Спонсоры конференции

Президиум Национальной академии наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ

Информационная поддержка

«Автоматическая сварка»
«The Paton Welding Journal»

Conference Sponsors

Presidium of the National Academy of Sciences of Ukraine
E. O. Paton Electric Welding Institute of the NASU

Information Support

«Avtomaticheskaya Svarka»
«The Paton Welding Journal»

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ

MATHEMATICAL MODELLING AND INFORMATION TECHNOLOGIES IN WELDING AND RELATED PROCESSES

Proceedings of Second International Conference

13–17 September, 2004, vil. Katsiveli, Crimea, Ukraine

Edited by Prof. V. I. Makhnenko

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine
Kiev 2004

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ

Сборник трудов Второй международной конференции
13–17 сентября 2004 г., пос. Кацивели, Крым, Украина

Под редакцией профессора В. И. Махненко

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Киев 2004

УДК 621.791:669.14/.15+519.87

В сборнике представлены доклады Второй 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. 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 *Л. Т. Зельниченко*

Редакторы *Н. А. Дмитриева, Т. Ю. Снегирева, Б. В. Хитровская*

Перевод *Т. К. Василенко*

Иллюстрации на первую страницу обложки предоставили А. Бокота и В. Пекарска
(Институт механики и основ конструкций машин, Политехника Ченстоховская, Польская Республика)

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

ISBN 966-95847-8-7

© Институт электросварки им. Е. О. Патона
НАН Украины, 2004

Подписано в печать 24.12.2004. Формат 60×84/8. Бум. офс. Офс. печ. Гарн. Укр. петер. Усл. печ. л. 50,0. Усл. кр.-отт. 33,8. Уч.-изд. л. 33,4. Тираж 200 экз.
Оригинал-макет подготовлен рекламным агентством ІТВ.
Отпечатано в типографии ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие 9

Махненко В. И. Успехи математического моделирования и информационных технологий в сварке и родственных технологиях 11

Аснис А. Е., Демченко В. Ф., Лесной А. Б., Заболотин С. П. Компьютерное моделирование гидродинамики и теплообмена при выращивании монокристалла кремния методом электронно-лучевой бестигельной зонной плавки 24

Белявин К. Е., Петрушина М. В., Погудо Е. Л., Чивель Ю. А. Моделирование лазерной сварки засыпок из сферических металлических порошков 28

Бокота А., Пекарска В. Напряженное состояние сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом 32

Большаков М. В., Лукина Г. Н. Математическая модель диффузионной сварки пористых металлов 38

Борисов Ю. С., Зацерковный А. С., Кривцун И. В. Численный анализ процессов теплообмена дуговой плазмы с мелкодисперсными металлическими частицами 43

Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И. Расчетный алгоритм оценки допустимых размеров непроплавлений в сварных соединениях, работающих при сложном спектре циклических нагрузок 50

Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Шекера В. М. Численное исследование кинетики напряжений при сварке разнородных стыков железнодорожных рельсов 56

Голобородько Ж. Г., Квасницкий В. В., Матвиенко М. В., Солониченко Ю. В., Сербин С. И., Квасницкий В. Ф. Моделирование состава газовой фазы при плазменной резке судокорпусных сталей и ее влияние на качество сварки 66

Демченко В. Ф., Лесной А. Б. Численное моделирование тепломассообмена и гидродинамики при электронно-лучевом переплаве титановых сплавов 71

Дзюба В. Л., Корсунов К. А. Математическое моделирование нестационарной дуги в канале плазмотрона 77

Дилтай У., Мокров О., Павлык В. Моделирование и имитация процесса многопроходной сварки плавящимся электродом в защитных газах с предварительным подогревом углеродистой стали 83

Дьяченко В. И., Медведев С. В., Чиж О. П. Суперкомпьютерное конструктивно-технологическое проектирование сварных конструкций 89

Запковец П. В., Шелег В. К. Математическое моделирование влияния производственных факторов на образование дефектов сварных соединений 95

Здор Г. Н., Иванов Г. А., Запковец П. В. Компьютерные системы технологической подготовки производства сварных конструкций 99

Земмлер У., Алалусс К., Маттес К.-Й. Моделирование по методу конечных элементов термометаллургии и напряженно-деформированного состояния при упрочняющей плазменной наплавке дугой прямого действия 103

Каширский Ю. В., Зубченко А. С. Информационный банк по конструкционным и сварочным материалам 109

Квасницкий В. В., Буряков А. В. Математическое моделирование химического состава металла шва при сварке под флюсом 115

Квасницкий В. Ф., Ермолаев Г. В., Лабарткава А. В. Исследование методом компьютерного моделирования влияния формы паяного соединения разнородных материалов на поля собственных напряжений 119

Квасницкий В. В., Матвиенко М. В., Квасницкая Ю. Г. О влиянии избирательного испарения на химический состав металла при электронно-лучевых технологиях 123

Королева Т. В. Развитие системы ArcWeldSys в аспекте математического моделирования и информационного наполнения 127

Костин В. А. Аналитическое описание процесса образования игольчатого феррита в металле шва на малоуглеродистых низколегированных сталях 134

Костина Л. В. Автоматизированная система проектирования технологических процессов и нормирования заготовительных работ сварочного производства 137

Купкевич Д. П., Медведев С. В. Компьютерные технологии проектирования сборочно-сварочной оснастки: состояние, проблемы, перспективы 140

Лебедев Ю. М. Алгоритмы расчета условий свариваемости низколегированных закаливающихся сталей в зависимости от их состава и исходной структуры 145

Лебедев Ю. М., Мартыненко В. А. Особенности поверхностного упрочнения цилиндрических деталей из углеродистых и низколегированных сталей нагревом дугой с неплавящимся электродом 151

Лесной А. Б., Касаткин О. Г., Замков В. Н. Информационная система по сварке титана и его сплавов 157

Максимов С. Ю., Гуржий А. А. Влияние условий подводной сварки на зарождение пор в металле шва 161

Марголин Б. З., Варович А. Я., Костылев В. И. Определение остаточных сварочных напряжений в корпусах реакторов ВВЭР после многопроходной сварки, наплавки и высокотемпературного отпуска 167

Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М., Бердникова Е. Н., Алексеенко Т. А. Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов 174

Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Кравцов В. Т. Численный метод определения остаточных напряжений и микроструктурных составляющих при сварке гребных валов среднетоннажных морских судов 180

Махненко В. И., Сапрыкина Г. Ю. Прерывистая кристаллизация металла сварного шва 185

Махненко О. В. Повышение эффективности термической правки сварных тонколистовых конструкций на основе математического моделирования 189

Неживляк А. Е., Гречнева М. В., Балановский А. Е., Аксенов Ю. Н. Разработка рациональной конструкции соединительных балок по результатам конечноэлементного анализа 195

Нестеренко Н. П., Сенченков И. К. Моделирование виброразогрева армированных полимерных пленок при ультразвуковой сварке с нормальным вводом колебаний 200

Одзи Т., Миясака Ф., Ямамото Т., Цудзи И. Математическая модель для сварки МАГ в производственных условиях 205

Паламарчук Б. И., Пащин Н. А., Малахов А. Т., Черкашин А. В., Манченко А. Н., Чайка А. А. Моделирование параметров УВ-процесса при локальной импульсной обработке плоских образцов кольцевыми зарядами 210

Палотас Б. Математическое моделирование сварочных явлений 215

Пекарска В. Фазовые превращения в металле ЗТВ сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом 220

Петрушина М. В., Николайчук В. В. Моделирование усадочных сил и движущихся источников теплоты при прогнозировании остаточных сварочных деформаций 225

Походня И. К., Швачко В. И., *Берпацкий С. В.* Влияние полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения на распределение водорода в сварном шве 230

Прокопенко Г., Кудрявцев И., Кныш В. Метод ультразвуковой ударной обработки сварных элементов и компьютерная программа для обеспечения оптимального применения данного метода 233

Сенченков И. К., Табиева Г. А., Рябцев И. А., Турык Е. Численное моделирование остаточных напряжений и деформаций при многослойной наплавке цилиндрических деталей 237

Скоснягин Ю. А., Лесной А. Б. Информационно-поисковая система «Электроды для ручной дуговой сварки» 242

Шаблий О. Н., Пулька Ч. В., Письменный А. С. Математическое моделирование остывания диска после индукционной наплавки в нагревательной системе 245

Швачко В. И., *Игнатенко А. В.* Численная оценка количества водорода, переносимого краевой дислокацией 248

Именной указатель 253

CONTENTS

Introduction 10

Makhnenko V. I. Advances in mathematical modelling and information technologies for welding and related technologies 11

Asnis A. E., Demchenko V. F., Lesnoj A. B., Zabolotin S. P. Computer modelling of hydrodynamics and heat transfer in growing of silicon single crystal by the floating-zone electron beam melting method 24

Belyavin K. E., Petrushina M. V., Pogudo E. L., Chivel Yu. A. Modelling of laser welding of charges of spherical metal powders 28

Bokota A., Piekarska W. Stressed state in joints made by laser welding with preheating 32

Bolshakov M. V., Lukina G. N. Mathematical model of diffusion bonding of porous metals 38

Borisov Yu. S., Zatserkovny A. S., Krivtsun I. V. Numerical analysis of processes of heat exchange between arc plasma and finely dispersed metal particles 43

Velikoivanenko E. A., Rozynka G. F., Pivtorak N. I. Calculation algorithm for estimation of permissible sizes of lack of penetration in welded joints operating under complex range of cyclic loads 50

Velikoivanenko E. A., Rozynka G. F., Pivtorak N. I., Shekera V. M. Numerical study of kinetics of stresses in butt welding of rails made from dissimilar materials 56

Goloborodko Zh. G., Kvasnitsky V. V., Matvienko M. V., Solonichenko Yu. V., Serbin S. I., Kvasnitsky V. F. Modelling of composition of gas atmosphere in plasma cutting of ship hull steels and its effect on the welding quality 66

Demchenko V. F., Lesnoj A. B. Numerical modelling of heat and mass transfer and hydrodynamics in electron beam remelting of titanium alloys 71

Dzyuba V. L., Korsunov K. A. Mathematical modelling of non-stationary arc in plasmatron channel 77

Dilthey U., Mokrov O., Pavlyk V. Modelling and simulation of multi-pass GMA welding of carbon steel with preheating 83

Diachenko V. I., Medvedev S. V., Chizh O. P. Supercomputer-aided structural-technological design of welded structures 89

Zankovets P. V., Sheleg V. K. Mathematical modelling of the effect of production factors on formation of defects in welded joints 95

Zdor G. N., Ivanov G. A., Zankovets P. V. Computer systems for technological preparation of fabrication of welded structures 99

Semmler U., Alaluss K., Matthes K.-J. FE-modelling of the thermometallurgy and stress-distortion behaviour during PTA hardfacing 103

Kashirsky Yu. V., Zubchenko A. S. Information bank on structural materials and welding consumables 109

Kvasnitsky V. V., Buryakov A. V. Mathematical modelling of chemical composition of weld metal in submerged-arc welding 115

Kvasnitsky V. F., Ermolaev G. V., Labartkava A. V. Investigation of the effect of shape of a brazed joint in dissimilar materials on natural stress fields by the computer modelling method 119

Kvasnitsky V. V., Matvienko M. V., Kvasnitskaya Yu. G. Effect of selective evaporation on chemical composition of metal in electron beam technologies 123

Korolyova T. V. Development of the ArcWeldSys system in terms of mathematical modelling and information filling 127

Kostin V. A. Analytical description of the process of formation of acicular ferrite in the low-carbon low-alloy steel weld metal 134

Kostina L. V. Computer-aided system for design of technological processes and regulation of blanking operations used in welding fabrication 137

Kunkevich D. P., Medvedev S. V. Computer technologies for design of assembly-welding fixture: current status, problems and prospects 140

Lebedev Yu. M. Algorithms of calculation of weldability conditions for low-alloy hardenable steels depending upon their composition and initial structure 145

Lebedev Yu. M., Martynenko V. A. Peculiarities of surface hardening of cylindrical carbon and low-alloy steel parts using non-consumable electrode arc 151

Lesnoj A. B., Kasatkin O. G., Zamkov V. N. Information system on welding of titanium and titanium alloys 157

Maksimov S. Yu., Gurzhy A. A. Effect of underwater welding conditions on initiation pores in weld metal 161

Margolin B. Z., Varovin A. Ya., Kostylyov V. I. Determination of residual welding stresses in water-moderated reactor bodies after multi-pass welding, surfacing and high-temperature tempering 167

Markashova L. I., Arsenyuk V. V., Grigorenko G. M., Berdnikova E. N., Alekseenko T. A. Structural approach to evaluation of mechanical properties of HAZ of joints in steels and alloys 174

Makhnenko V. I., Velikoivanenko E. A., Kravtsov V. T. Numerical method for evaluation of residual stresses and microstructural components in welding of propeller shafts of medium-tonnage sea ships 180

Makhnenko V. I., Saprykina G. Yu. Discontinuous solidification of weld metal 185

Makhnenko O. V. Increasing efficiency of thermal straightening of thin-sheet welded structures on the basis of mathematical modelling 189

Nezhivlyak A. E., Grechneva M. V., Balanovsky A. E., Aksyonov Yu. N. Development of a rational design of span bolsters based on the finite elements analysis results 195

Nesterenko N. P., Senchenkov I. K. Modelling of vibration heating of reinforced polymeric films in ultrasonic welding with normal feed of vibrations 200

Ohji T., Miyasaka F., Yamamoto T., Tsuji Y. Mathematical model for MAG welding in a manufacturing environment 205

Palamarchuk B. I., Pashchin N. A., Malakhov A. T., Cherkashin A. V., Manchenko A. N., Chajka A. A. Modelling of parameters of the shock-wave process in local pulsed treatment of plane samples using ring charges 210

Palotas B. Mathematical modelling of welding phenomena 215

Piekarska W. Phase transformations in HAZ metal of welded joints made by laser welding with preheating 220

Petrushina M. V., Nikolajchuk V. V. Modelling of shrinkage forces and moving heat sources for prediction of residual welding strains 225

Pokhodnya I. K., Shvachko V. I., *Bernatsky S. V.* Effect of polymorphic $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation on distribution of hydrogen in weld 230

Prokopenko G., Kudryavtsev Y., Knysh V. Ultrasonic peening of welded elements and software for its optimum application 233

Senchenkov I. K., Tabieva G. A., Ryabtsev I. A., Turyk E. Numerical modelling of residual stresses and strains in multi-layer cladding of cylindrical parts 237

Skosnyagin Yu. A., Lesnoj A. B. Information storage and retrieval system «Electrodes for manual arc welding» 242

Shably O. N., Pulka Ch. V., Pismenny A. S. Mathematical modelling of cooling of a disk after induction cladding in a heating system 245

Shvachko V. I., *Ignatenko A. V.* Numerical estimation of the amount of hydrogen transferred by edge dislocation 248

Index 255

ПРЕДИСЛОВИЕ

В настоящем сборнике помещены доклады, представленные на Второй международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», которая проходила в пос. Кацивели, Крым, 13–17 сентября 2004 г. на базе Дома творчества ученых НАНУ.

В конференции приняли участие специалисты (ученые, инженеры) из семи стран. Обсуждено около 60 докладов по различным вопросам математического моделирования 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.

Тематика докладов конференции концентрировалось на нескольких фундаментальных направлениях. Это прежде всего материаловедческое, объединяющее вопросы плавления и кристаллизации, химический состав и химическую неоднородность, микроструктурные изменения, поведение газов в сварном соединении, риск образования горячих и холодных трещин, механические свойства в различных зонах сварного соединения.

Прочностное направление, связанное с расчетами напряжений и деформаций как при сварке, так и при наплавке, с вопросами оценки несущей способности сварных соединений в различных условиях нагружения с учетом деградации свойств материала в процессе эксплуатации и т.п.

Ряд докладов посвящен современным информационным технологиям как эффективному средству автоматизации проектирования технологических процессов, оснастки и т.п.

Значительное внимание на конференции уделено вопросам создания 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.

Организационный комитет конференции выражает благодарность Президиуму НАНУ, ИЭС им. Е. О. Патона, Местному благотворительному фонду «Содружество сварщиков» за финансовую, а журналам «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal» за информационную поддержку конференции.

Председатель оргкомитета конференции
академик НАНУ
И. К. Походня

Сопредседатель оргкомитета конференции
академик НАНУ
В. И. Махненко

INTRODUCTION

This book of proceedings contains papers presented at the 2nd International Conference «Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes», which was held at the House of Scientists of the NAS of Ukraine in Katsiveli, Crimea, on 13–17 September 2004.

The Conference was attended by specialists (scientists and engineers) from seven countries. Discussed were approximately 60 papers covering various issues of mathematical modelling of physical-metallurgical processes occurring in welding and related technologies (surfacing, coating) and advanced information technologies used to improve quality and reduce costs of research aimed at finding the most rational solutions.

The focus of the papers presented at the Conference was on several fundamental areas. The area of primary importance was the materials science, joining issues of melting and solidification, chemical composition and chemical heterogeneity, microstructural changes, behaviour of gases in a welded joint, risk of hot and cold cracking, and mechanical properties in different zones of the welded joints.

The second in importance was the area of strength, involving calculation of stresses and strains formed in welding and surfacing, evaluation of load-carrying capacity of welded joints under various loading conditions, allowing for degradation of properties of a material during operation, etc.

Some papers were dedicated to advanced information technologies as an efficient means of computer-aided design of technological processes, fixture, etc.

Much attention at the Conference was given to development of calculation systems to solve typical technological problems on the basis of mathematical modelling of the entire set of characteristic phenomena taking place in welding and related technologies, thus providing in a tool for finding engineering solutions.

The Conference was held in a friendly, creative atmosphere. To a considerable degree, this was owing to the hospitality of personnel of the House of Scientists, as well as consideration of the Conference Organising Committee.

The Organising Committee expresses gratitude to the Presidium of the NAS of Ukraine, E. O. Paton Electric Welding Institute, Local Charity Foundation «Welding Community» and Journals «Avtomaticheskaya Svarka» and «The Paton Welding Journal» for the information support rendered to the Conference.

Prof. I. K. Pokhodnya
Chairman of the Organising Committee

Prof. V. I. Makhnenko
Co-Chairman of the Organising Committee

УСПЕХИ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

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

1. Введение. Настоящий обзор продолжает начатую в [1] работу, связанную с освещением достаточно быстро развивающегося направления по применению математического моделирования и информационных технологий при решении различных вопросов сварки и родственных технологий. Если в [1] основное внимание было уделено материаловедческим аспектам при решении технологических задач, то в данном обзоре – вопросам прогнозирования безопасной работы элементов конструкций, деталей оборудования и т.п., после их изготовления либо при ремонтных технологических процессах сварки и родственных технологий (наплавки, напыления, локальной термообработки и т.д.).

В настоящее время вопросы безопасной работы современных конструкций, сооружений, механизмов и оборудования остаются весьма актуальными и привлекают большое внимание научной общественности различных стран. Отметим правительственную программу «Ресурс», задействованную в Украине с 2004 г., разрабатываемую программу международной федерации ONDE «Structure health monitoring» и пр., целью которых является создание широкого круга диагностических средств, методов, расчетных ходов и т.д., направленных на всестороннее решение задачи по обеспечению безопасной эксплуатации различных ответственных конструкций, механизмов и т.п. Математическое моделирование и современные информационные технологии активно применяют в этом процессе. Поскольку сварку и родственные технологии очень часто используют в качестве ремонтных технологий в современных ответственных конструкциях, механизмах, устройствах и т.д., то задача данного обзора вполне объяснима без излишней дополнительной аргументации. Естественно, автор не претендует на исчерпывающую полноту обзорного изложения всех направлений и ограничивается рассмотрением лишь наиболее характерных:

- термомеханики сварочных процессов; остаточных напряжених после сварки, наплавки, локальной термообработки;
- диагностики состояния «горячих точек» с позиций как адекватности дефектов, так и деградации материала по сопротивлению хрупким разрушениям, распространению усталостных трещин, коррозионных трещин под напряжением, высокотемпературных трещин ползучести и т.д.;
- прогнозировании несущей способности сварных соединений при различных условиях нагружения.

2. Термомеханика сварочных процессов. Остаточные напряжения после сварки, наплавки, локальной термообработки. Это направление привлекает многих исследователей из разных стран [2–5 и др.]. Наиболее значителен вклад в осмысление термомеханических процессов при сварке и родственных технологиях заложен в 1960-х годах в трудах ученых бывшего Советского Союза [6–10 и др.], однако языковой барьер делал эти работы долгое время малоизвестными на западе. В частности, с работами Н. О. Окерблома, В. А. Винокурова, В. И. Махненко на западе познакомились практически с большим опозданием, благодаря отдельным переводам на английский язык [11–13 и др.]. Это искусственно способствовало тому, что в западных работах (к ним относятся и работы японских исследователей [5 и др.]) в ряде случаев со смещением на 10...20 лет повторяются разработки советских ученых. Естественно, что те разработки выполнены на более высоком уровне, что особенно характерно для результатов, связанных с математическим моделированием, поскольку даже пятилетнее смещение, связанное с применением компьютерной техники и численных методов, дает весьма солидное преимущество повторяющим.

