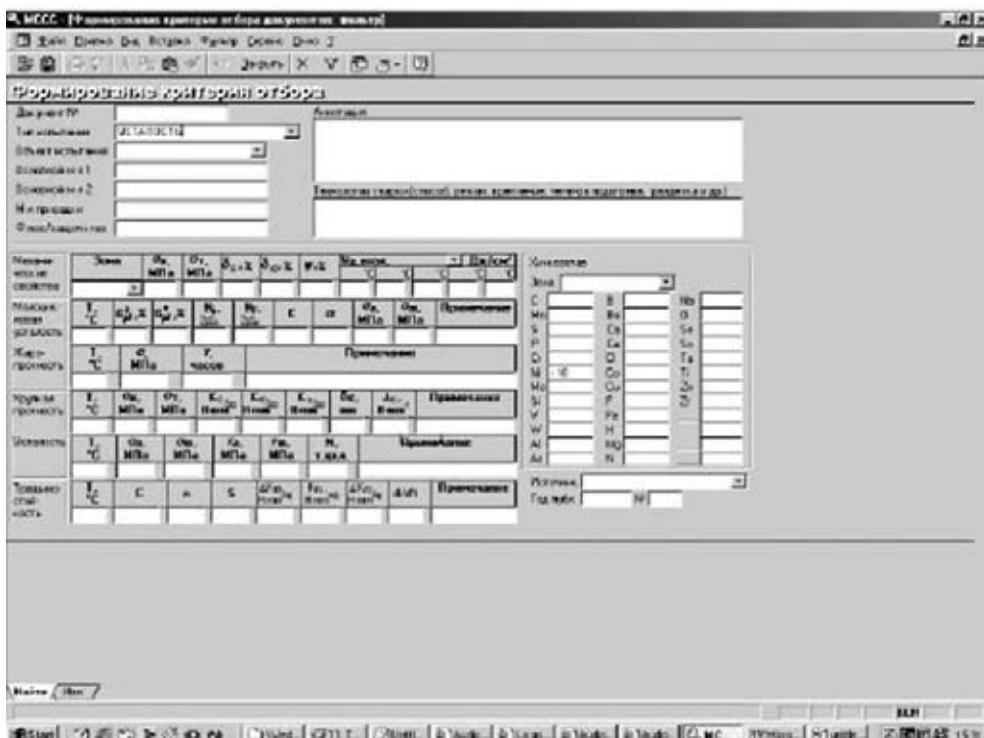


Рис. 2. Окно «Формирование критерия отбора документов»