Что касается стратегии математического моделирования термомеханических процессов при сварке и родственных технологиях, то здесь традиционным является моделирование напряженно-деформированного состояния I рода на основе феноменологического подхода, когда в произвольно достаточно малом элементарном объеме тензоры напряжений σ_{ij} и деформаций ε_{ij} ($i, j = x, y, z$) являются усредняющими характеристиками для данного объема с пространственными координатами x, y, z в момент времени t и подчиняются классическим законам механики деформируемой сплошной среды (уравнения движения либо статики, уравнения связи между компонентами тензора ε_{ij} и вектора перемещений u_i).

Основные особенности технологического воздействия при сварке и т.п. отражаются в граничных

© В. И. МАХНЕНКО, 2004

условиях и уравнениях связи между тензорами ε_{ij} и σ_{ij}, т.е. в так называемой физической модели поведения материала при рассматриваемых технологических воздействиях. Естественно, что чем больше факторов привлекается в физической модели (изменение температуры во времени и связанные с ней микроструктурные изменения, изменения объема и свойств и т.д.), тем сложнее реализация модели на практике, поскольку увеличивается количество экспериментальных параметров, требования к вычислительным средствам, время и стоимость реализации. Перечисленное требует определенных компромиссов при выборе физической модели, руководствуясь принципом, что математическое моделирование — не фотографирование, но тем не менее должно количественно отражать основные экспериментально наблюдаемые факты. Среди них: упругое и неупругое поведение материала, резкая зависимость сопротивления деформированию материала при высоких температурах, специфика объемных изменений от температуры при микроструктурных превращениях в материале и пр. С учетом пространственной многомерности реальных узлов и достаточно сложной кинетикой изменения во времени технологических граничных условий математическое описание физической модели деформируемой среды требует достаточно существенных компромиссов.

Традиционно это достигается в рамках модели упруговязкопластического течения ассоциированного с условием текучести Мизеса [10]. В ИЭС им. Е. О. Патона такой подход достаточно плодотворно используется с 1968 г. [10]. Одним из достоинств такой модели является весьма ограниченная потребность в дополнительных экспериментальных исследованиях с целью получения количественных параметров для конкретных материалов. Входящие в эту модель упругие характеристики материала (модуль упругости Юнга E и коэффициент Пуассона ν) так же, как и количественные данные по пределу текучести $\sigma_т$ в зависимости от температуры, с достаточной точностью можно получить из соответствующей справочной литературы [14,15 и др.]. Более ограниченные сведения имеются относительно функции ползучести Ω, связывающей скорость деформации ползучести с тензором девиатора напряжений [16]. Однако необходимости в учете деформаций ползучести значительно меньше, поскольку их проявление заметно только при достаточно длительных выдержках объекта в условиях высоких температур, что главным образом характерно при локальной термообработке. Развитие компьютерной техники и методов численной реализации стимулировали создание расчетных алгоритмов и компьютерных программ для учета пространственной многомерности реальных объектов сварки и родственных технологий. При этом физическая модель деформируемой среды применяется в достаточно упрощенном виде (без учета кинетики микроструктурных превращений, анизотропии и т.п.), что позволило детально отработать алгоритмы численного решения путем последовательного прослеживания развития упругопластических деформаций на протяжении всего технологического процесса, создания эффективных подходов сведения существенно нелинейной задачи относительно напряжений и деформаций к совокупности последовательно решаемых линейных задач по типу задач термоупругости, но с переменными параметрами упругости и дополнительными деформациями. Для решения последних в рамках $2D$ и $3D$ отработаны методы конечных элементов [5, 10 и др.].

В примерно последние десять лет в связи с непрерывным совершенствованием вычислительной техники появилась возможность и соответственно интерес к совершенствованию физической модели деформирования материала путем учета микроструктурных превращений, что особенно важно для сварных узлов из современных сталей, достаточно чувствительных к сварочному термическому циклу [3 и др.].

2.1. Модели микроструктурных изменений. Знание кинетики микроструктурных изменений в рассматриваемом объеме позволяет строить достаточно реальные схемы изменения объемных эффектов и механических свойств (особенно предела текучести материала). При этом обычно делается допущение, что масса элементарного объема остается неизменной, а относительное изменение объема в момент времени t определяется в виде:

$$3d\varphi = \frac{1}{S_0}\sum_j d(V_j\gamma_j), \qquad (1)$$

где $3d\varphi$ — относительное дифференциальное изменение объема за шаг нагружения по сравнению с начальным значением S_0; V_j — массовая доля j-й микроструктуры в рассматриваемом элементарном объеме в момент времени t; γ_j — объем единицы массы j-й микроструктуры в рассматриваемом элементарном объеме в момент времени t.

При численном прослеживании развития упругопластических деформаций конечную величину $3\Delta\varphi$ удобнее представить в следующем виде

$$3\Delta\varphi = \frac{1}{S_0}\sum_j [(V_j\gamma_j)_t - (V_j\gamma_j)_{t-\Delta t}], \qquad (2)$$

где

$$S_0 = \sum_j (V_j^{(T_0)}\gamma_j^{(T_0)})_{t=0}.$$

Величины γ_j для конкретного материала в основном зависят от температуры и могут быть определены экспериментально, как в [17] для углеродистых сталей. Для предела текучести материала $\sigma_т(t)$ при температуре $T(t)$ используют приближенную зависимость

$$\sigma_т(t) = \sum_j V_j(t)\sigma_j(T), \qquad (3)$$

где $\sigma_j(T)$ — предел текучести j-й микроструктуры при температуре T (по результатам экспериментальных измерений). Существуют вариации за-

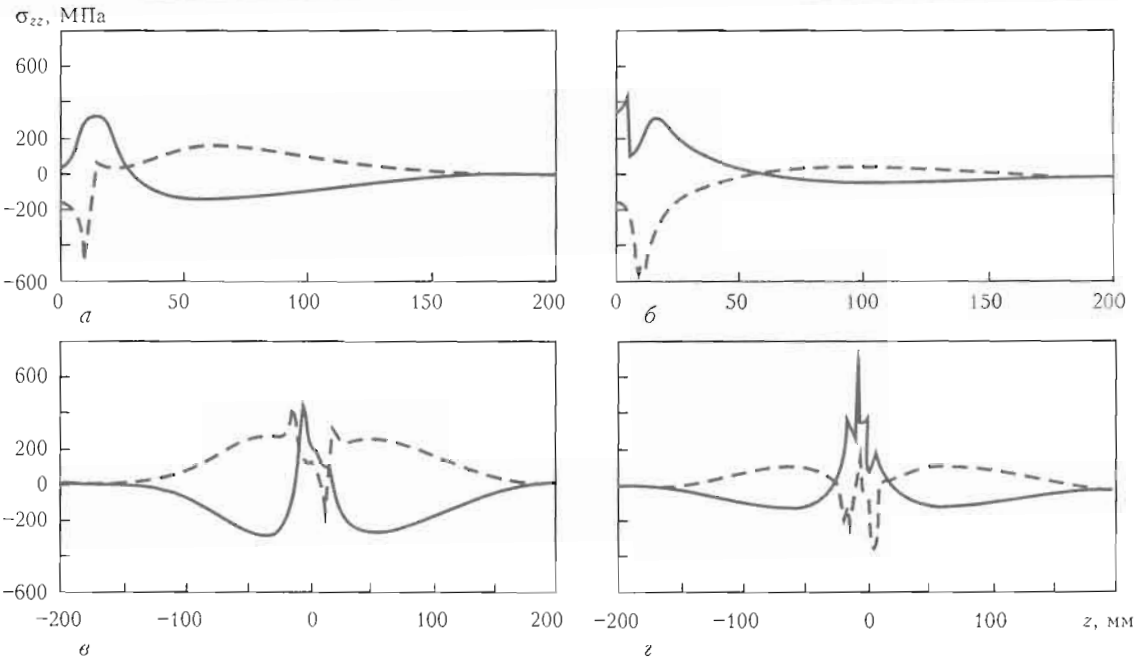


Рис. 1. Эпюры распределения остаточных напряжений σ_{zz} на внутренней (сплошная кривая) и наружной (штриховая) поверхностях трубы для I (*а*, *б*) и II (*в*, *г*) варианта без учета (*а*, *в*) и с учетом (*б*, *г*) микроструктурных изменений

висимостей (1)...(3), о чем подробнее можно ознакомиться в обзорной работе [2], однако особых принципиальных изменений к моделям (1)...(3) пока не предлагается.

Для расчетного определения величины $V_j(t)$ обычно используют экспериментальные диаграммы, в частности, для сталей — диаграммы анизотермического распада аустенита соответствующего химического состава либо более удобные параметрические уравнения, основанные на соответствующей обработке диаграмм анизотермического распада [18 и др.]. По данному вопросу имеется достаточно большое количество работ [1, 2 и др.], поэтому нет необходимости подробно останавливаться.

Отметим, что при сварке плавлением часто важно знать химический состав формируемого металла сварного шва, что требует соответствующих данных относительно расплавляемых объемов основного металла, а также металла предыдущих слоев (проходов).

Для этих целей используют различные подходы, основанные

- на опытных данных относительно доли участия основного металла;
- на теории теплопроводности при соответствующем распределении эффективной тепловой мощности источника нагрева в пространстве и времени [3, 19] и др.;
- на описании тепломассопереноса с учетом гидродинамики жидкой ванны, распределения потока тепла и силовых воздействий [20] и др.

В качестве иллюстрации на рис. 1, 2 приведены из [19] результаты сопоставления эпюр остаточных напряжений в зоне кольцевого стыка при сварке труб из низколегированной стали типа X65 следующего химического состава, мас. %: 0,1 C; 1,6 Mn; 0,4 Si; 0,07 Nb; 0,07 V; 0,03 Ti. Исходное состояние бейнита $V_b = 0{,}4$ (40 %), перлито-феррита $V_p = 0{,}6$ (60 %). Диаметр трубы 380 мм, толщина стенки 19 мм. Сварка без начального подогрева. Два варианта дуговой односторонней сварки: I вариант за три прохода и II вариант за восемь проходов. Режимы и способы приведены в табл. 1. Видно, что существует отличие в распределении остаточных напряжений, однако не очень значительное, что обусловлено относительно небольшим объемом закалочных макроструктур в ЗТВ и металле шва.

Более характерные результаты получены при сварке сталей, весьма склонных к закалке. В работе [21] этот вопрос исследован применительно к сварочному нагреву высокоуглеродистых сталей в связи с проблемой холодных трещин — типичными дефектами, высокий риск образования которых существенно ограничивает применение этих сталей в сварных конструкциях. При их сварке наряду с наиболее часто встречающимися поперечными трещинами, обусловленными действием продольных напряжений σ_{xx}, образуются продольные холодные трещины, связанные с действием нормальных напряжений по толщине σ_{zz} (рис. 3, *а*) и поперечных напряжений σ_{yy} (рис. 3, *б*). По значению остаточных напряжений не всегда можно понять причину появления таких трещин, особенно подваликовых (рис. 3, *а*). В [21] показано, что в зоне мартенситного превращения происходит существенное изменение напряжений (рис. 4) с появлением достаточно высоких временных напряжений σ_{zz} и σ_{yy}, способных вызвать хрупкие разрушения, типа приведенных на рис. 3.

В работе [21] экспериментально показано, что необходимые для образования холодных трещин (рис. 3, *а*) пики растягивающих напряжений могут быть невелики. Так, для стали 65ГС при содер-

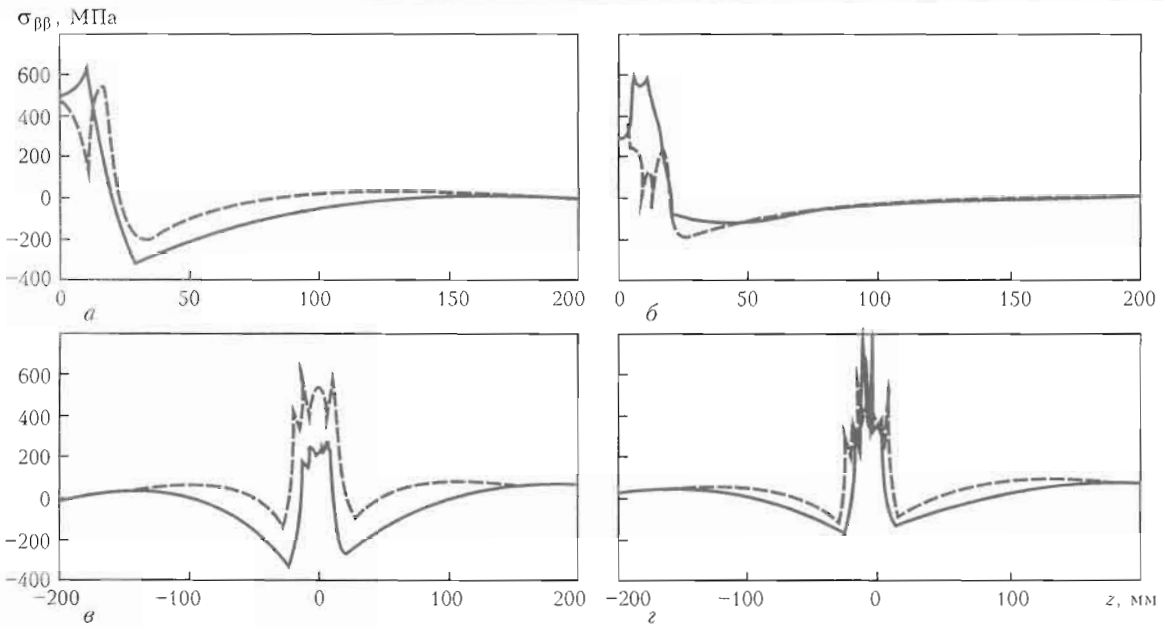


Рис. 2. Эпюры распределения остаточных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ на внутренней (сплошная кривая) и наружной (штриховая) поверхностях трубы для I (*а*, *б*) и II (*в*, *г*) варианта без учета (*а*, *в*) и с учетом (*б*, *г*) микроструктурных изменений

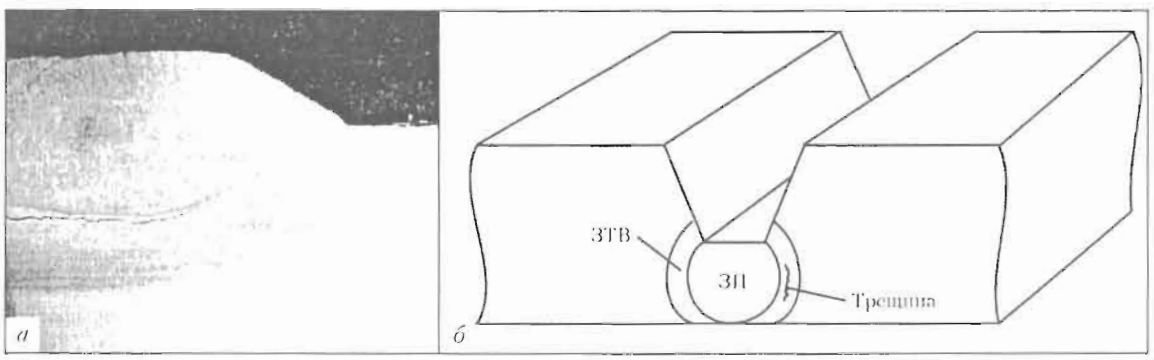


Рис. 3. Примеры продольных холодных трещин при сварке (наплавке) закаливающихся сталей: *а* — подваликовая трещина при наплавке; *б* — схема продольной трещины при сварке корневого шва

жании мартенсита $V_m = 0{,}16...0{,}19\ \sigma_{кр} \approx 500$ МПа, а при $V_m = 0{,}9\ \sigma_{кр} \approx 50$ МПа, что вполне объясняет образование холодных трещин.

Таблица 1. Характеристики вариантов сварки многопроходного стыкового шва

№ варианта	№ прохода	$I_{св}$, А	$U_д$, В	$v_{св}$, мм/с	Способ сварки	$q_н$, Дж/мм	F, мм^2
I	1	133	13	4,02	А	249	18
	2	183	35	3,18	Б	2011	68
	3	280	35	3,18	Б	3082	104
II	1	100	20	4,02	В	373	14
	2	192	25	4,02	В	896	30
	3	100	20	3,18	В	472	15
	4	85	20	3,18	В	401	14
	5	140	20	2,03	В	1034	32
	6	120	20	2,03	В	886	28
	7	120	20	2,03	В	886	28
	8	150	20	2,03	В	1107	35

Примечание. А — аргонодуговая сварка неплавящимся электродом, КПД = 0,5; Б — дуговая сварка в CO_2; КПД = 0,7; В — дуговая сварка плавящимся электродом в смеси газов, КПД = 0,75; F — площадь сечения прохода.

2.2 Термомеханика процесса наплавки. Наплавка широко применяется для восстановления изношенных деталей, а также как изготовительная операция для придания наплавленным поверхностям определенного комплекса физико-механических свойств. Моделирование термомеханических процессов при наплавке деталей различной формы привлекает внимание исследователей различных стран [21–23 и др.]. При этом цели аналогичны тем, которые были при исследовании термомеханических процессов при сварке: остаточные напряжения, деформации и риски образования горячих и холодных трещин. Математическое моделирование термомеханических процессов при наплавке не вызывает каких-либо принципиальных вопросов по сравнению со сваркой. Чаще всего возникают вопросы преодоления громоздкости, связанной с размерами наплавленного изделия, и длительности процесса. Например, при дуговой наплавке (облицовке) внутренней поверхности одной обечайки корпуса атомного энергетического реактора площадью около 25 м^2 в два слоя процесс длится непрерывно около двух недель. Таких примеров много. Здесь возможны следующие пути преодоления громоздкости. Первый — рассматриваются только отдель-

ные характерные участки: например, начало, средняя часть вдали от начала и конца, а также концевой участок завершения процесса [23]. Второй путь — для характерного участка определяется кинетика напряжений и деформаций, а также «функция усадки» для остаточных деформаций участка, а затем методами теории упругости находят общие деформации изделия [24].

2.3. Локальный отпуск сварных конструкций. Сварные конструкции из ряда конструкционных сталей ферритно-перлитного, бейнитного и мартенситного классов, особенно при повышенных толщинах, подвергают термической обработке типа высокого отпуска в целях снижения остаточных напряжений и получения более равновесных микроструктур в зоне сварных швов. Подобная операция особенно считается необходимой в случаях работы конструкций при низких температурах, в агрессивных средах, при циклических нагрузках, когда роль остаточных напряжений может быть весьма существенной.

К сожалению, в ряде случаев из-за габаритных размеров конструкций такую операцию можно осуществить только в виде локальной термообработки соответствующих размеров участка конструкции в зоне сварных швов.

Выбор рациональных размеров зоны нагрева, режимов нагрева и охлаждения является важной технологической задачей локальной термообработки, решение которой зависит от размеров и формы изделия, свойств материала, конструкции и типа нагревательных устройств и т.д. Здесь большое поле деятельности для методов математического моделирования и компьютерной техники.

Вполне могут быть использованы модели и расчетные алгоритмы термомеханики сварки соответствующих материалов, построенные на физической модели упруговязкопластической среды в виде [10], т.е. сумма приращений тензора неупругих деформаций мгновенной пластичности ε_{ij}^{p} и диффузионной пластичности (ползучести) ε_{ij}^{c} определяется на основе теории течения в следующей форме:

$$d\varepsilon_{ij}^{p} + d\varepsilon_{ij}^{c} = (d\lambda + \Omega dt)\,(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)\ (i, j = x, y, z). \quad (4)$$

Здесь скалярный множитель $d\lambda$ характеризует размер деформаций $d\varepsilon_{ij}^{p}$ и определяется условием текучести (например, Мизеса [10]), а скалярная величина Ω — функция ползучести материала, обычно для таких целей принимается на основе теории кратковременной ползучести [16] в виде

$$\Omega = \Omega_1(T)\Omega_2(\sigma_i), \quad (5)$$

где $\Omega_1(T)$ — функция температуры; $\Omega_2(\sigma_i)$ — функция интенсивности напряжений (эквивалентного напряжения); оба параметра экспериментально определяются из испытаний на простое растяжение либо кручение

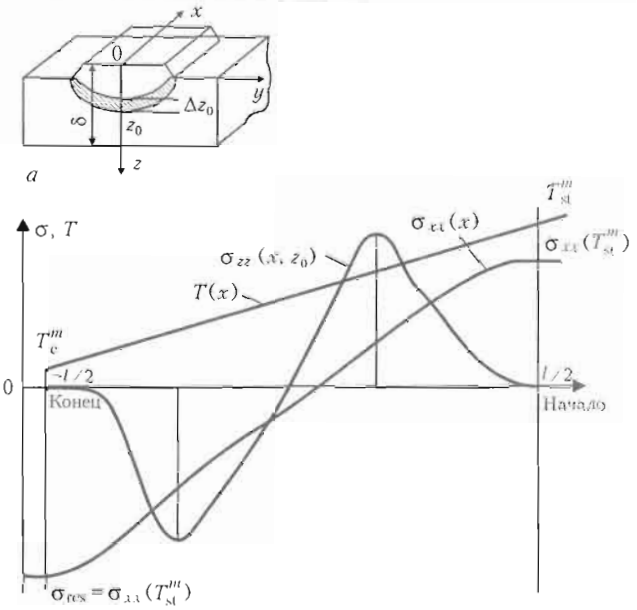


Рис. 4. Схема зоны мартенситного превращения (заштрихованная область) (*а*) и распределение температуры $T(x)$, напряжений $\sigma_{xx}(x)$ и $\sigma_{zz}(x, z_0)$ в зоне превращений $-l/2 < x < l/2$ (*б*)

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \times$$

$$\times \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2)},$$

В качестве примера использования такого подхода при решении задачи оптимизации параметров локальной термообработки сварных соединений можно привести работу [25], где тот решается относительно кольцевых стыков стальных труб (рис. 5). На рис. 6 приведены эпюры остаточных напряжений для трех типов (рис. 5) сварных швов, на рис. 7 — данные по степени релаксации этих напряжений в зависимости от размеров $2B$ зоны нагрева на поверхности трубы. При этом $\Omega_2(\sigma_i) = \sigma_i^{n-1}$, $\Omega_1(T)$ определяли из табл. 2.

Одним из важных выводов этой работы, вытекающим из данных на рис. 7, является то, что эф-

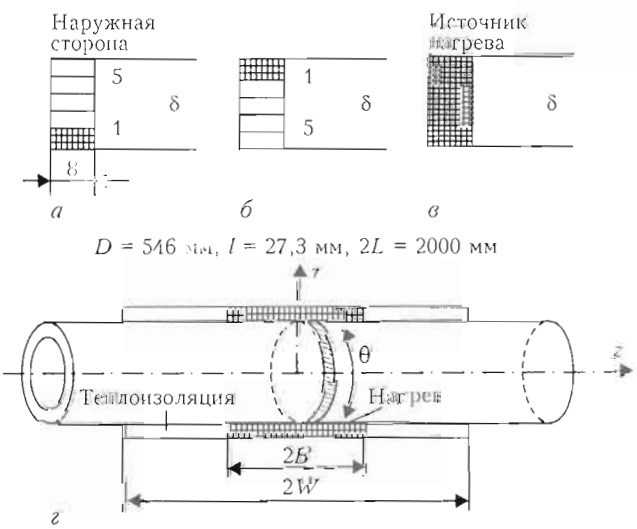


Рис. 5. Три типа сварочной модели (*а–в*) и модель послесварочной термообработки (*г*)

Таблица 2. Значения $\Omega_1(T)$ [25] в зависимости от T для разных n

T, °C	$1{,}5\Omega_1$	
	$n = 5$	$n = 4{,}2$
450	$4{,}19\cdot10^{-22}$	$2{,}64\cdot10^{-21}$
500	$1{,}67\cdot10^{-18}$	$1{,}05\cdot10^{-17}$
600	$1{,}67\cdot10^{-16}$	$1{,}05\cdot10^{-15}$
625	$6{,}67\cdot10^{-16}$	$4{,}20\cdot10^{-15}$

фективный размер $2B$ равен $5\sqrt{R\delta}$, где $2R$ — диаметр трубы, δ — толщина стенки.

Однако далеко не всегда можно получить такую простую рекомендацию для локальной термообработки. Характерные случаи жестких узлов с кольцевыми швами, для которых выбор рациональных режимов термообработки не так прост, приведены на рис. 8.

В качестве примера на рис. 9 приведена распечатка остаточных окружных напряжений в зоне сварного соединения №111/1, соединяющего патрубок коллектора с корнем парогенератора (рис. 8, *б*). Неравномерность охлаждения обусловливает возникновение нового достаточно высокого остаточного напряженного состояния после эффективной релаксации сварочных напряжений. Данные на рис. 9 получены численным путем в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины в результате математического моделирования процессов образования сварочных остаточных напряжений при многопроходной сварке стыка и последующего местного нагрева с помощью оборудования WELDTERM по заданной программе, используемой в действующей технологии зоны сварного стыка до температуры 660 °С, выдержка при этой температуре около 8 ч, а затем охлаждение. Материал узла — сталь 10ХН2МФА. Функция ползучести $\Omega(T, \sigma_i)$ имеет вид (5), где $\Omega_2(\sigma_i) = \sigma_i^n$, $n = 5{,}0$

$$\Omega_1(T) = 1{,}8\cdot10^{-16}\exp\left[-11{,}75\,\frac{650 - T}{T + 273}\right] \qquad (6)$$

$$(450 < T < 700\ ^\circ\text{C}).$$

Из данных рис. 9 следует, что выбранные условия локальной термической обработки данного сварного соединения недостаточно эффективные. Однако об этом разговор будет ниже.

3. Диагностика состояния «горячих точек». Очень важным вопросом оценки состояния сварных конструкций является определение не только напряженного состояния в зоне сварных соединений (от внешнего воздействия и остаточного, связанного со сваркой и термообработкой), но и состояния материала в характерных («горячих») точках с позиций наличия дефектов несплошности (особенно трещин), а также деградации сопротивления материала тем или иным видам разрушения. Если для определения геометрических дефектов несплошности материала в настоящее время существует много неразрушающих методов, позволяющих достаточно оперативно решать практические задачи [26 и др.], то для оценки степени деградации материала без его разрушения (даже частичного) в ряде случаев обойтись пока невозможно. Насколько важно иметь такие данные по деградации покажем на примере того же сварного соединения

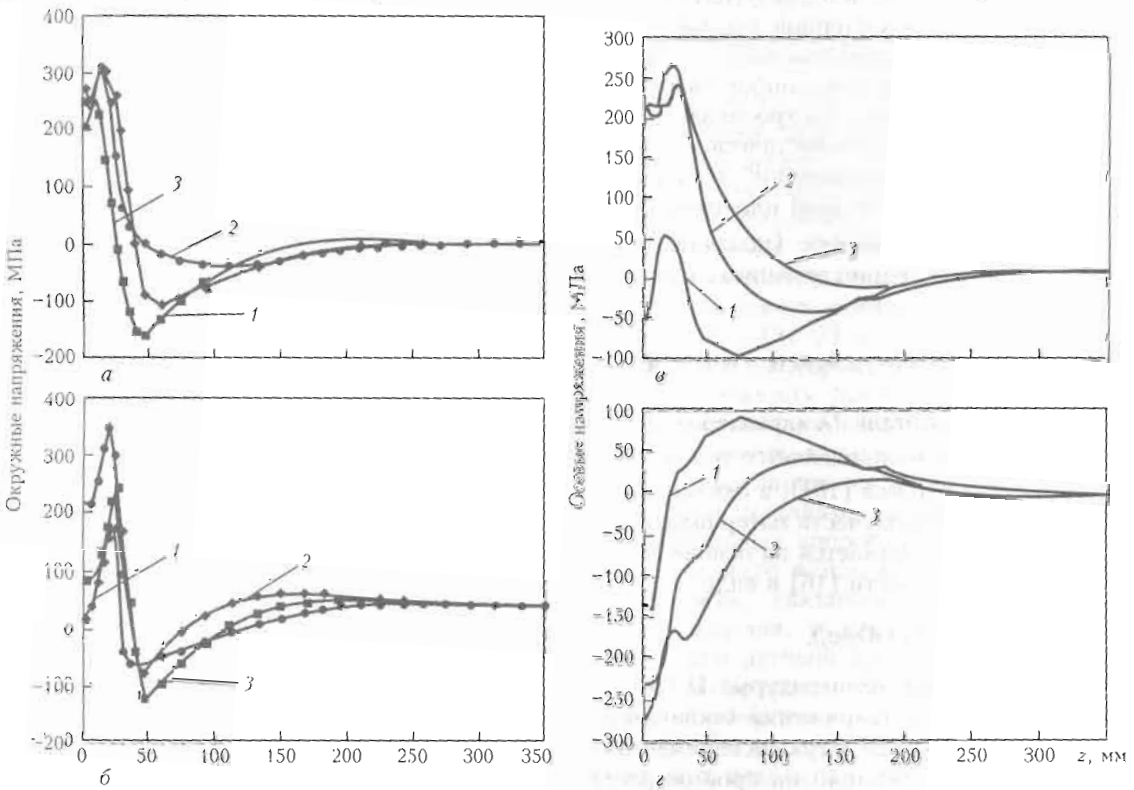


Рис. 6. Распределение остаточных сварочных напряжений на внутренней (*а*, *в*) и наружной (*б*, *г*) поверхности и осевых напряжений с обеих сторон поверхности (*в*): *1–3* — соответственно тип сварочной модели

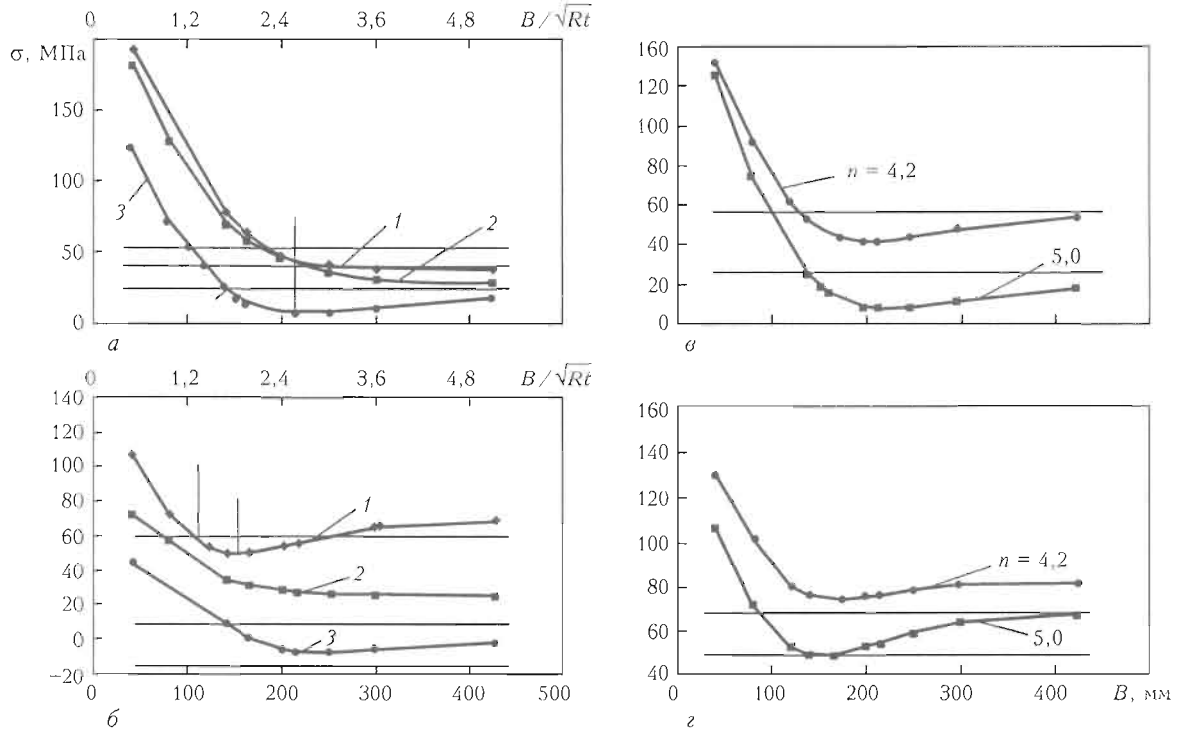


Рис. 7. Релаксация окружных остаточных напряжений на внутренней (*а*, *в*) и наружной (*б*, *г*) поверхности для трех типов (*1–3*) сварочной модели (*а*, *б*) и для типа 1 при разных *n* (*в*, *г*) в зависимости от ширины полосы нагрева

№ 111/1, напряженное состояние которого после термообработки рассматривалось выше (см. рис. 9).

Дефектограмма сварного соединения примерно после полутора лет эксплуатации (после указанной выше термообработки — высокого отпуска) с поперечными трещинами, обрабатывавшимися за этот срок, показана на рис. 10. Эти трещины, явно коррозионного типа, показывают, что материал зоны сварного соединения за этот период эксплуатации существенно утратил способность сопротивляться развитию таких дефектов. Иными словами, порог значений для стресс-коррозии K_{ISCC}, разделяющей стадию развития коррозионной трещины под напряжением, когда превалирует механизм электрохимической коррозии, от второй стадии, когда в развитии трещины преобладает механизм водородного охрупчивания (рис. 11), резко снизился по сравнению с действующими на контуре трещин значениями K_I. Результаты расчета величин K_I для трещин по рис. 10 с учетом действующих остаточ-

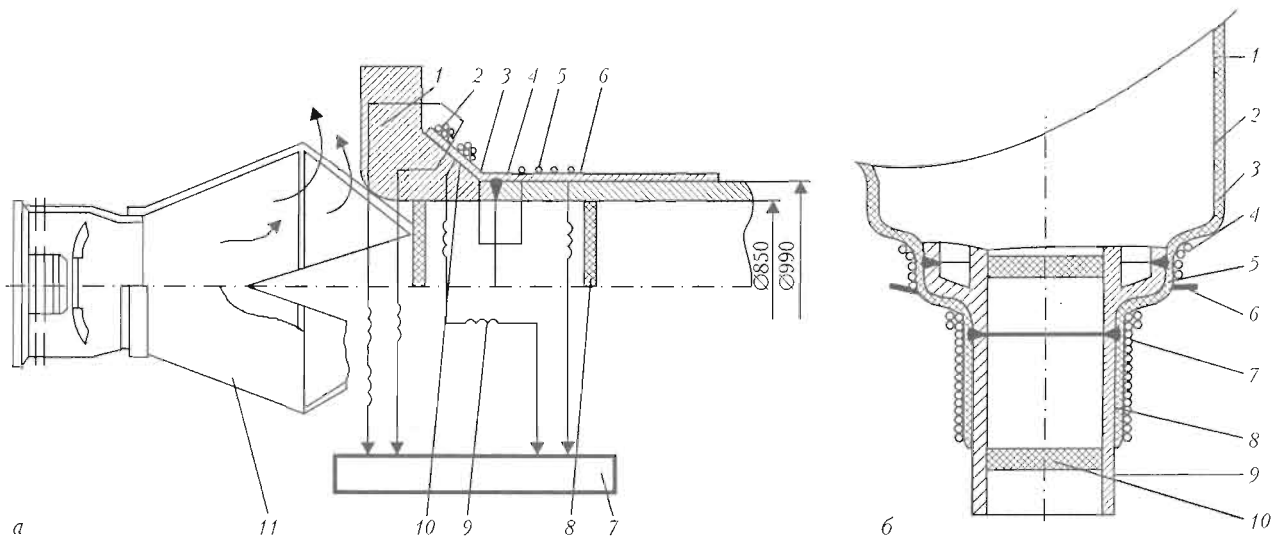


Рис. 8. Схемы установки индукторов при местной термической обработке сварных соединений приварки труб к корпусам реактора и парогенератора на АЭС с реактором ВВЭР-1000 к патрубкам корпуса реактора (*а*) и коллектору парогенератора (*б*) *а*: *1* — патрубок; *2* — индуктор, установленный на патрубке; *3* — ограничительные штыри; *4* — теплоизоляция зоны сварного шва; *5* — индуктор, установленный на трубе; *6* — теплоизоляция участка трубы; *7* — шкаф управления установки для термической обработки; *8* — внутренние теплоизоляционные перегородки; *9* — регулирующие дроссели в цепи индукторов; *10* — теплоизоляция патрубка; *11* — осевой вентилятор с диффузором; *б*: *1* — корпус парогенератора; *2* — коллектор; *3* — теплоизоляция; *4* — сварной шов коллектора; *5* — индуктор, установленный на коллекторе (6...8 витков); *6* — ограничители; *7* — сварной шов приварки трубы к коллектору; *8* — индуктор, установленный на сварном соединении трубы с коллектором (14...16 витков); *9* — труба; *10* — теплоизоляционная перегородка

z, мм	597.00	607.00	617.00	627.00	637.00	647.00	657.00	z, мм 667.00
5.000	91.58	95.10	90.60	79.37	65.14	51.27	39.60	30.92
15.000	84.08	77.90	72.54	66.78	60.18	53.19	46.28	40.26
25.000	71.56	65.79	63.54	63.08	62.10	59.98	56.74	53.00
35.000	60.98	57.99	59.48	63.37	66.53	68.33	68.86	68.80
45.000	53.27	53.28	57.80	65.05	71.38	76.64	81.44	87.38
55.000	48.34	50.54	57.02	66.92	75.68	84.13	93.89	108.69
65.000	46.32	49.41	56.75	68.70	79.04	90.34	105.64	132.40
75.000	47.56	49.95	57.36	70.12	80.95	94.88	116.02	157.70
85.000	53.80	67.51	63.35	72.08	82.73	99.13	125.62	182.01
95.000	126.54	103.72	75.36	75.78	87.95	108.02	145.40	200.25
105.000	134.02	114.85	105.90	111.14	120.17	144.75	182.91	212.06
115.000	144.21	130.44	120.04	132.17	163.44	180.25	211.20	222.94
125.000	177.36	170.73	171.74	171.31	195.99	197.28	212.05	223.05
135.000	211.17	208.80	166.78	162.10	180.20	193.36	209.90	228.74
145.000	156.85	147.49	131.19	141.81	154.87	171.61	204.49	231.45
155.000	156.64	144.30	135.84	149.74	160.45	168.82	194.87	231.38
165.000	152.46	140.33	132.62	139.17	152.54	168.96	193.77	239.62
175.000	145.53	132.93	127.77	136.85	153.04	172.59	201.77	235.93
185.000	134.60	122.49	118.62	126.80	144.65	167.96	205.52	242.46
195.000	121.02	108.91	102.98	107.62	122.56	146.44	198.87	260.97
205.000	106.51	93.14	83.55	80.96	83.83	85.11	87.65	76.82
215.000	92.20	77.42	65.54	57.90	51.77	37.45	12.18	-30.16
225.000	78.63	63.02	49.94	39.15	27.60	7.05	-25.47	-34.35
235.000	67.00	51.14	37.75	25.45	11.52	-10.03	-34.16	-36.47
245.000	58.49	42.79	29.69	16.98	2.57	-16.42	-36.08	-37.38
255.000	54.01	38.66	26.18	13.69	-0.31	-17.52	-34.59	-35.85
265.000	54.24	39.20	27.38	15.04	1.30	-14.91	-30.60	-30.48
275.000	59.37	44.49	33.07	20.61	6.71	-9.43	-24.95	-23.70
285.000	69.45	54.62	43.23	30.24	15.48	-1.62	-18.11	-16.76
295.000	84.32	69.61	57.85	43.97	27.39	8.22	-10.56	-11.03
305.000	103.53	89.56	78.31	61.83	42.37	20.04	-2.41	-8.63
315.000	127.38	115.95	103.72	86.62	66.37	43.78	21.58	6.27

Рис. 9. Остаточные окружные напряжения в зоне сварного соединения № 111/1 (распечатка)

ных напряжений $\sigma'_{\beta\beta}$ и напряжений от эксплуатационной нагрузки $\sigma''_{\beta\beta}$, значение которых не превышает 0,25 $\sigma'_{\beta\beta}$ на внутренней поверхности сварного соединения, приведены в табл. 3. Использована схема описания реальной трещины эквивалентной полуэллиптической трещиной с полуосями a и c [27]. Видно, что максимальные значения $K_I(G)$ не превышают 75 МПа·м$^{1/2}$ для самой глубокой трещины, в то время как для данной стали K_{ISCC} в исходном состоянии не ниже 100 МПа·м$^{1/2}$, т.е. имеет место существенная деградация K_{ISCC} (по крайней мере, в 10 раз). Последнее можно объяснить неудачными режимами высокого отпуска, когда длительная выдержка при высоких температурах может вызвать появление мелких дефектов в виде так называемых трещин отпуска. Их появление по [28] в сталях, склонных к таким дефектам при отпуске, связано с дисперсным упрочнением при высокотемпературной выдержке первичных зерен и концентрацией деформаций ползучести, связанных с релаксацией напряжений по границам зерен, что приводит к зарождению полостей, типа показанных на рис. 12. Такие полости, естественно, могут способствовать деградации сопротивления материала развитию коррозионных трещин под напряжением. Однако уверенно утверждать это можно только после соответствующих испытаний материала с построением диаграммы $v - K_I$ (см. рис. 11).