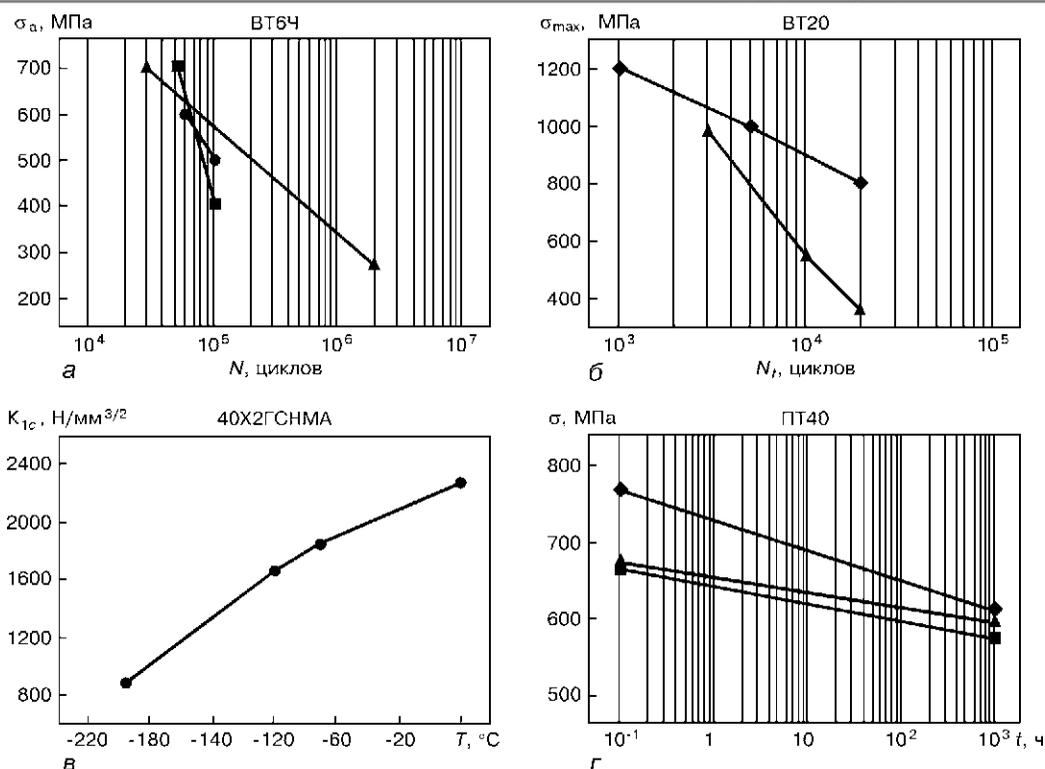


Рис. 3. Графическое представление прочностных характеристик сварного соединения: а — усталость (●, ▲, ■ — накопленная деформация соответственно 1, 5, 10 %); б — малоцикловая усталость (◆ — соединения с плавным переходом, ▲ — без плавного перехода); в — хрупкое разрушение; г — жаропрочность (● — содержание водорода в металле шва 0,006 %; ▲ — 0,1 %, время наводороживания 4 мин; ■ — 0,1 % и 15 мин)

ления работой самого окна и управления сервисами работы с документами. В области данных окна представлена вся информация по отдельному документу информационной системы.

При работе в разделе «Работа с документами» доступны следующие основные сервисы: поиск документа по любому полю группы «Основные данные» или группы «Параметры поиска»; фильтрация документов по любому полю группы «Основные данные» или группы «Параметры поиска»; построение сложного (по нескольким полям) фильтра непосредственно в окне документа с последующей фильтрацией всей совокупности документов базы данных по полям групп «Основные данные» и «Параметры поиска»; добавление и удаление активного документа в и из выборки документов; прямой переход к любому документу базы данных по его порядковому номеру в базе данных; просмотр документа в виде отчета и вывод отчета на печать. Основными режимами работы с документами являются просмотр данных и редактирование данных, которое предполагает ввод и изменение данных документа, удаление документа, его дублирование.

Второй раздел информационно-поисковой системы предназначен для работы с документами, помещенными в выборки, а также для управления выборками. Создание последних может иметь место при поиске документов в базе данных и необходимости сохранения результатов поиска; при невозможности точного задания фильтра (в результирующем наборе появляются «лишние» документы), выборка используется для отбора необ-

ходимых документов; при сложных составных критериях отбора; в ряде других случаев. В этом разделе доступны все сервисы и режимы предыдущего раздела за исключением дублирования и удаления документов режима редактирования документов. При работе с документами имеется возможность добавлять и исключать текущие документы из других выборок, удалять существующие и создавать новые выборки, печатать всю выборку, отдельные документы или диапазон документов. Каждый документ печатается на отдельной странице.

Раздел «Работа с документами, отобранными по критериям отбора» предназначен для создания наборов документов путем фильтрации всех документов системы по сложным составным критериям отбора. Для формирования критериев отбора могут использоваться все поля документа. Пользователь имеет возможность создавать и удалять критерии отбора документов; сохранять созданные критерии отбора в приложении базы данных ИПС МССС; работать с набором документов, отобранным по критерию отбора; выводить на печать документы, отобранные по критерию отбора. Критерии отбора создаются в окне «Формирование критерия отбора документов» (рис. 2). В третьем разделе, как и во втором, доступны все сервисы и режимы раздела «Работа с документами» за исключением дублирования и удаления документов режима редактирования, также доступна печать документов. При работе с наборами документов, отобранными по критерию, имеется возможность добавлять и исключать документы из выборок, существующих

в базе данных, а также удалять существующие сборки и создавать новые.

В настоящее время создается программное обеспечение для графического представления экспериментальных прочностных характеристик сварного соединения и основного материала по данным, содержащимся в базе данных информационной системы (рис. 3).

ИПС МССС позволяет использовать содержащуюся в банке данных информацию для проведения прочностных расчетов и оптимизации принимаемых конструктивных и технологических ре-

шений при проектировании сварных конструкций и планировании эксперимента.

1. *Скоснягин Ю. А., Шекера В. М.* Локальные базы данных на основе банка данных «Механические свойства сварных соединений» // Автомат. сварка. — 1996. — № 6. — С. 38–40.
2. *Гайдамакин Н. А.* Автоматизированные информационные системы, базы и банки данных. — М.: Гелиос, 2002. — 368 с.
3. *Григорьев Ю. А., Ревунков Г. И.* Банки данных. — М.: МГТУ им. Баумана, 2002. — 320 с.
4. *Хансен Г., Хансен Дж.* Базы данных: разработка и управление: Пер. с англ. — М.: Бинум, 2000. — 704 с.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