Это достаточно типичная задача, возникающая на практике при оценке возможной деградации материала «горячей точки» сопротивлению стресс-коррозии, решение которой традиционными методами [29] требует достаточно много образцов, а главное времени. Следует отметить, что подобные вопросы, связанные с оперативным определением степени деградации сопротивления материала в «горячих точках» конструкций, возникают постоянно. Использование неразрушающих методов для получения данных относительно изменения таких характеристик материала, как критическое значение коэффициента интенсивности напряжений материала K_{Ic}, определяющее сопротивление хрупкому разрушению; параметры диаграмм роста трещин по механизмам усталости, коррозии, ползучести и т.д., пока не находит реального воплощения, хотя стремление к этому имеется.

Реальные попытки уже сделаны по применению полуразрушающих методов, когда вместо стандартных образцов используются малогабаритные нестандартные из материала «горячих точек», в сочетании с соответствующими математическими моделями, как например, в работе [30] для определения K_{Ic}.

Для оперативного нахождения параметров материала, определяющих сопротивление росту коррозионных трещин (см. рис. 11), по крайней мере, в зоне $K_I \geq K_{ISCC}$ заслуживает внимания предложенный в работе [26] метод ускоренного испытания для небольших образцов (рис. 13).

В работе [26] используется экспериментально наблюдаемый факт: коррозионная трещина под напряжением в зоне $K_I \geq K_{ISCC}$ растет скачками, причем величина скачка Δl пропорциональна K_I^2, т.е.

$$\Delta l = \alpha k_I^2, \qquad (7)$$

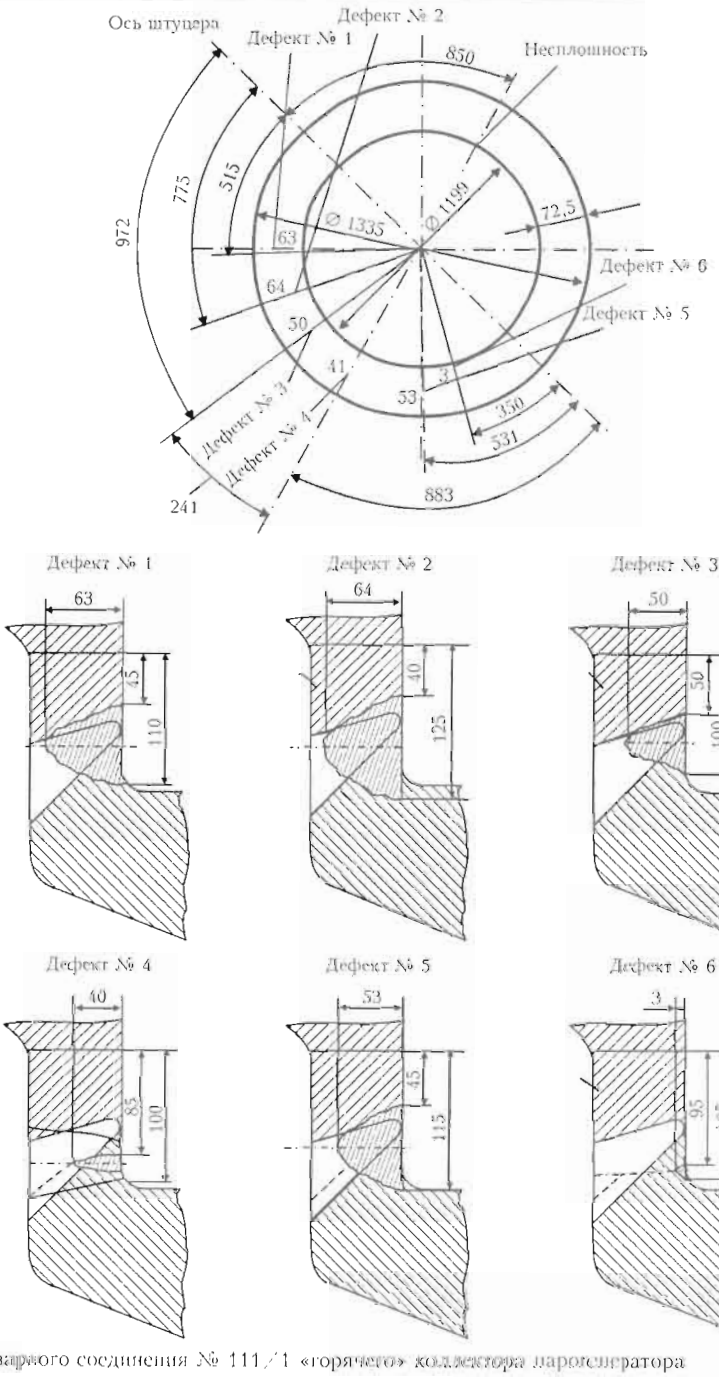


Рис. 10. Дефектограмма сварного соединения № 111/1 «горячего» коллектора парогенератора

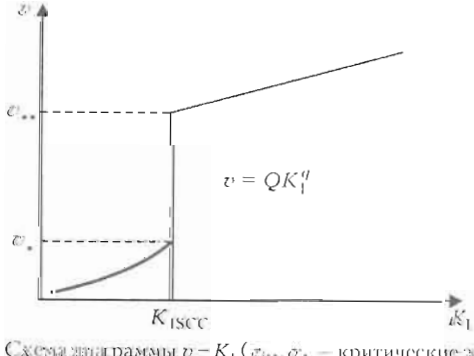


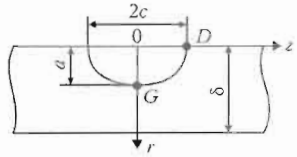
Рис. 11. Схема диаграммы $v - K_I$ (v_{**}, v_* – критические значения v при $K_I = K$)



Рис. 12. Появление полостей в начальной стадии образования трещин отпуска в ЗТВ низколегированной стали, ×2000

Таблица 3. Полученные размеры реальных трещин с помощью эквивалентной трещины

ПГ	№ дефекта	Размер дефекта, мм		Эквивалентная трещина				Схема полуэллиптической трещины
		Глубина H	Ширина $2l$	a, мм	c, мм	$K_I(G)$, МПа·м$^{1/2}$	$K_I(D)$, МПа·м$^{1/2}$	
1ПГ-1	1	63	65	51,2	51,2	59,24	41,18	
	2	64	85	59,0	59,0	70,18	45,20	
	3	50	50	40,0	40,0	45,11	35,50	
	4	40	15	19,6	19,6	26,75	24,34	
	5	53	70	48,7	48,7	55,75	39,90	
	6	3	10	3	5	10,60	12,15	
1ПГ-2	1	8	15	8,8	8,8	17,82	16,34	
	2	50	25	28,3	28,3	33,90	29,40	
	3	40	15	19,6	19,6	26,75	24,34	
	4	35	30	25,9	25,9	31,86	28,07	
	5	10	25	10,0	12,5	19,29	19,63	
	6	48	72	47	47	53,45	39,04	



где α — коэффициент пропорциональности, не зависящий от силовых условий, а только от свойств материала и коррозионной среды.

Соответственно в схеме на рис. 13 вместо текущих измерений во времени очень малых приращений Δl измеряют промежуток времени Δt между соседними прыжками роста трещины. Измерению подлежит только начальный размер l_1 и размер в конце испытания после N прыжков роста l_N для получения необходимого решения $v - K_I$ используют зависимости

$$l_i = l_{i-1} + \alpha K_I^2(l_i) \ (i = 2, 3 \ldots, N), \tag{8}$$

$$\alpha = \frac{l_N - l_1}{\sum_{i=2}^{N} K_I^2(l_i)}, \tag{9}$$

$$K_I(l_i) = \frac{6P_i\sqrt{l_i}}{BW} \times$$

$$\times \left[1{,}93 - 3{,}07\left(\frac{l_i}{W}\right) + 14{,}53\left(\frac{l_i}{W}\right)^2 - 25{,}11\left(\frac{l_i}{W}\right)^3 + 25{,}8\left(\frac{l_i}{W}\right)^4\right]$$

при $L = 4W$. (10)

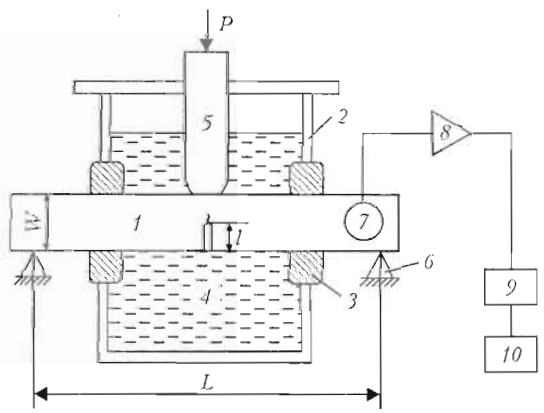


Рис. 13. Блок-схема экспериментального исследования коррозионных трещин: *1* — призматический образец; *2* — камера; *3* — уплотнение; *4* — вода; *5* — индентор; *6* — опора; *7* — пьезоэлектрический датчик; *8* — усилитель; *9* — устройство акустической эмиссии; *10* — регистратор

Из (8)...(10) путем последовательных приближений определяется величина α при заданных l_N, l_1 и N. После чего составляется таблица расчетных значений Δl_i ($i = 1, 2, \ldots, N$) по (7) и экспериментально замеренных Δt_i.

Искомая скорость роста $v_i = \Delta l_i / \Delta t_i$ ($i = 1, 2, \ldots$ $\ldots, N$) аппроксимируется зависимостью

$$v = QK_I^q, \tag{11}$$

где Q, q определяются путем обработки табличных значений v_i и соответствующих им $K_I(l_i)$. Тогда

$$K_{ISCC} = \left(\frac{v_{кр}}{Q}\right)^{1/q}, \tag{12}$$

где $v_{кр} = v_{**}$ по рис. 11 — заданное пороговое значение v, соответствующее K_{ISCC} [26].

4. Прогнозирование несущей способности сварных соединений при различных условиях нагружения. Этот вопрос в первую очередь возникает при оценке остаточного ресурса сварных соединений ответственных конструкций длительного срока эксплуатации, когда возраст конструкций близок к проектному ресурсу, а также, когда в зоне сварных соединений обнаружены дефекты, требующие оценки с позиций их допустимости в пределах определенного срока эксплуатации (например, до планового ремонта и т.п.).

Методика решения подобных вопросов обычно отличается от расчетных кодов, на основе которых проектируются сварные конструкции и их сварные соединения. Это отличие прежде всего связано с тем, что при проектировании и изготовлении конструкций трещинообразные дефекты не допускаются и, естественно, что на основе проектных расчетов трудно прогнозировать работоспособность конструкции с конкретными дефектами. Указанное обстоятельство определяет специфичность подходов, связанных с прогнозированием несущей способности сварных соединений после соответствующей диагностики, выявившей определенные геометрические дефекты несплошности материала (трещины) и деградацию свойств. Естественно, что важ-

ным исходным фактором является нагруженность сварного соединения как от внешней нагрузки, так и остаточными напряжениями.

4.1. Расчетные модели. При наличии указанной исходной информации прогнозирование несущей способности обычно производится в рамках подходов местной прочности с учетом наличия трещинообразных дефектов. В последние десятилетия широкое признание получил критерий ненарушения равновесия истинного или эквивалентного трещинообразного дефекта в виде функции от двух параметров

$$f(K_r, L_r) = 0, \qquad (13)$$

где K_r — параметр, характеризующий чисто хрупкое разрушение в рассматриваемой зоне сварного соединения с заданным трещинообразным дефектом; L_r — чисто вязкое разрушение для той же зоны и того же трещинообразного дефекта. Эти величины являются комплексными параметрами, состоящими из соответствующих характеристик (инвариант) напряженно-деформированного состояния, формы и размеров дефекта, а также свойств материала в «горячей точке», определяющих сопротивление соответственно хрупкому и вязкому разрушению [31, 32].

Существуют различные представления уравнения (13), основанные в основном на обобщении экспериментальных данных, типа приведенных на рис. 14. Кривые на рисунке хорошо аппроксимируются зависимостью [31]

$$K_r(L_r) = (1 - 0{,}14L_r^2)\,[0{,}3 + 0{,}7\exp(-0{,}65L_r^6)]$$
$$\text{при } L_r < L_r^{\max},\ K_r(L_r) = 0 \text{ при } L_r > L_r^{\max}, \qquad (14)$$

где $K_r = K_I/K_{Ic}\eta$; $L_r = P/P_L(\sigma_T)$; K_I — коэффициент интенсивности напряжений на контуре трещинообразного дефекта; K_{Ic} — сопротивление материала хрупкому разрушению (критическое значение K_I); $\eta \geq 1$ — поправка, учитывающая частичное отличие рассматриваемого дефекта от трещины в условиях плоской деформации; $P(a, \sigma_T)$ — значение этого параметра, вызывающего пластическую неустойчивость в зоне этой же трещины с размерами a при условии идеальной пластичности материала, имеющего предел текучести $\sigma_T = \sigma_{0,2}$; $L_r^{\max} = \sigma_в + \sigma_T/2\sigma_T$; $\sigma_в$ — временное сопротивление материала.

В случае многоосного напряженного состояния у вершины трещины зависимость (14) можно использовать в рамках теории обобщенного нормального отрыва [33], подставив вместо K_I максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений $K_{\omega\theta}^{\max}$ в соответствующей точке вершины по [33]. С учетом нерелаксированных остаточных напряжений σ_{ij}^r величина $K_{\omega\theta}^{\max}$

$$K_{\omega\theta}^{\max} =$$
$$= \left[(K_I + K_I^r)\cos^3\frac{\omega}{2} - 3(K_{II} + K_{II}^r)\cos^2\frac{\omega}{2}\sin\frac{\omega}{2}\right]\times$$
$$\times \cos^2\theta + (K_{III} + K_{III}^r)\cos\frac{\omega}{2}\sin 2\theta \qquad (15)$$

при значениях углов $\omega = \omega_*$, $\theta = \theta_*$, определяемых условиями

$$\frac{\partial K_{\omega\theta}}{\partial\omega} = 0; \quad \frac{\partial K_{\omega 0}}{\partial\theta} = 0, \qquad (16)$$

где K_I, K_{II}, K_{III} — моды коэффициента интенсивности напряжений от внешней нагрузки, определяемой параметрами P; K_I^r, K_{II}^r, K_{III}^r — то же, но от нерелаксированных остаточных напряжений.

Величины $P_L(a, \sigma_T)$ также определяются с учетом многоосности напряженного состояния при наступлении пластической неустойчивости.

Характерно, что остаточные напряжения не оказывают влияния на величину $P_L(a, \sigma_T)$, поскольку успевают почти полностью релаксироваться до наступления пластической неустойчивости. Подобное имеет место и относительно эксплуатационных температурных напряжений, поэтому в [32] при расчете L_r рекомендуют не учитывать как остаточные, так и эксплуатационные температурные напряжения.

В процессе эксплуатации возрастает вектор a геометрических размеров дефекта, а также в определенной степени происходит деградация свойств (в частности, снижение K_{Ic}), что приводит к увеличению K_r и L_r по диаграмме оценки разрушения (рис. 15), т.е. состояние в рассматриваемой «горячей точке» в процессе эксплуатации будет определяться точкой B вдоль траектории ABC.

Если в точке A коэффициент запаса прочности определяется отношением отрезков $n = OC/OA$, то в точке B $n = OC/OB$, а в точке C $n = 1{,}0$. Таким образом, по мере развития дефекта и деградации материала по ДОР можно оценить риск наступления недопустимого состояния для безопасной эксплуатации.

Из изложенного следует, что в рассматриваемом случае оценка ресурса безопасной эксплуатации тесно связана с оценкой скорости развития вектора геометрических размеров дефекта a и степени дег-

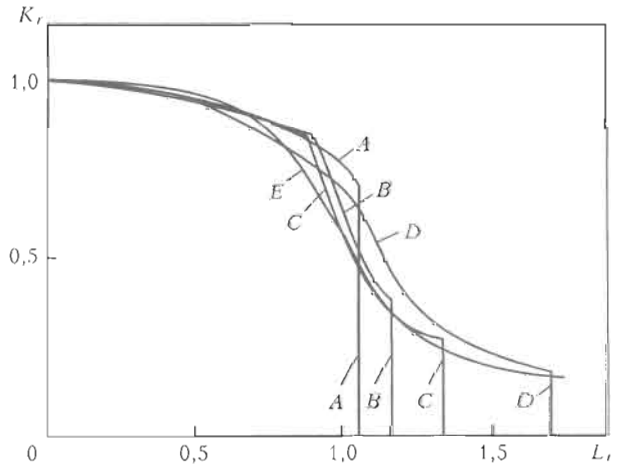


Рис. 14. Диаграммы предельного состояния $K_r = f(L_r)$ для конструкционных сталей разного типа [31]: *A* — высокопрочная сталь EN08; *B* — сталь для сосудов давления A533B; *C* — малоуглеродистая сталь с марганцем; *D* — аустенитная сталь; *E* — расчетная кривая по (14)

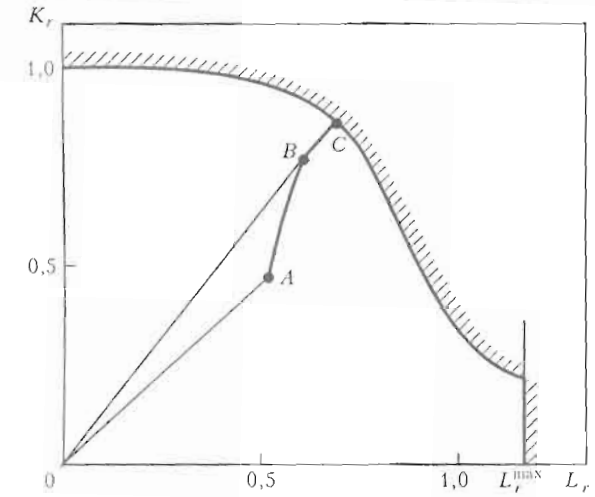


Рис. 15. Диаграмма оценки разрушения (ДОР) и схема траектории ABC кинетики развития разрушения в «горячей точке»

радации свойств материала, в частности, вязкости разрушения K_{1c}.

Вопросы роста геометрических размеров трещинообразного дефекта в настоящее время достаточно широко освещены в современной литературе. При этом выделяют в основном три характерных механизма: при переменных нагрузках усталостный, а при статических нагрузках за счет коррозии и ползучести.

В достаточно общем случае, с определенной степенью идеализации, считая, что все три механизма могут проявляться независимо, для трещины нормального отрыва получим

$$\frac{da}{dt} = \frac{C_y}{t_ц}\Delta K_I^m(\Delta K_I^{max})^s + C_{кор}(K_I^{ср})^q + C_{пол}(K_I^{ср})^p, \quad (17)$$

где $t_ц$ – время одного цикла; C_y, m, s – экспериментальные параметры диаграммы циклической трещиностойкости; $C_y = 0$ при ΔK_{Ic} – размахе коэффициента интенсивности напряжений меньше порового значения ΔK_{th}; $C_{кор}$, q – параметры роста трещины коррозии под напряжением; $C_{пол}$, p – параметры роста трещины ползучести; $K_I^{ср} = K_I^{max} - \Delta K_I/2$. Особенности сварного соединения здесь проявляются только при необходимости учета остаточных напряжений при определении K_I^{max}, а также в достаточно высокой стохастичности в численных значениях указанных параметров.

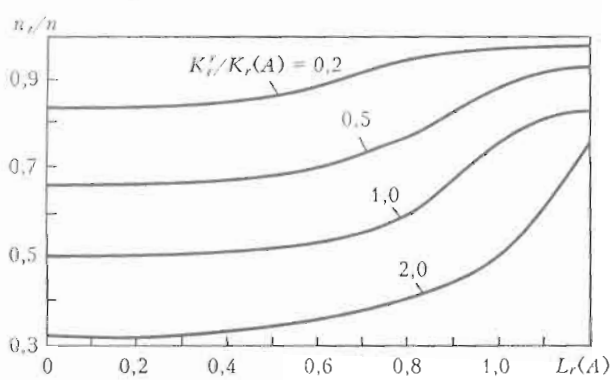


Рис. 16. Влияние остаточных напряжений на величину n_r/n в зависимости от $L_r(A)$ при $K_r(A) + K_r^r = f_1[L_r(A)]$

4.2. Остаточные напряжения. Из изложенного выше следует, что роль нерелаксированных остаточных напряжений при оценке остаточного ресурса сварных соединений может быть достаточно существенной, особенно при наличии дефектов, переменных циклических нагрузок, коррозионной среды. Используя ДОР (рис. 15), нетрудно сделать определенные оценки по влиянию остаточных напряжений.

Поскольку остаточные напряжения не влияют на величину L_r, а величину K_r^A в точке A ДОР можно представить суммой $K_r^A = K_r + K_r^r$, где K_r определяется внешней нагрузкой (силовой либо температурной), а K_r^r – остаточными напряжениями. Соответственно отношение запасов прочности с учетом остаточных напряжений n_r и без учета последних n определяется зависимостью

$$\frac{n_r}{n} = \frac{L_r^r}{L_r}, \quad (18)$$

где $L_r(K_r^A)$ и $L_r(B_1)$ – решения трансцендентного уравнения

$$\frac{K_r}{L_r} = f_1(L_r)/L_r, \quad \frac{K_r + K_r^r}{L_r^r} = f_1(L_r^r)/L_r^r, \quad (19)$$

$f_1(x)$ – правая часть выражения (14) при $x = L_r$, L_r^r. Отношения n_r/n в зависимости от величины $L_r(A)$ и отношения K_r^r/K_r приведены на рис. 16. Здесь хорошо видно, что чем больше $L_r(A)$, тем меньше влияние остаточных напряжений. При значениях $L_r(A) < 0,7$ роль остаточных напряжений достаточно заметна уже при $K_r^r/K_r > 0,2$. Поскольку даже высокий отпуск сварной конструкции обычно оставляет в зоне сварных соединений нерелаксированные напряжения на уровне 50... ...120 МПа, то при эксплуатационных нагрузках, соответствующих рабочим напряжениям 250... ...350 МПа, влиянием нерелаксированных остаточных напряжений не следует пренебрегать при оценке ресурса сварных соединений в рассматриваемой постановке задачи, т.е. одной из задач диагностики состояния сварных соединений конструкций на различных стадиях эксплуатации является определение нерелаксированных остаточных напряжений. К сожалению, пока большинство неразрушающих (полуразрушающих) методов [34] позволяет определить только остаточные напряжения в поверхностных (доступных для измерения) слоях либо средние по толщине листа напряжения [35, 36], что далеко не всегда является достаточным для расчета K_r^r.

Более информативны с этих позиций современные методы нейтронной дифракции [37] и высокоэнергетической синхротронной дифракции [38], однако их использование пока в основном реально в лабораторных условиях и требует весьма дорогостоящего оборудования.

Таким образом, наиболее реальным для применения является сочетание рассмотренных выше методов математического моделирования, истории

формирования остаточных напряжений, включая сварку и релаксационные воздействия (отпуск, силовое нагружение) с эксперментальными измерениями в отдельных точках поверхности неразрушающими (полуразрушающими) методами. Роль такого эксперимента — валидация расчетных данных, используемых при определении K_r^r.

Рассмотренный алгоритм использован при решении ряда практических задач, частично уже опубликованных [39–42], в том числе и трудах данной конференции [43].

1. *Махненко В. И.* Перспективы развития математического моделирования и информационных технологий в сварке и родственных процессах // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., пос. Кацивели, Крым, Украина, 16–20 сент., 2002 г. / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. — 2002. — С. 3–11.
2. *Boitout F., Bergheau J.-M.* The numerical simulation of welding in Europe: Present capabilities and future trends // Trans. JWRI. — 2003. — **32**, N 1. — P. 197–206.
3. *Junek L., Slovacek M., Prantl A.* Thermal and stress analysis of fusion welding process incorporating microstructure effect // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., пос. Кацивели, Крым, Украина, 16–20 сент., 2002 г. / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. — 2002. — С. 161–170.
4. *Radaj D.* Heat effect of welding. — Berlin; Heidelberg: Springer Verlag, 1992. — 348 p.
5. *Ueda J., Murakawa H., Nakacho K., Ma N.-X.* Establishment of computation welding mechanics // Trans. JWRI. — 1995. — **24**, N 2. — P. 73–86.
6. *Николаев Г. А., Рыкалин Н. Н.* Деформации при сварке конструкций. — М.: Изд-во АН СССР. — 1943. — 151 с.
7. *Окерблом Н. О.* Сварочные напряжения в металлоконструкциях. — М.: Машгиз, 1950. — 143 с.
8. *Окерблом Н. О.* Расчет деформаций сварных конструкций при сварке. — М.: Машгиз, 1955. — 212 с.
9. *Винокуров В. А.* Сварочные деформации и напряжения. — М.: Машиностроение, 1968. — 235 с.
10. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка., 1976. — 320 с.
11. *Okerblom N. O.* The calculation of deformation of welded metal structure. — London: H.M. Stationary Office, 1958.
12. *Vinokurov V. A.* Welding stresses and distortion. — Wetherby: British Library, 1977.
13. *Numerical* methods for the predictions of welding and distortions / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok et al. — Hardwood Acad. publ., 1999. — 146 p. — (Welding and surfacing reviews, Vol. 13, P. 1).
14. *Физические* свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справочник / Под ред. Б. Е. Неймарка. — М.; Л.: Энергия, 1967. — 240 с.
15. *Свойства* сталей и сплавов, применяемых в котлотрубостроении. — Л.: ЦКТИ им. Ползунова. — 1966. — Вып. 16. — Ч. I–III.
16. *Работнов Ю. Н., Милейко С. Т.* Кратковременная ползучесть. — М.: Наука, 1970.
17. *Юрьев С. Ф. Удельные* объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. — М.: Металлургиздат, 1950.
18. *Seyffart P., Kasatkin O.* Calculation of structure transformation in the welding process. — S.l., [1982]. — (Intern. Inst. of Welding: Doc. IX-82).
19. *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. 7–11.
20. *Zang W., Debrog T.* Modelling of solidified free surface profile during GMA welding // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., пос. Кацивели, Крым, Украина, 16–20 сент., 2002 г. / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. — 2002. — С. 24–29.
21. *Напряжения* при наплавке изделий из высокоуглеродистых сталей и риск образования холодных трещин / В. И. Махненко, А. А. Гайворонский, В. А. Саржевский, Е. А. Великоиваненко // Автомат. сварка. — 2004. — № 7. — С. 3–7.
22. *Faliat B., Zacharia T., Wang X. L.* Numerical analysis of residual stress distribution in tubes with spiral weld cladding // Welding J. — 1998. — N 8. — P. 328–335.
23. *Численное* исследование термомеханических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Т. Г. Кравцов, В. В. Севрюков // Автомат. сварка. — 2001. — № 1. — С. 3–10.
24. *Зайффарт П., Махненко О. В., Великоиваненко Е. А.* Оптимизация технологии наплавки больших листов // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., пос. Кацивели, Крым, Украина, 16–20 сент., 2002 г. / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. — 2002. — С. 222–228.
25. *Lu H., Wang J., Murakawa H.* Mathematical behavior in local postweld heat treatment. Report IV // Trans. JWRI. — 1999. — **28**, N 1. — P. 103—108.
26. *Механіка* руйнування і міцність матеріалів. Том 5: Неруйнівний контроль і технічна діагностика / Під ред. З. Т. Назарчука. — Львів: ФМІ ім. Г. В. Карпенка, 2001. — 1131 с.
27. *МР-125-01-90.* Расчет коэффициентов интенсивности напряжений и коэффициентов ослабления сечений для дефектов в сварных соединениях. — Киев, 1990. — 55 с.
28. *Гривняк И.* Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 215 с.
29. *ГОСТ 9.903–81.* Стали и сплавы высокопрочные. Методы ускоренных испытаний на коррозионное растрескивание. — Введ. 01.07.82.
30. *Прогнозирование* трещиностойкости корпусной реакторной стали на основе концепции «Master curve» и вероятностной модели / Б. З. Марголин, В. А. Швецова, А. Г. Гуленко и др. // Пробл. прочности. — 2002. — № 1. — С. 5–21.
31. *IIW Guidance* on assessment of the fitness for purpose of welded structures. IIW/IIS-SST-1157–90. — 322 p.
32. *Assessment* of the integrity of structures containing defects / R. P. Harrison, K. Loosemore, I. Milne, A. R. Dowling // Report R/H R6. Rev 2 of Central Electricity Generating Board-Bekeley. — 1980. — P. 193.
33. *Андрейкив А. Е.* Пространственные задачи теории трещин. — Киев: Наук. думка, 1982. — 345 с.
34. *Экспериментальные* методы исследования деформаций и напряжений: Справ. пособие. — Киев: Наук. думка, 1981. — 583 с.
35. *Гуща О. И., Махорт Ф. Г., Черноченко А. А.* Применение акустоупругости объемных волн для определения напряжений // Мат. III Всесоюз. симп. «Технологические напряжения». — М., 1998. — С. 134–145.
36. *Ultrasonic* instrumentation for measuring applied stress on bridges / P. A. Fuchs, V. A. Clare, M. G. Lozer et al. // J. Nondestructive Evaluation. — 1998. — **17**, N 3. — P. 141–152.
37. *Measurement* of residual stress using neutron diffraction. / Ed. M. Hatchings and A. Krawitz. — Boston; London: Kluwer Acad. publ., 1989.
38. *Evaluation* of residual stresses in bulk of materials by high energy synchrotron diffraction / W. Reimers, M. Broda, G. Brusch et al. // J. Nondestructive Evaluation. — 1998. — **17**, N 3. — P. 129–140.
39. *Сварные* строительные конструкции: В 3-х т. Т. 1: Основы проектирования конструкций / Под ред. Л. М. Лобанова. — Киев: Наук. думка, 1993. — 416 с.
40. *Махненко В. И., Махненко О. В.* Развитие расчетных методов оценки допустимости выявленных дефектов в сварных соединениях ответственных конструкций // Автомат. сварка. — 2000. — № 9/10. — С. 83–91.
41. *Определение* допустимых размеров сварных швов при установке тройников и муфт на действующих магистральных трубопроводах / В. И. Махненко, В. С. Бут, Е. А. Великоиваненко и др. // Там же. — 2003. — № 8. — С. 7–12.
42. *Махненко В. И.* Совершенствование методов оценки остаточного ресурса сварных соединений конструкций длительного срока эксплуатации // Там же. — № 10/11. — С. 112–121.
43. *Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И.* Расчетный алгоритм оценки допустимых размеров непроплавлений в сварных соединениях, работающих при сложном спектре циклических нагрузок // См. настоящий сб. — С. 50–55.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ И ТЕПЛООБМЕНА ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛА КРЕМНИЯ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ БЕСТИГЕЛЬНОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКИ

А. Е. АСНИС, В. Ф. ДЕМЧЕНКО, А. Б. ЛЕСНОЙ, С. П. ЗАБОЛОТИН
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Методом компьютерного моделирования проведен сравнительный анализ тепловой и гидродинамической обстановки в монокристаллах кремния, получаемых методом электронно-лучевой бестигельной плавки в земных условиях и условиях микрогравитации.

The method of computer modelling has been used to conduct comparative analysis of thermal and hydrodynamic situation in silicon single crystals produced by the floating-zone electron beam melting under the earth and micro-gravity conditions.

Космическое пространство с ослабленной в тысячу и более раз гравитацией можно рассматривать как уникальную технологическую среду, позволяющую значительно снизить тепловую конвекцию расплава в ростовых технологиях получения полупроводниковых материалов и открывающую совершенно новые возможности для формирования кристалла. В связи с этим в бывшем Советском Союзе и США были проведены многочисленные космические эксперименты, направленные на получение с помощью различных технологий полупроводниковых материалов в условиях микрогравитации.

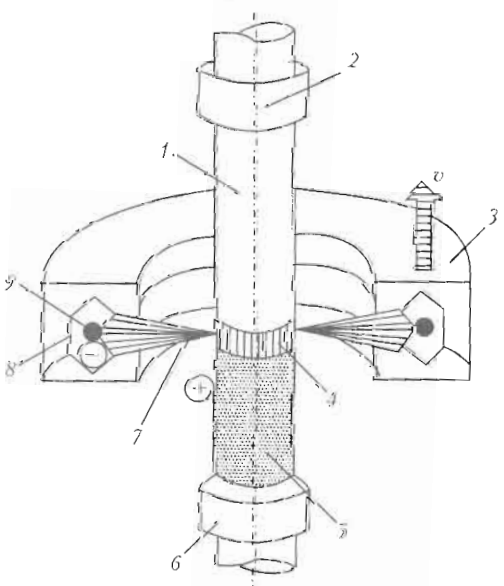


Рис. 1. Схема установки для электронно-лучевой бестигельной зонной плавки: *1* — переплавляемый образец; *2, 6* — держатели; *3* — электронно-лучевой нагреватель; *4* — расплавленная зона; *5* — переплавленный участок; *7* — электронный пучок; *8* — фокусирующее устройство; *9* — катод

Как показали результаты проведенных опытов [1], при пониженной гравитации степень однородности электрофизических свойств кристаллов, выращенных в условиях пилотируемого космического корабля, в значительной степени зависит от силовых возмущений вибрационного ускорения, появляющихся в результате работы различных механизмов и жизнедеятельности экипажа. В отличие от земных условий плавки, где в силу развитой конвекции расплава небольшие возмущения, накладываемые вибрацией на ускорение силы тяжести, не оказывают заметного влияния на структуру и интенсивность течения, в условиях микрогравитации вибрационные ускорения могут приводить к осциллирующему характеру движения расплава, что неблагоприятным образом сказывается [1] на свойствах выращенного полупроводникового материала. Поэтому представляет интерес поиск новых технологических решений, позволяющих использовать микрогравитацию для получения совершенных полупроводниковых материалов.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ проводятся работы [2] по созданию технологии и аппаратуры для выращивания монокристаллов методом электронно-лучевой бестигельной зонной плавки. При этой технологии расплавленная зона удерживается силами поверхностного натяжения, а для нагрева и плавления образца используется кольцевой электронно-лучевой нагреватель (рис. 1), который перемещается по образующей образца с постоянной скоростью. В конструкции установки предусмотрена возможность вращения переплавляемого кристалла, плавка в тепловом экране, пропускание постоянного тока вдоль образца, а также сканирование электронного луча с заданной частотой и амплитудой по свободной поверхности расплавленной

© А. Е. АСНИС, В. Ф. ДЕМЧЕНКО, А. Б. ЛЕСНОЙ, С. П. ЗАБОЛОТИН, 2009

зоны. Проведенные на опытной установке эксперименты свидетельствуют о том, что в земных условиях плавки обеспечивается устойчивое формирование монокристалла кремния диаметром 10 мм и поддержание высоты расплавленной зоны в пределах 8...10 мм.

Для отработки параметров режима плавки в условиях космического пространства (это может быть борт космического корабля или Луна) представляет интерес прогноз технологических результатов плавки в поле гравитационных сил, существенно отличающихся от земных. Для проведения таких прогнозных исследований целесообразно использовать метод математического моделирования.

В настоящей работе описана математическая модель тепловых и гидродинамических процессов, протекающих при выращивании монокристалла кремния методом электронно-лучевой бестигельной плавки. Модель базируется на полной системе уравнений динамики вязкой несжимаемой жидкости и уравнении конвективно-кондуктивного переноса энергии в осесимметричной постановке. Тепловые процессы описываются уравнением энергии в энтальпийной формулировке, учитывающей выделение (поглощение) скрытой теплоты на фронте кристаллизации (плавления):

$$\frac{\partial W}{\partial t} + V_r \frac{\partial W}{\partial r} + V_z \frac{\partial W}{\partial z} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r} \times \left(r\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right); \quad (1)$$

$$r, z \in \Omega = \{0 < r < R,\ 0 < z < H\},$$

где $W(T) = \int_{T_0}^{T} c\rho dT + \kappa\rho\eta(T)$ — энтальпия; $\eta(T - T^*)$ — функция Хевисайда; T^* — температура кристаллизации; $c(T)$, $\rho(T)$ — удельная теплоемкость и плотность материала соответственно; $\lambda(T)$ — коэффициент теплопроводности; $\vec{v} = \{v_r, v_z\}$ — вектор скорости движения расплава. На внешней поверхности $\Gamma_{\text{н}}$ цилиндрического образца Ω выписываются условия радиационного теплообмена со стенками камеры:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n}\Big|_{\Gamma_{\text{н}}} = \varepsilon_{\text{пр}}\sigma_0 \left(T^4|_{\Gamma_n} - T_{\text{к}}^4\right), \quad (2)$$

где n — нормаль к $\Gamma_{\text{н}}$; $\varepsilon_{\text{пр}}$ — приведенная степень черноты; $T_{\text{к}}$ — температура вакуумной камеры. Дополнительно к (2) при плавке в тепловом экране модель предусматривает возможность радиационного теплообмена боковой поверхности образца с теплозащитным экраном, расположенным ниже фронта кристаллизации и перемещающимся вместе с источником электронно-лучевого нагрева. По длине экрана решается одномерная нестационарная задача теплопроводности с учетом лучистого теплообмена внутренней и внешней поверхностей экрана с образцом и стенками камеры.

На оси образца записывается условие симметрии температурного поля

$$\frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=0} = 0. \quad (3)$$

Плотность теплового потока электронно-лучевого нагревателя $q(r, t)$ предполагается распределенной вдоль образующей образца по нормальному закону: центр пятна нагрева в регулярном режиме плавки перемещается с постоянной скоростью v_e. Параметры гауссова закона распределения мощности нагрева выбирались таким образом, чтобы 90 % мощности выделялось в кольцевом пятне заданной высоты. Методом разрезного катода установлено, что источник нагрева концентрируется в пятне высотой 10...12 мм, а распределение плотности теплового потока нагревателя близко к нормальному закону. Коэффициент полезного действия источника нагрева составляет 85 %. Для оценки влияния теплоты испарения взвешивали образцы до и после плавки. В результате проведенных измерений установлено, что потери массы не превышают 0,3 %, поэтому затратами тепла на испарение можно пренебречь.

Гидродинамические процессы в расплавленной зоне описываются системой нестационарных уравнений Навье–Стокса движения вязкой несжимаемой жидкости в приближении Обербека–Буссинеска:

$$\frac{\partial V_r}{\partial t} + V_r \frac{\partial V_r}{\partial r} + V_z \frac{\partial V_r}{\partial z} = -\frac{1}{\rho}\frac{\partial P}{\partial r} + \nu\left(\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\frac{\partial V_r}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 V_r}{\partial z^2} - \frac{V_r}{r^2} \right), \quad (4)$$

$$\frac{\partial V_z}{\partial t} + V_r \frac{\partial V_z}{\partial r} + V_z \frac{\partial V_z}{\partial z} = -\frac{1}{\rho}\frac{\partial P}{\partial r} + \nu\left(\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\frac{\partial V_z}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 V_z}{\partial z^2} \right) + F_z, \quad (5)$$

$$\frac{\partial V_z}{\partial z} + \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(rV_r) = 0, \quad (6)$$

где P — давление; ν — коэффициент кинематической вязкости; $F = g(t)\beta_T T$ — архимедова сила; $g(t) = g_0 + A \sin 2\pi\omega t$; g_0 — ускорение силы тяжести; A, ω — амплитуда и частота ускорения вибрации соответственно; β_T — коэффициент термического объемного расширения расплава. На фронтах Γ_f плавления и кристаллизации задаются условия прилипания и непроницаемости

$$V_n|_{\Gamma_f} = V_\tau|_{\Gamma_f} = 0, \quad (7)$$

где V_n, V_τ — соответственно нормальная и касательная к границе компоненты вектора скорости.

На свободной поверхности выполняется условие Марангони, в соответствии с которым тангенциальные напряжения, возникающие в поверхностном слое жидкого металла, уравновешиваются градиентом сил поверхностного натяжения:

$$\nu \frac{\partial V_z}{\partial r}\Big|_{r=R} = -\frac{1}{\rho}\beta_\sigma \frac{\partial T}{\partial z}\Big|_{r=R}, \qquad (8)$$

где β_σ — коэффициент поверхностного расширения. Для нормальной составляющей вектора скорости задаются условия непроницаемости

$$V_z(R, z, t) = 0. \qquad (9)$$

На оси образца задаются условия симметрии поля скоростей

$$V_r(0, z, t) = 0, \quad \frac{\partial V_z}{\partial r}\Big|_{r=0} = 0. \qquad (10)$$

Уравнения гидродинамики интегрируются в двумерной области, которая ограничена с одной стороны свободной поверхностью, с другой — фронтами кристаллизации и плавления, геометрия которых подлежит определению из решения тепловой задачи. Незначительной деформацией свободной поверхности металлической ванны будем пренебрегать. В начальный момент времени $t = 0$ задается температура переплавляемого монокристалла и положение центра электронно-лучевого нагрева.

Сопряженная задача гидродинамики и теплообмена (1)...(10) решается в естественных переменных методом сеток с использованием неявных разностных схем. Для аппроксимации уравнений конвективно-кондуктивного переноса энергии и импульса используется совместный лагранжево-эйлеровый метод [3, 4], основная идея которого состоит в аппроксимации на локальных лагранжевых сетках конвективных членов в уравнениях энергии и движения вместе с субстанциональными производными. Теоретические исследования и вычислительные эксперименты, выполненные нами на тестовых задачах, показали [5], что предложенный метод позволяет проводить расчеты с высокой точностью на достаточно грубых временных сетках благодаря подавлению эффектов счетной диссипации. Системы сеточных уравнений решаются с помощью высокоэффективной вычислительной процедуры ORTOMIN.