- А**ксенов Ю. Н. 140
 Алалусс К. 243
 Арсенюк В. В. 72, 107
- Б**ауцман К. 229
 Бердникова Е. Н. 107
 Бокота А. 131
- В**еликоиваненко Е. А. 127, 222, 229, 231
 Вольфарт Г. 87, 92, 144, 184
- Г**ауде-Фугаролас Д. 118
 Гречнева М. В. 140
 Григоренко Г. М. 72, 107
- Д**еброй Т. 24
 Демченко В. Ф. 251
 Дикшев И. 201
 Дилтай У. 61, 201
- Е**рмолаев Г. В. 136
- Ж**адкевич М. Л. 69
- З**айффарт П. 80, 103, 149, 222, 229, 231
 Земмлер У. 243
 Зусин В. Я. 51
- К**алина П. П. 56
 Касаткин О. Г. 103
 Квасницкий В. Ф. 136
 Кньш В. В. 155
 Коваленко Д. В. 31
 Коваленко И. В. 31
 Королева Т. В. 176, 210
 Котовски Й. 87
 Кривцун И. В. 37
- Л**абарткава А. В. 136
 Лавринец И. Г. 176, 210
 Лебедев Ю. М. 171
 Лобанов Л. М. 239
- М**аксимов С. Ю. 176
 Маркашова Л. И. 72, 107
 Маттес К.-Ю. 243
 Матханов В. Н. 140
- Махненко В. И. X, 3, 80, 193
 Махненко О. В. 149, 222, 229, 231
 Мелюков В. В. 235
 Михайлов В. 87, 92, 144, 184
 Мокров О. 201
 Мужиченко А. Ф. 99
 Мусяиченко А. В. 256, 261
- Н**еживляк А. Е. 140
- О**ссенбринк Р. 144
- П**авлык В. 61, 201
 Пальти А. М. 69
 Патон Б. Е. IX
 Пекарска В. 114, 131
 Пивторак В. А. 239
 Пивторак Н. И. 80
 Походня И. К. X, 15
 Прантль А. 161
 Прохоренко В. М. 136
- Р**ёрс К. 93
 Розынка Г. Ф. 231
- С**авицкий В. В. 239
 Савченко В. С. 127
 Сапрыкина Г. Ю. 193
 Серенко А. Н. 51
 Серенко В. А. 51
 Словачек М. 161
- Х**омяков Д. В. 235
- Ц**анг В. 24
- Ч**ервяков Н. О. 127
- Ш**арф А. 229, 231
 Шевцов В. Л. 69
 Шекера В. М. 261
 Штадтаус М. 184
- Ю**нек Л. 161
 Ющенко К. А. 31, 56, 127
- Я**ровицын А. В. 56
 Яснау У. 80

NAME INDEX

- A**ksyonov Yu. N. 140
Alaluss K. 243
Arsenyuk V. V. 72, 107
- B**autzman K. 229
Berdnikova E. N. 107
Bokota A. 131
- C**hervyakov N. O. 127
- D**ebroy T. 24
Demchenko V. F. 251
Dikshev I. 201
Dilthey U. 61, 201
- E**rmolaev G. V. 136
- G**aude-Fugarolas D. 118
Grechneva M. V. 140
Grigorenko G. M. 72, 107
- J**asnau U. 80
Junek L. 161
- K**alina P. P. 56
Kasatkin O. G. 103
Khomyakov D. V. 235
Knysh V. V. 155
Korolyova T. V. 176, 210
Kotowski J. 87
Kovalenko D. V. 31
Kovalenko I. V. 31
Krivtsun I. V. 37
Kvasnitsky V. F. 136
- L**abartkava A. V. 136
Lavrinetts I. G. 176, 210
Lebedev Yu. M. 171
Lobanov L. M. 239
- M**akhnenko O. V. 149, 222, 229, 231
Makhnenko V. I. X, 3, 80, 193
Maksimov S. Yu. 176
Markashova L. I. 72, 107
Matkhanov V. N. 140
Matthes K.-J. 243
- Melyukov V. V. 235
Michailov V. 87, 92, 144, 184
Mokrov O. 201
Musiyachenko A. V. 256, 261
Muzhichenko A. F. 99
- N**ezhivlyak A. E. 140
- O**ssenbrink R. 144
- P**alti M. 69
Paton B. E. IX
Pavlyk V. 61, 201
Piekarska W. 114, 131
Pivtorak N. I. 80
Pivtorak V. A. 239
Pokhodnya I. K. X, 15
Prantl A. 161
Prokhorenko V. M. 136
- R**öhrs K. 93
Rozyinka G. F. 231
- S**aprykina G. Yu. 193
Savchenko V. S. 127
Savitsky V. V. 239
Semmler U. 243
Serenko A. N. 51
Serenko V. A. 51
Seyffarth P. 80, 103, 149, 222, 229, 231
Sharf A. 229, 231
Shekera V. M. 261
Shevtsov V. L. 69
Slovaček M. 161
Stadtaus M. 184
- V**elikoivanenko E. A. 127, 222, 229, 231
- W**ohlfahrt H. 87, 92, 144, 184
- Y**arovitsyn A. V. 56
Yushchenko K. A. 31, 56, 127
- Z**hadkevich M. L. 69
Zhang W. 24
Zusin V. Ya. 51