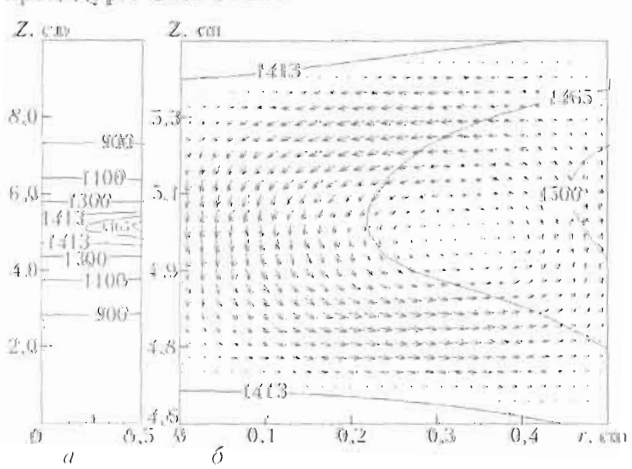


Рис. 2. Поле температур (*а*) и течение расплава (*б*) в земных условиях зонной плавки монокристалла кремния при $Q = 280$ Вт и $v_e = 35$ мм/ч

Расчеты для земных условий плавки и условий микрогравитации проводили для образца диаметром 1 см и длиной 10 см на сетке 30×300 узлов; мощность Q электронно-лучевого нагревателя и скорость его перемещения v_e варьировали в пределах $Q = 260...300$ Вт, $v_e = 2...10$ см/ч.

На рис. 2 представлено температурное поле и картина течения расплава при зонной плавке монокристалла кремния в земных условиях для $Q = 280$ Вт и $v_e = 35$ мм/ч. В этом случае гидродинамическое состояние расплавленной зоны формируется (рис. 2, *б*) преимущественно под воздействием архимедовой силы: у свободной поверхности возникает восходящий поток расплава, который вблизи фронта плавления разворачивается в радиальном направлении, образуя тороидальный вихрь, центр которого смещен к фронту плавления. Наибольшая скорость течения наблюдается на свободной поверхности в зоне максимального тепловыделения луча, а также в приосевых участках жидкого расплава (эффект цилиндричности образца). Интенсивным течением охватывается большая часть объема по центру расплавленной зоны. Максимальное значение вектора скорости равно 2 см/с.

Тепловое состояние образца характеризуется близкой к плоской геометрией фронта кристаллизации (рис. 2, *а*), что благоприятным образом сказывается на формировании монокристалла с высокой однородностью свойств. Вычислительный эксперимент по исследованию влияния режимов плавки на размер расплавленной зоны показал, что высота зоны определяется мощностью электронно-лучевого нагрева и не зависит от скорости v_e перемещения источника нагрева в диапазоне скоростей плавки 1...10 см/ч. Последнее объясняется низкими значениями (порядка 10^{-3}) теплового критерия Пекле, рассчитанного по значению v_e. Эти результаты вычислений хорошо согласуются с данными, полученными экспериментальным путем, при этом рассчитанная высота зоны расплава отличается от экспериментальной не более, чем на 5 %.

В отличие от земных условий плавки течение расплава в условиях микрогравитации (рис. 3) формируется в результате конкурентного взаимодействия термогравитационной и термокапиллярной сил, поэтому в расплаве вблизи фронта кристаллизации образуется вторичный вихрь, наличие которого является неблагоприятным фактором с точки зрения однородности химического состава растущего монокристалла. Поскольку вторичное течение расплава возникает в нижней (по отношению к направлению действия силы тяжести) части ванны, то для предупреждения химической неоднородности плавку в условиях микрогравитации целесообразно вести сверху вниз, чтобы направление перемещения источника электронно-лучевого нагрева совпадало с направлением силы тяжести. В таком случае вторичный вихрь локализуется вблизи фронта плавления и неоднород-

ность химического состава, обусловленная вовлечением во вторичное течение ликватов, исключается.

Максимальные скорости течения при плавке в условиях микрогравитации оказываются на два порядка меньше, чем в земных условиях, вследствие чего интенсивность отвода тепла конвективными потоками из зоны электронно-лучевого нагрева снижается. Это ведет к повышению температуры перегрева свободной поверхности расплава и снижению степени теплопоглощения образцом мощности электронно-лучевого нагревателя, которое обусловлено более высокими потерями тепла на излучение с боковой поверхности образца.

По сравнению с земными условиями плавки высота расплавленной зоны уменьшается на 10...15 % и образуется более выпуклый фронт кристаллизации с величиной прогиба 0,15 мм. Поэтому в конструкции полетного варианта установки предусматривается возможность регулирования распределения плотности теплового потока электронно-лучевого нагрева путем сканирования электронного луча по свободной поверхности расплава с заданной частотой и амплитудой. Расчетные оценки показывают, что при частоте сканирования 100 Гц и выше удается снизить температуру перегрева поверхности расплава и, соответственно, конвекцию Марангони. При этом из-за уменьшения радиационных потерь тепла при той же мощности электронно-лучевого нагревателя высота расплавленной зоны увеличивается на 10...12 %. Таким образом, сканирование электронного луча позволяет снизить энергопотребление на плавку, что является важным фактором в условиях ограниченного ресурса энергетических мощностей на борту космического корабля.

Другим способом воздействия на формирование монокристалла является использование короткого теплового экрана, расположенного ниже фронта кристаллизации. Как показывают расчеты, в результате тепловой работы экрана уменьшаются потери на излучение с поверхности образца в той его части, которая ответственна за конфигурацию фронта затвердевания. При этом вектор удельного теплового потока вблизи границы фазового перехода приобретает преимущественно аксиальное направление, что позволяет поддерживать практически плоский фронт кристаллизации при невысокой степени перегрева расплава.

Для анализа влияния вибрационных возмущений на тепловое и гидродинамическое состояние формирующегося монокристалла представляет интерес оценка постоянной времени τ гидродинамического процесса, т. е. длительности интервала, в течение которого расплав переходит из одного устойчивого состояния в другое под воздействием какого-либо возмущения. В качестве такого возмущения было рассмотрено мгновенное изменение ускорения силы тяжести. Постоянная времени в определенной мере зависит от интенсивности возмущения, поэтому достаточно оценить порядок значений этой характеристики гидродинамического

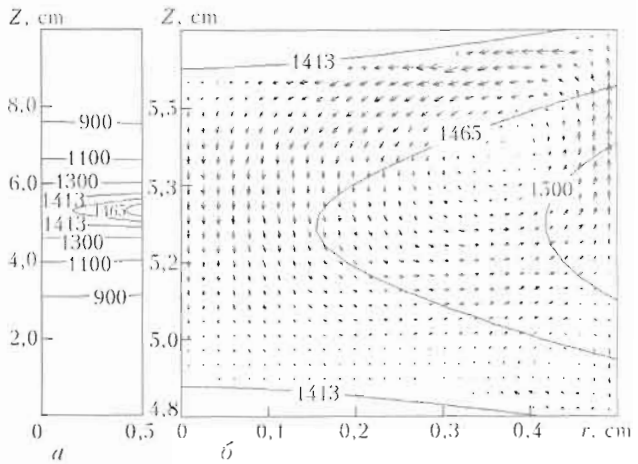


Рис. 3. Поле температур (*а*) и течение расплава (*б*) в условиях микрогравитации

процесса. Вычислительными экспериментами установлено, что при электронно-лучевой зонной плавке монокристалла кремния диаметром 1 см с объемом расплавленной зоны 0,7 см^3 постоянная времени составляет несколько секунд. Вибрационное возмущение расплава с периодом одного цикла вибрации, соизмеримым с постоянной времени гидродинамического процесса, оказывает значительное влияние на структуру течения расплава и может служить причиной слоистой неоднородности электрофизических свойств полупроводникового материала. Такая неоднородность наблюдалась [1] при проведении космических экспериментов.

Расчеты показали, что высокочастотное вибрационное воздействие с периодом вибрации, на два порядка меньшим постоянной времени τ, не изменяет гидродинамическую обстановку в расплавленной зоне. Этот эффект обусловлен тем обстоятельством, что при высокой частоте вибрации разнополярные вибрационные импульсы усредняются и эффективное вибрационное ускорение становится близким к нулю. С целью подавления влияния низкочастотных вибрационных ускорений на химическую однородность монокристалла представляет интерес разработка активных средств такого вибрационного воздействия, при котором адаптивная система управления в ответ на импульс вибрационного возмущения была бы способна посылать принудительное возмущение той же амплитуды, но противоположной по знаку.

1. *Мильвидский М. Г., Картавых А. В., Раков В. В.* Выращивание монокристаллов из расплавов в условиях космического полета // Поверхность. — 2001. — № 9. — С. 17–35.
2. *Патон Б. Е., Лапчинский В. Ф.* Сварка и родственные технологии в космосе. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 182.
3. *Ляшко И. И., Демченко В. Ф., Вакуленко С. А.* Вариант метода расщепления уравнений динамики вязкой жидкости на лагранжево-эйлеровых сетках // Докл. АН УССР. — Сер. А. — 1981. — С. 43–47.
4. *Демченко В. Ф., Лісний О. Б.* Лагранжево-ейлеровий метод чисельного розв'язку багатовимірних задач конвективної дифузії // Доп. НАН України. — 2000. — № 11. — С. 71–75.
5. *Демченко В. Ф., Лісний О. Б.* Порівняльний аналіз дисипативних властивостей різницевих схем для багатовимірних задач конвективної дифузії // Математ. моделирование. — 2000. — 6, № 1. — С. 20–24.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ ЗАСЫПОК ИЗ СФЕРИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

К. Е. БЕЛЯВИН, М. В. ПЕТРУШИНА, Е. Л. ПОГУДО, Ю. А. ЧИВЕЛЬ
(Ин-т молекулярной и атомной физики НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь)

Проведено компьютерное моделирование процесса сварки засыпки из 2-х слоев сферических частиц импульсным и импульсно-периодическим лазерным излучением с длиной волны λ = 1,06 мкм в течение 1...5 мс. Показана эффективность предложенного способа спекания целенаправленной фокусировкой лазера в промежуток между частицами верхнего слоя.

Computer modelling of the process of welding of charge consisting of 2 layers of spherical particles using pulsed and pulsed-periodic laser beams with wavelength λ = 1.06 μm for 1...5 ms has been carried out. Efficiency of the suggested sintering method using the directed focusing of the laser beam between the upper layer particles is shown.

При создании имплантатов из металлических порошков методами селективного лазерного спекания [1] необходимо сохранить высокую степень пористости изделия при минимальной деформации порошковых частиц. Для этого достаточно контактного сплавления частиц двух слоев порошка последовательной засыпки, но трудность заключается в обеспечении межслойного спекания без значительного проплавления частиц верхнего слоя засыпки.

Для решения этой проблемы методами численного моделирования проведены исследования процесса спекания засыпки из 2-х слоев сферических частиц импульсным и импульсно-периодическим лазерным излучением с длиной волны λ = 1,06 мкм длительностью 1...5 мс. Расчеты выполнены с использованием программы LS-DYNA на суперкомпьютере СКИФ.

Исследование оптических характеристик порошковых засыпок из сферического порошка. Для расчетов процесса спекания и выбора параметров воздействующего лазерного излучения проведены измерения коэффициентов отражения и пропускания слоев сферических частиц титанового порошка диаметром (200 + 30) и (400 + 30) мкм. Для измерения абсолютных коэффициентов отражения и пропускания применяли метод интегрирующей сферы, реализованный в фотометре отражения ФО-1. Измерения проводили на дискретной длине волн излучения в диапазоне 400...930 нм и при λ = = 1,06 мкм, вырезаемых из излучения сплошного спектра лампы накаливания с помощью интерференционных фильтров с шириной полосы пропускания 20...50 нм. Абсолютная погрешность измерений составила 1 % для коэффициента пропускания и 3 % для коэффициента отражения.

Исследуемые образцы представляли собой кювету диаметром 30 мм, на стеклянное донышко которой насыпали один, два и больше слоев порошка и достаточно равномерно распределяли их по поверхности донышка посредством вибрации. Образцы помещали на вход фотометрического шара при измерении пропускания или в боковое отверстие на поверхности шара при измерении коэффициента отражения. Предварительно были проведены измерения коэффициента отражения шлифованного образца из компактного титанового материала. Полученные значения R_{400} = 0,4, R_{520} = 0,44 и R_{620} = = 0,46 хорошо согласуются с расчетными в рамках формализма Друде с использованием приведенных в работе значений комплексного показателя преломления титана. Для длины волны лазерного излучения λ = 1,06 мкм коэффициент отражения составил R_{1060} = 0,60...0,65.

Полученные результаты показывают, что при плотной засыпке излучение поглощается в основном в первых двух слоях порошка. Отсутствие разброса измеренных значений коэффициента отражения при увеличении количества слоев указывает на то, что это постоянство обеспечивается отражением на частицах первого по ходу излучения слоя. Более низкий коэффициент отражения по сравнению с компактным образцом обусловлен пропусканием и многократным отражением на частицах первого слоя и, соответственно, увеличением поглощения на боковых поверхностях порошковых частиц. Из результатов измерений коэффициентов пропускания и отражения порошковых засыпок следует, что при сканировании большими пятнами только 15...20 % лазерного излучения попадает на частицы второго слоя, т. е. для обеспечения межслойного спекания необходимо перегревать частицы поверхностного слоя.

Исследования различных возможностей повышения доли лазерного излучения, поступающей в область контакта порошковых частиц первого и второго слоя, привели к разработке нового способа лазерного спекания изделий из сферического порошка

© К. Е. БЕЛЯВИН, М. В. ПЕТРУШИНА, Е. Л. ПОГУДО, Ю. А. ЧИВЕЛЬ, 2004

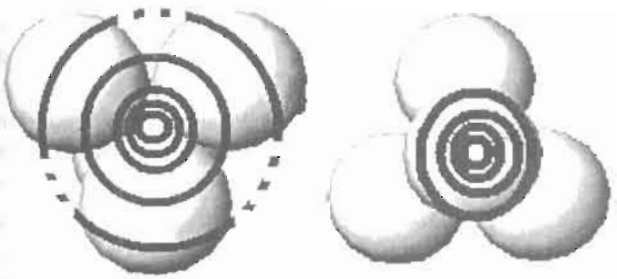


Рис. 1. Твердотельная модель

[2]. При его осуществлении лазерное излучение фокусируют на поверхности порошковой засыпки из сферических частиц в пятно, центр которого при каждом импульсе лазера совмещен с центром промежутка между тремя соседними сферическими частицами. Диаметр пятна фокусировки d выбирается меньшим диаметра частиц порошка и зависит от распределения плотности мощности лазерного излучения по площади сечения пятна. Это обеспечивает оптимальный нагрев областей контакта частиц верхнего слоя и прохождение 50 % мощности импульса в нижний слой при гауссовом распределении интенсивности по пятну фокусировки. Изменяя форму распределения интенсивности лазерного излучения по пятну фокусировки, интенсивность и длительность импульса лазера, можно варьировать степень нагрева поверхности частиц верхнего и нижнего слоев в области контакта частиц и оптимизировать процесс спекания для получения изделия с заданной пористостью. При этом обеспечивается высокий КПД процесса, т. к. осуществляется импульсный поверхностный разогрев частиц порошка в областях их контакта и происходит образование жидких манжет, соединяющих частицы. Изменение пористости порошкового соединения зависит от доли жидкой фазы.

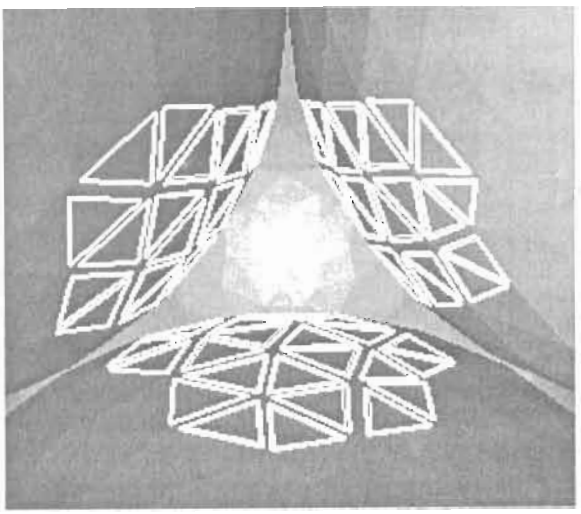


Рис. 2. Конечноэлементная сеть на поверхности шаров

Компьютерная модель. При моделировании процесса спекания были рассмотрены различные варианты расположения пятна облучения на поверхности порошковой засыпки. В качестве критерия спекания выбрано достижение температуры плавления материала порошка в точках касания сфер.

В среде Mechanical Desktop-6, являющейся расширением AutoCAD, построена твердотельная модель в виде 4-х твердотельных шаров диаметром 0,2 мм (рис. 1). Она передается в программу ANSYS, где для нее строится конечноэлементная сеть из твердотельных элементов, габаритные размеры которых не превышают 0,01 мм (рис. 2).

Построенная конечноэлементная сеть передается в программу LS-DYNA, где производится расчет. Граничные условия устанавливали путем задания потока мощности через поверхность. Для этого в конечноэлементной модели выделяются наборы сегментов (плоские площадки–наружные грани эле-

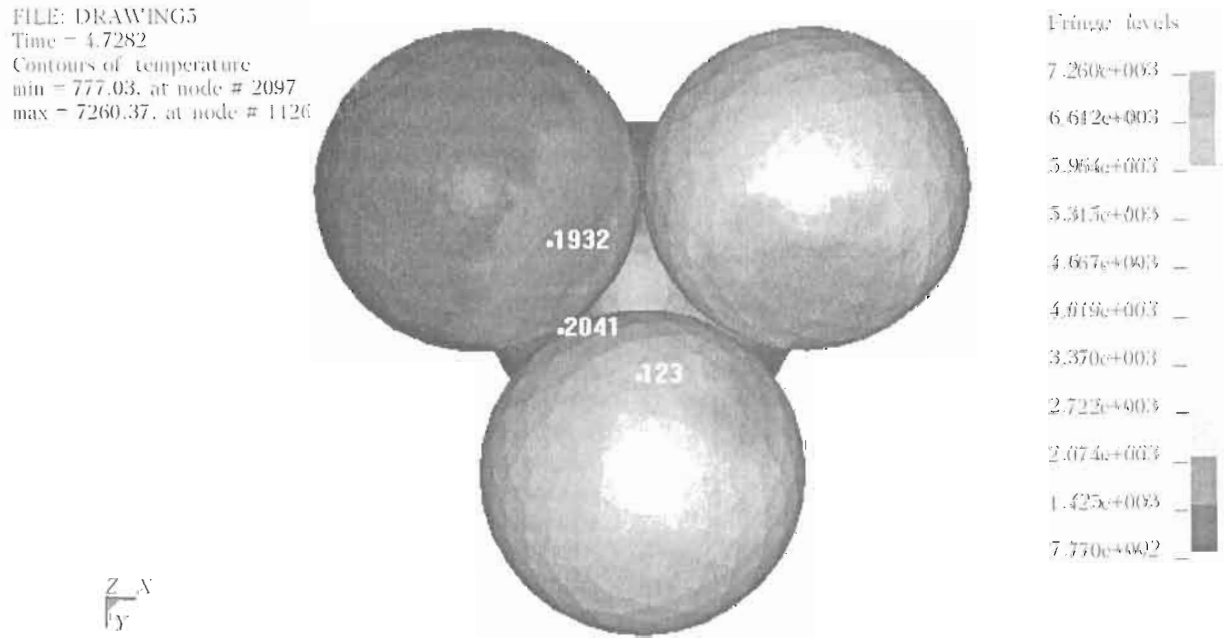


Рис. 3. Поле температур на поверхности твердотельной модели: 2041 (*B*) – точка контакта верхних шаров; 1932 (*C*) и 123 (*A*) – точки контакта нижнего шара с верхними

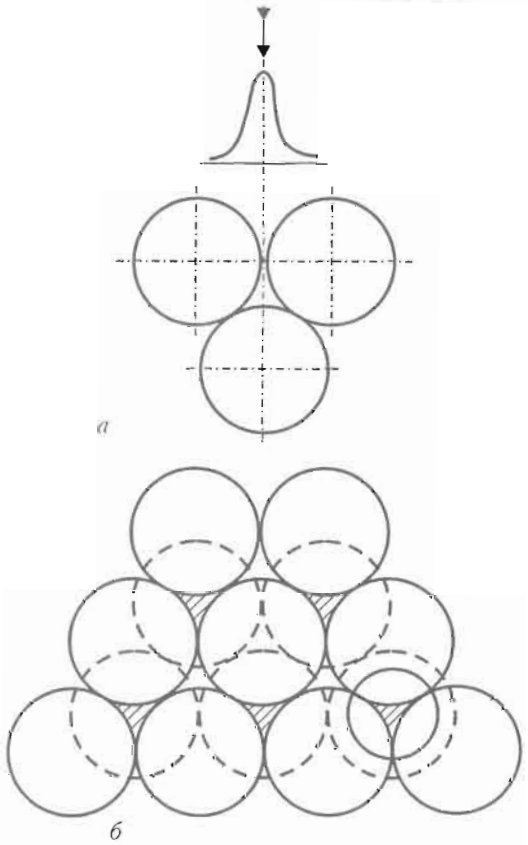


Рис. 4. Схема воздействия лазерного излучения на порошковую засыпку

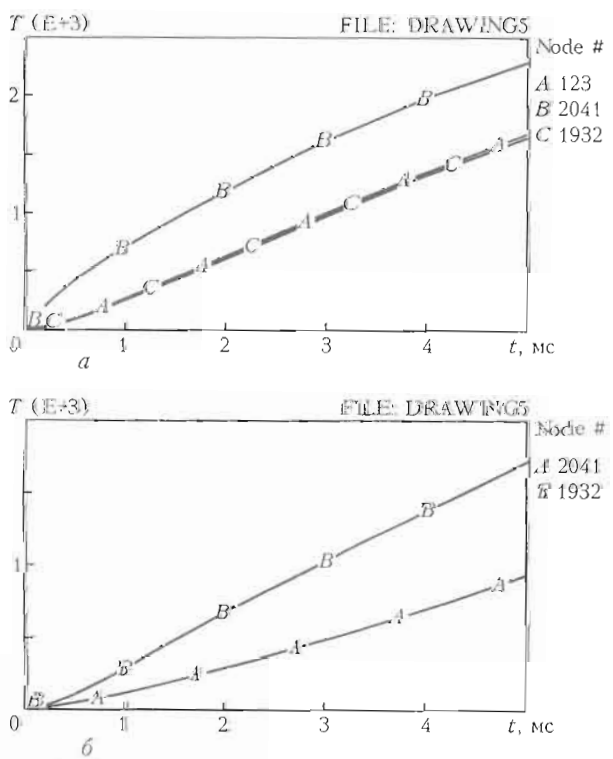


Рис. 5. Временная зависимость температуры точек контакта частиц при воздействии моноимпульса в промежуток между шарами (*а*) и в центр верхнего шара (*б*): *A*, *C* – нижний контакт; *B* – боковой контакт (P = 12 Вт, R_s = 0,1 мм)

ментов) и задаются значения потока мощности, поглощаемого на них (рис. 3). В рассматриваемой модели распределение плотности мощности лазерного излучения по пятну облучения на поверхности порошковой засыпки имеет форму распределения Гаусса $q = q_m \exp(-r^2/R_s^2)$ с полушириной R_s = = 0,02...0,20 мм, максимальная импульсная мощность лазерного излучения составляет P = 10...600 Вт, диаметр частиц порошка равен 200 мкм, коэффициент отражения материала частиц на длине волны λ = 1,06 мкм принят равным 0,6. Форма импульса воздействующего лазерного излучения в расчетах принималась треугольной с линейным нарастанием мощности в течение длительности импульса или прямоугольной.

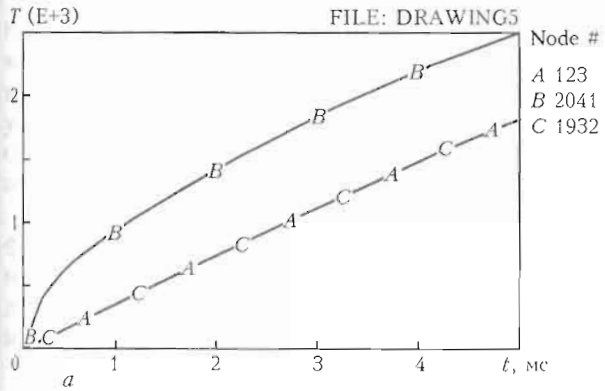
Зависимость потока мощности в выбранный момент времени от радиального расстояния от центра источника учтена при выборе набора сегментов. При расчетах учитываются многократное отражение и соответственное увеличение поглощения на боковых поверхностях шаров, а также потери на излучение от нагретой поверхности частиц по зависимости $dQ = \varepsilon\sigma T^4 dS$.

Значение потока в каждом наборе сегментов либо мгновенно возрастает от нуля до своего предела, либо линейно нарастает до максимума. Интерес вызывают точки касания шаров (рис. 4), а также общий нагрев частиц, поскольку необходимо, чтобы при минимуме областей с температурой выше 2000 К точки касания были прогреты до 2000 К, т. е. до температуры плавления материала частиц.

Результаты и обсуждение. При моноимпульсном воздействии рассмотрены два предельных варианта расположения пятна фокусировки лазерного излучения с R_s = 0,1 мм на поверхности порошковой засыпки (см. рис. 4). В первом варианте (рис. 4, *а*) центр пятна облучения совпадает с центром промежутка между шарами верхнего слоя. В этом случае значительная часть излучения попадает на частицы нижнего слоя. Во втором варианте (рис. 4, *б*) пятно облучения полностью накрывает один из шаров верхнего слоя. В этом случае прямое прохождение лазерного излучения на частицы нижнего слоя имеет место только в крыльях гауссова распределения.

По результатам проведенных расчетов построены поля температур на поверхности твердотельной модели. Как показано на рис. 5, в первом варианте уже при импульсной мощности 12 Вт обеспечивается спекание частиц верхнего слоя и межслойное спекание. Во втором варианте точки межслойного контакта успевают прогреться до температуры плавления только при импульсной мощности излучения свыше 50 Вт. При этом максимальная температура поверхности верхнего шара достигает $5 \cdot 10^3$ К.

Расчеты показали, что применение разработанного способа может обеспечить оптимальный режим спекания без перегрева частиц. Последовательное уменьшение размера пятна облучения (рис. 6 и 7)



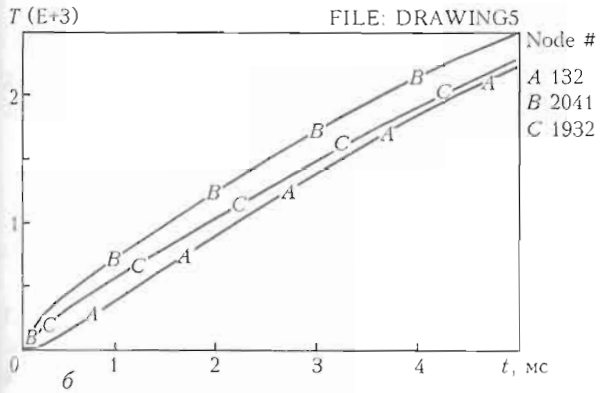


Рис. 6. Временная зависимость температуры точек контакта частиц при воздействии моноимпульса в промежуток между шарами: P = 12,5 Вт; R_s = 0,05 (*а*) и 0,02 (*б*) мм

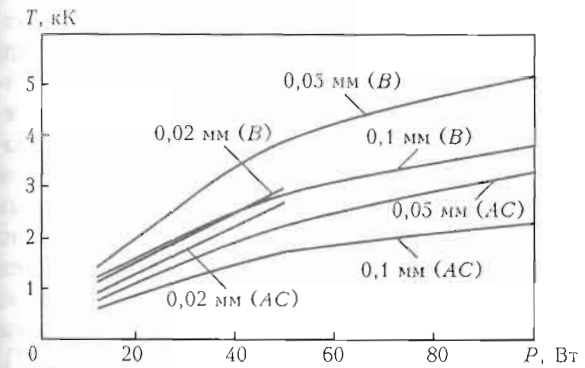


Рис. 7. Зависимость температуры точек контакта частиц от импульсной мощности и размера пятна фокусировки при воздействии моноимпульса лазерного излучения в промежуток между шарами

приводит к выравниванию температур в точках контактов в верхнем и нижнем слоях. Перегреву будет подвергаться только незначительная по площади часть поверхности частицы нижнего слоя, что вполне допустимо.

При произвольном сканировании для обеспечения сварки частиц необходимо накрыть пятном

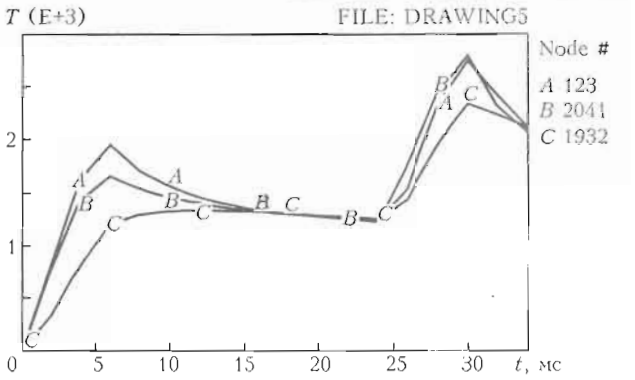


Рис. 8. Временная зависимость температуры точек контакта частиц при сканировании двумя импульсами по P = 25 Вт при R_s = 0,2 мм

облучения несколько частиц и перекрыть пятна нагрева. Режим воздействия при пятне облучения диаметром около 400 мкм и импульсной мощности лазерного излучения до 100 Вт был смоделирован для спекания 2-слойной засыпки сферических частиц размером 200 мкм при обеспечении соответствующего сканирования лазерного луча по поверхности засыпки. На рис. 8 представлены результаты расчетов воздействия 2-х сдвинутых импульсов лазерного излучения мощностью 25 Вт и длительностью 5 мс с периодом 20 мс (50 Гц) при сканировании с шагом 200 мкм.

Выводы

Моделирование воздействия импульсно-периодического лазерного излучения на 2-слойную порошковую засыпку при разных положениях пятна облучения на поверхности твердотельной модели подтвердило эффективность предложенного способа спекания, который заключается в целенаправленной фокусировке лазерного излучения в промежуток между частицами верхнего слоя при соответствующем выборе размера пятна фокусировки. Расчеты показали, что в этом случае обеспечивается контактное послойное и межслойное сплавление частиц при сохранении пористости, минимальной деформации частиц и снижении почти в 5 раз необходимой для спекания мощности лазерного излучения.

1. *Santos E., Osakada K., Abe F. et al.* // Proc. of X Int. Conf. on Laser-Assisted Microtechnology, St.-Petersburg, 2003. – P. 59–60.
2. *Чивель Ю. А., Белявин К. Е., Павленко В. К., Медведев С. В.* // Бюллетень изобрет. – 2004. – № 1. – С. 21–22.

НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ С ПОДОГРЕВОМ

А. БОКОТА, В. ПЕКАРСКА
(Ин-т механики и основ конструкций машин, Политехника Ченстоховская, Польская Республика)

Представлены математическая модель и расчетный метод оценки деформации и напряжений, возникающих при лазерной сварке стального листа с подогревом. Для определения температурного поля использовано уравнение теплопроводности с конвективным членом, решаемое методом функции Грина. Модель фазовых превращений базируется на диаграмме непрерывного охлаждения свариваемой стали и уравнениях Аврами, Койстинена и Марбургера. При определении временных и остаточных напряжений в зависимости от термической нагрузки и фазовых превращений учитывается связь термофизических параметров с температурой и фазовым составом стали. В модели напряжений учитывается структурная и трансформационная деформации.

Mathematical model and calculation method for estimation of strains and stresses formed in laser welding of steel sheets with preheating are considered. The temperature field is determined using the equation of heat conduction, which comprises a convection term and is solved by the Green function method. The phase transformation model is based on the continuous cooling transformation diagram plotted for steel welded, as well as on the Avrami, Koistinen and Marburger equations. Relationship of thermal-physical parameters with temperature and phase composition of steel is allowed for in estimation of temporary and residual stresses depending upon the heat load and phase transformations. The stress model allows for structural and transformation plasticity.

Введение. При рассмотрении одной из прогрессивных технологий соединения металлов — лазерной сварки — отсутствуют комплексные описания и модели, позволяющие оценивать явления, сопутствующие этому процессу. Причинами возникновения специфических процессов, нехарактерных для других способов сварки, являются высокая скорость сварки и специфическая форма шва, поскольку лазерный луч характеризуется высокой концентрацией энергии. Поэтому металл зоны сварки нагревается до высокой температуры при значительном ее градиенте [1–4]. Температурный градиент и фазовые превращения в зоне сварки приводят к существенным термическим и структурным деформациям, а в итоге к образованию временных и остаточных напряжений [2, 3, 5–9].

В большинстве экспериментальных работ в основном рассматривается влияние параметров сварки на перечисленные характеристики сварных соединений, а существующие цифровые модели относятся к определению температурного поля, зоны сплавления и зоны термического влияния (ЗТВ), хотя в работах [1, 3, 4, 9] предложена модель механических явлений при лазерной сварке, но без учета трансформационной деформации (transformation plasticity).

Для расчета удельного фазового состава в твердом состоянии и сопутствующей изотропной термической и структурной деформации использована модель фазовых превращений для свариваемой низколегированной стали [6, 10]. Принято, что свариваемый материал является упругопластичным. Значения временных и остаточных напряжений, возникающих в результате термических нагрузок и фазовых превращений, получены путем решения уравнений равновесия методом конечных элементов с помощью закона неизотермического пластического течения с изотропным упрочнением и условием Губера–Мизеса [3, 5, 7, 11]. В модели учтена зависимость термофизических параметров от температуры и фазового состава металла [6, 7].

С технологической точки зрения особое значение имеет оценка влияния структурных превращений на деформацию и уровень напряжений в свариваемой зоне. Возникающие напряжения формируют механические характеристики и прочность сварного соединения. Такая оценка возможна, если имеется информация о значении и виде фазовых превращений, возникающих в определенном тепловом цикле. Цифровая модель фазовых превращений и напряжений позволяет избегать дорогостоящих экспериментов, проводимых в целях получения данных, необходимых для оптимального ведения лазерной сварки.

Температурное поле. Температурное поле рассчитывается по уравнению неустановившегося потока тепла с конвективным членом:

$$a\nabla^2 T(\mathbf{x}, t) - \frac{\partial T(\mathbf{x}, t)}{\partial t} + \nabla T(\mathbf{x}, t)\mathbf{v} = -\frac{Q}{C}, \qquad (1)$$

© А. БОКОТА, В. ПЕКАРСКА, 2004

где a — коэффициент температуропроводности материала; C — удельная теплоемкость; Q — мощность объемных источников тепла, в которых учитывается тепло от лазерного луча; $\mathbf{v}$ — вектор скорости перемещения лазерного луча; $\mathbf{x} = \mathbf{x}(x_\alpha)$ — вектор положения рассматриваемой точки.

Уравнение (1) решено методом суперпозиции функции Грина, предложенным в работе [12]. Температурное поле в рассматриваемой точке определяют два источника тепла: один с гауссовым распределением в виде

$$Q_1(x') = \frac{P_1(1-R)}{2\pi r^2} \exp\left(-\frac{(x')^2 + (y')^2}{2r^2} - \beta|z'|\right), \quad (2)$$

действующий на расстоянии $x' = -d$ перед вторым, линейным с определенным погружением h_z:

$$Q_2 = P_2 \frac{H(z')}{h_z}, \qquad H(z') = \begin{cases} 1, & -h_z \le z' \le h_z, \\ 0, & |z'| > h_z, \end{cases} \quad (3)$$

где P_1, P_2 — соответствующие мощности лазерных лучей; β — коэффициент абсорбции; R — коэффициент отражения.

Принято, что стационарное решение в рассматриваемой области существует для времени t, а подвижная система координат $\{x', y', z'\}$ перемещается относительно базовой системы координат со скоростью $\mathbf{v} = \mathbf{v}(u, 0, 0)$.

Используя функцию Грина и добавив начальную температуру T_0, получаем

$$T(\mathbf{x}, t) = \frac{1}{C}\int_0^t \int_\Omega \times$$
$$\times\, Q_1(\mathbf{x}', t')G(|\mathbf{x} - (\mathbf{x}' - d)|, t - t')d\Omega' dt' + \quad (4)$$
$$+ \frac{1}{C}\int_0^t \int_\Omega Q_2 G(|\mathbf{x} - \mathbf{x}'|, t - t')d\Omega' dt' + T_0.$$

В результате интегрирования (4) по пространственным координатам с учетом (2) и (3) получаем полуаналитическое решение уравнения (1), которое приведено в работах [10, 12].

Фазовые превращения, термические и структурные деформации. Массовая доля аустенита, образовавшегося при нагреве, определяется по формуле Мехля–Аврами [13–15]. Массовая доля фазы, образовавшейся при охлаждении аустенита, определяется температурой и скоростью охлаждения в температурном интервале 800...500 °С. Массовая доля новой фазы (феррита, перлита или бейнита) определяется с учетом скорости охлаждения, а также по формуле Мехля–Аврами (диффузионные превращения) и с учетом уже существующих удельных составляющих. Массовая доля мартенсита определяется по формуле Койстинена–Марбургера

$$\tilde{\eta}_A(T, t) = 1 - \exp(-bt^n), \quad (5)$$

$$\eta_{i+1}(T, t) = (\tilde{\eta}_A - \Sigma\eta_i)\,[1 - \exp(-bt^n)], \quad (6)$$

$$\eta_{M_f}^{i+1}(T, t) = (\tilde{\eta}_A - \Sigma\eta_i)\,[1 - \exp(-k(M_s - T))], \quad (7)$$

где $\tilde{\eta}_A$ — массовая доля аустенита, образовавшегося во время нагрева; $b = b(T)$, $n = n(T)$ — коэффициенты, определяемые из условий начала η_s и окончания η_f превращений; η_i — массовая доля фаз, образовавшихся в процессе охлаждения; M_s, M_f — температуры начала и окончания мартенситного превращения; $k = 0{,}02$ — коэффициент, зависящий от температурного мартенситного превращения $[M_s, M_f]$.

Приросты изотропных деформаций в зависимости от температуры и фазовых превращений (структурные деформации) определяются по формулам из работ [5, 6, 10]:

$$d\varepsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT - \varepsilon_A^{Ph} d\eta_A,$$
$$d\varepsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT + \sum_{i=2}^{i=5} \varepsilon_j^{Ph} d\eta_j, \quad (8)$$

где $\alpha_i = \alpha_i(T)$ — коэффициенты линейной дилатации соответственно аустенита, бейнита, феррита, мартенсита и перлита; $\varepsilon_j^{Ph} = \varepsilon_j^{Ph}(T)$ — изотропные деформации фазового превращения исходной структуры соответственно в аустенит и аустенита в феррит, перлит, бейнит и мартенсит.

Значения коэффициентов линейной дилатации и изменения объема в зависимости от фазовых превращений принимаем в соответствии с экспериментальными данными, полученными на установке с воспроизведением тепловых циклов при различных скоростях нагрева и охлаждения. Данный метод и трактовка результатов описаны в работах [6, 10].

Напряжения. Напряжения при лазерной сварке рассчитывали путем решения уравнения равновесия, выраженного в скоростях, принимая во внимание зависимость теплофизических коэффициентов от температуры и фазового состава в очередных приростах нагрузки.

Формулы закона Гука, выраженные в скоростях, имеют вид

$$\dot{\sigma} = E\dot{\varepsilon}^e + E\varepsilon^e, \quad \varepsilon^e = \varepsilon - \varepsilon^p - \varepsilon^{TPh} - \varepsilon^{tp}, \quad (9)$$

где $\dot{\sigma} = \sigma(\sigma_{\alpha\beta})$ — тензор напряжения; E — тензор постоянных материала; ε^e — тензор упругой деформации; ε — тензор суммарной деформации; ε^p — тензор пластической деформации; ε^{TPh} — тензор изотропных, термических деформаций и возникающих в результате фазовых превращений в твердом теле ($\varepsilon^{TPh} = \varepsilon^T + \varepsilon^{Ph}$) (ср. (9)); ε^{tp} — тензор трансформационной деформации.

Модуль Юнга и касательный модуль зависят от температуры, а предел текучести — от температуры и фазового состава

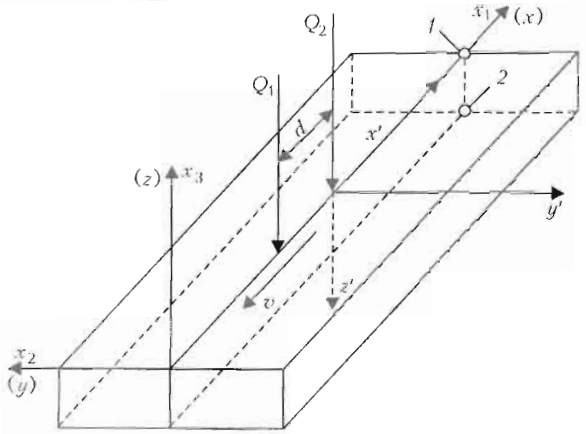


Рис. 1. Схема образца

$$E = E(T),\ E' = E'(T),\ Y_0 = \sum_{i=1}^{i=5} Y_i(T)\eta_i, \qquad (10)$$

где Y_0 — предел текучести материала, зависящий от температуры и фазового состава при отсутствии пластической деформации.

Пластическая деформация определяется с помощью модели неизотермического пластического течения с изотропным упрочнением [3, 11], а закон пластического течения — с условием пластичности Губера–Мизеса.

На основе моделей [6, 16] принимаем, что эффективная трансформационная деформация

$$\varepsilon_{ef}^{tp} = KD_{ef}(2 - \eta_M)\eta_M, \qquad (11)$$

где K — эмпирическая постоянная, равная $3{,}2\cdot10^{-5}$ МПа$^{-1}$; D_{ef} — эффективное напряжение.

Составные тензора трансформационной деформации равны [16]

$$\dot{e}^{tp} = 3KD(1 - \eta_M)\eta_M, \qquad (12)$$

где D — девиатор тензора напряжения.

Если решать уравнение равновесия методом конечных элементов, то оно дополняется соответствующими граничными и начальными условиями:

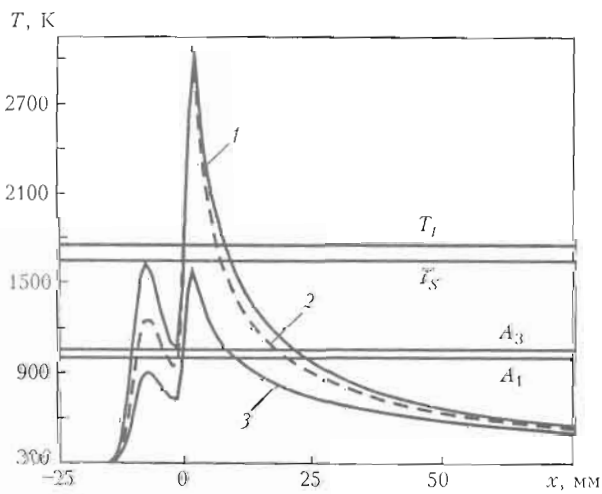


Рис. 2. Распределение температуры в плоскости действия источников тепла: *1* — $z = 0$; *2* — 2,5; *3* — 5,0 мм

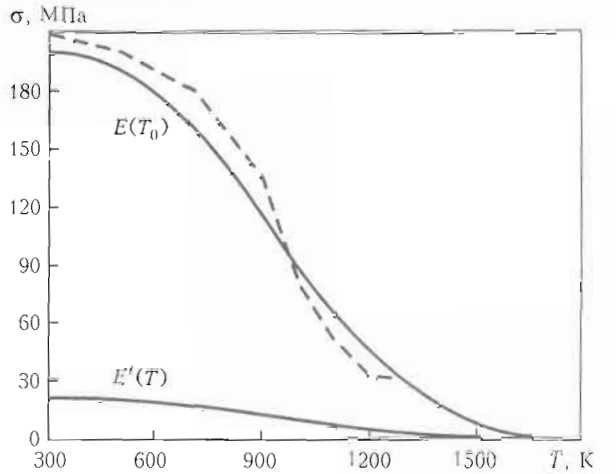


Рис. 3. Зависимость модуля Юнга и касательного модуля от температуры [7]: сплошная кривая — аппроксимация; штриховая — эксперимент

$$\sigma(\mathbf{x},\ t_0) = \sigma(\mathbf{x},\ T_{cr}) = 0,\ \varepsilon(\mathbf{x},\ t_0) = \varepsilon(\mathbf{x},\ T_{cr}) = 0, \qquad (13)$$

где T_{cr} — температура, принятая за начальную при генерировании напряжений в зоне плавления.

В процессе итерации используется модифицированный алгоритм Ньютона–Рапсона.

Примеры расчетов. Приведем два примера расчетов температурного поля, количества фаз и напряжений в прямоугольном образце размером 100×20×5 мм (рис. 1), нагреваемом лазерным источником тепла с подогревом и без него.

Допустим, что коэффициент абсорбции β = 200 мм$^{-1}$, коэффициент отражения R = 0,3. Численное интегрирование (4) по времени проводится методом Ромберга. В расчетах при сварке с подогревом принято два источника тепла мощностью P_1 = 2,2, P_2 = 4,8 кВт и диаметрами лучей 5 и 2 мм, которые перемещаются со скоростью 75 м/ч, а для лазерной сварки без подогрева принято, что мощность источника тепла равна 5,8 кВт [3]. Термофизические параметры для малоуглеродистой низколегированной свариваемой стали (18G2AV, (ср. [10])) следующие: T_0 = 300,

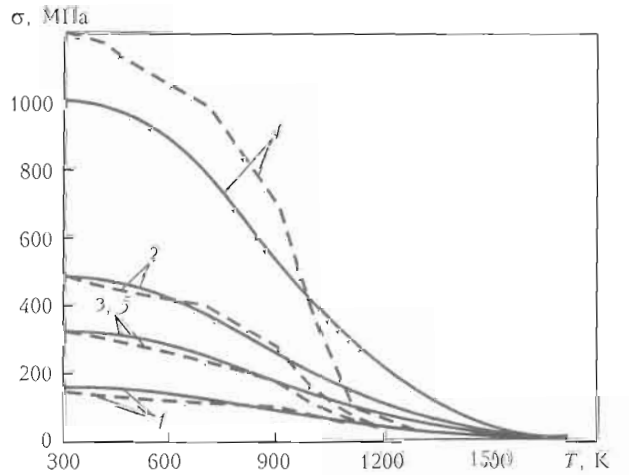


Рис. 4. Зависимость предела текучести от температуры у аустенита (*1*), бейнита (*2*), феррита, перлита (*3*, *3*), мартенсита (*4*): сплошные кривые — аппроксимация; штриховые — эксперимент

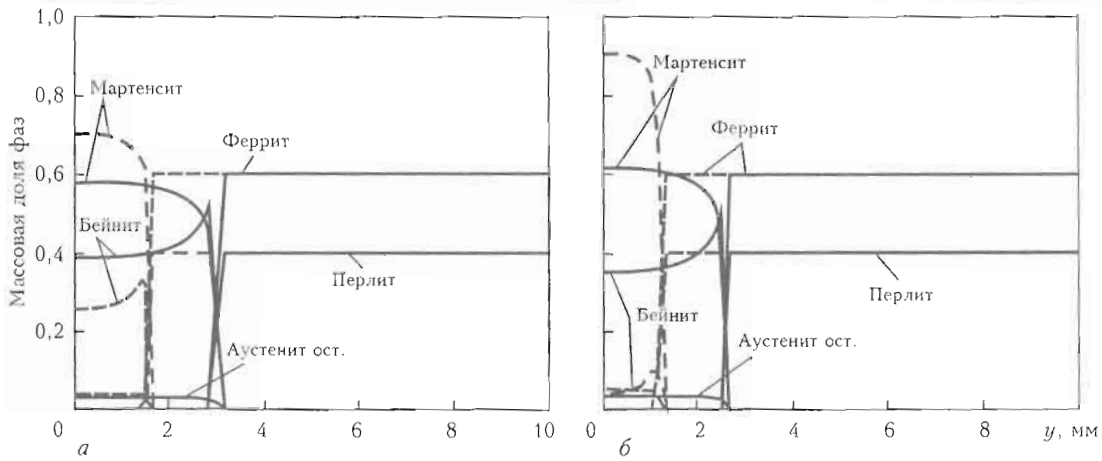


Рис. 5. Массовая доля фаз в поверхностных слоях с подогревом (*а*) и без него (*б*)

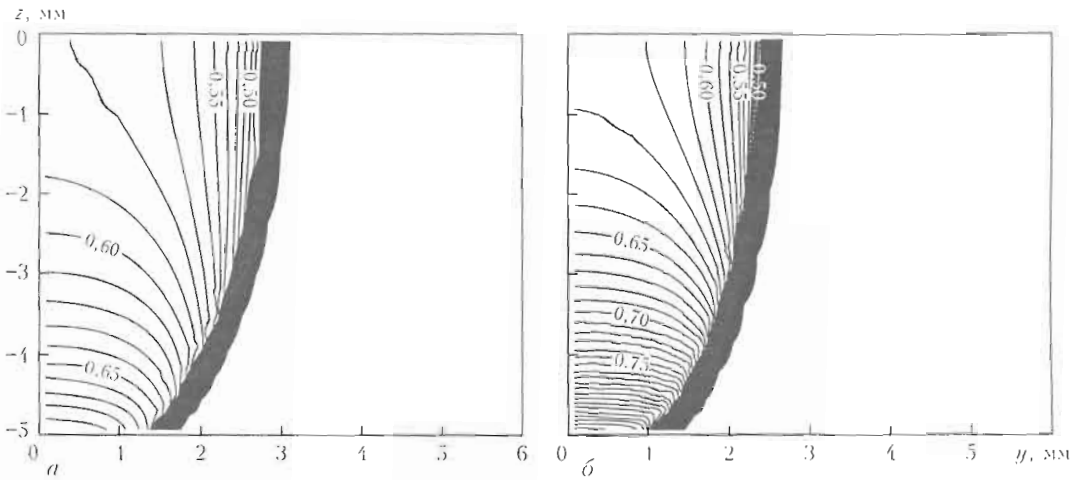


Рис. 6. Изолинии массовой доли мартенсита в ЗТВ после сварки с подогревом (*а*) и без него (*б*)

$T_S = 1650$, $T_L = 1750$ К, $T_{cr} = 0{,}5(T_L + T_S)$ (рис. 2). Модули Юнга и касательного модуля равны: $E(T_0) = 2{,}0 \cdot 10^5$, $E(T_{cr}) = 10$ МПа, $E^t(T) = 0{,}1E(T)$. Предел текучести для образующихся структур $Y_0(T_0, \eta_k)$ имеет следующие значения [1, 6, 16]: 150, 480, 320, 1000 и 320 МПа соответственно для аустенита, бейнита, феррита, мартенсита и перлита, а для $Y_0(T_{cr}, \eta_k) = 5$ МПа. В температурном интервале $[T_0, T_{cr}]$ эти параметры аппроксимированы параболическими функциями (рис. 3, 4).

Исходя из рассматриваемой геометрии (призма), для решения используем модифицированные условия плоской деформации, когда выполняется условие равности суммарной нормальной силы нулю в поперечном сечении образца (направление оси x_1).

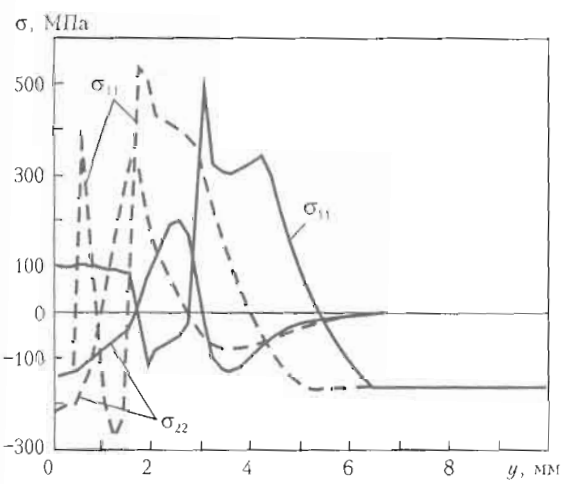


Рис. 7. Распределение остаточных напряжений в приповерхностном верхнем (сплошные кривые) и нижнем (штриховые) слое образца

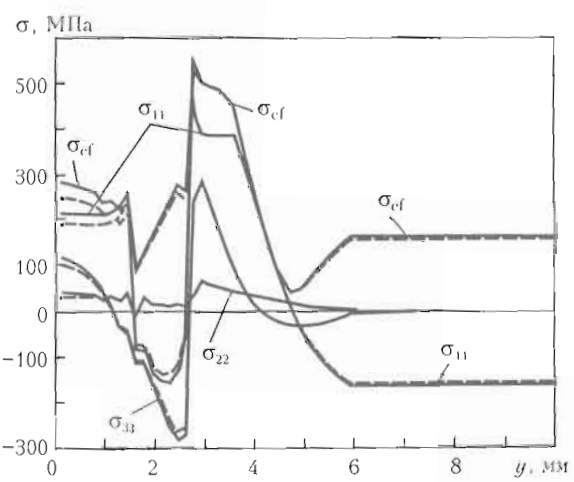


Рис. 8. Распределение остаточных напряжений в центральной части образца ($z = -2{,}5$ мм) с учетом (штриховая кривая) и без учета (сплошная) трансформационных деформаций

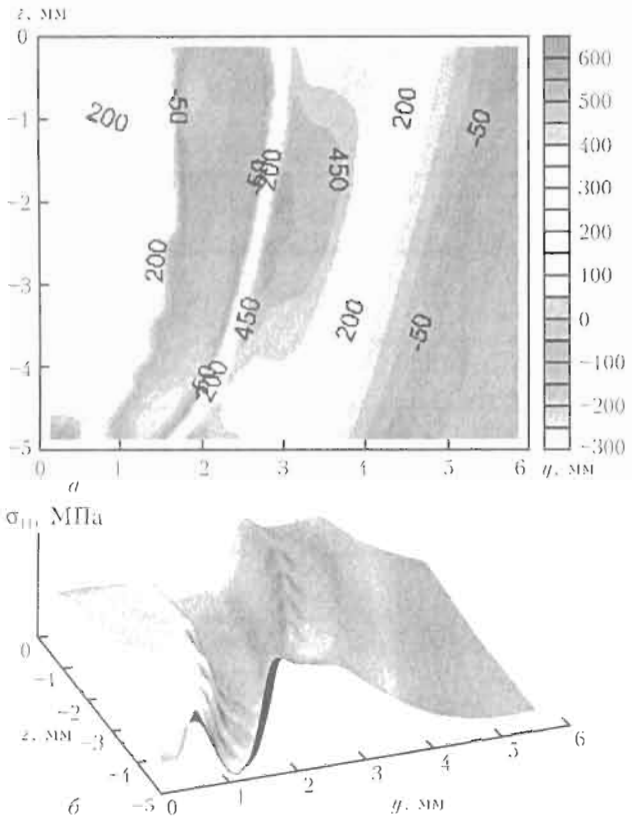


Рис. 9. Осевые остаточные напряжения σ_{11} в поперечном сечении: *а* — карта; *б* — эпюра

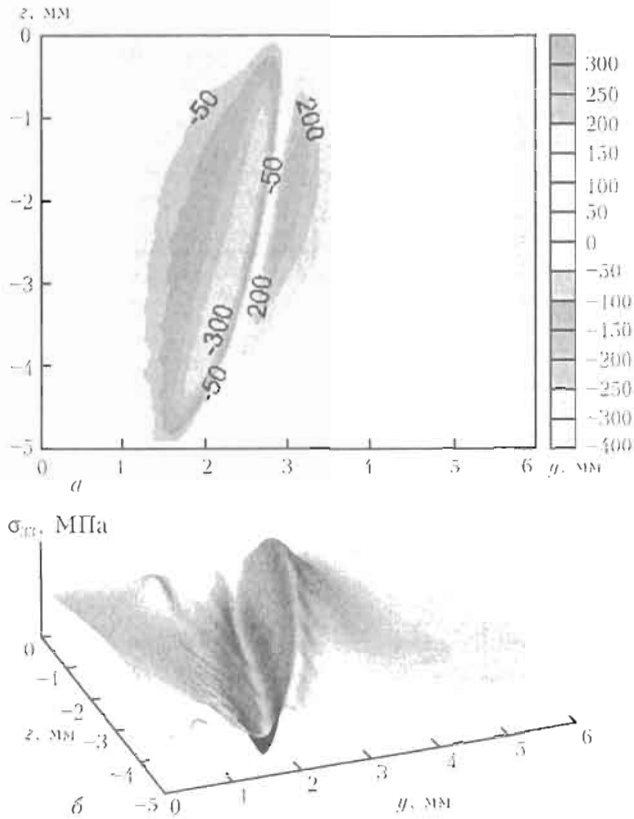


Рис. 10. Нормальные остаточные напряжения σ_{33} в поперечном сечении: *а* — карта; *б* — эпюра

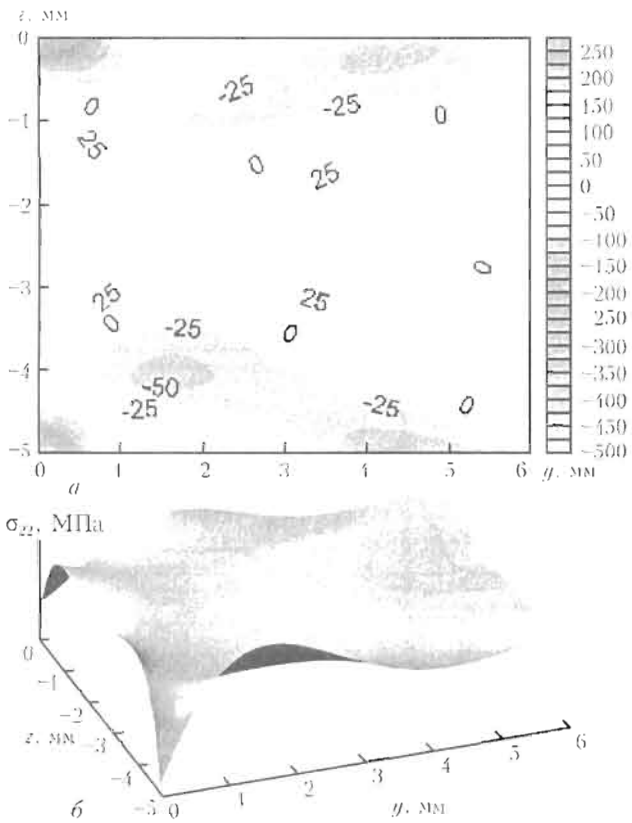


Рис. 11. Нормальные остаточные напряжения σ_{22} в поперечном сечении: *а* — карта; *б* — эпюра

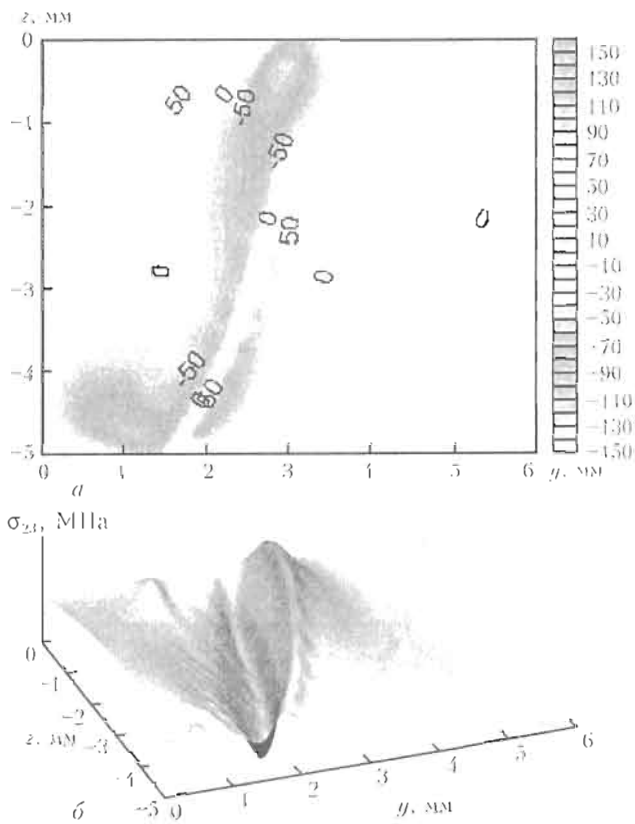


Рис. 12. Касательные остаточные напряжения σ_{23} в поперечном сечении: *а* — карта; *б* — эпюра

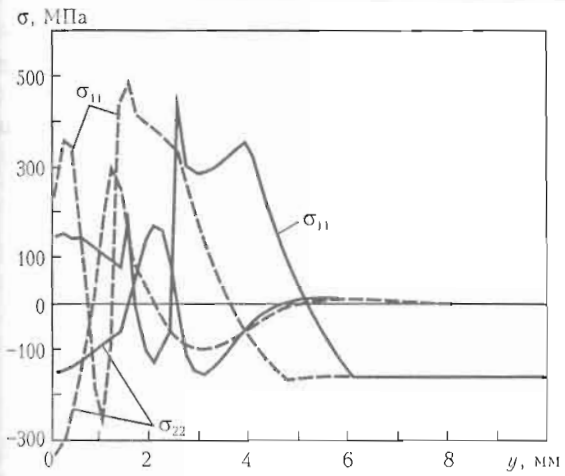


Рис. 13. Распределение остаточных напряжений в верхнем (сплошные кривые) и нижнем (штриховые) слое образца (без подогрева)

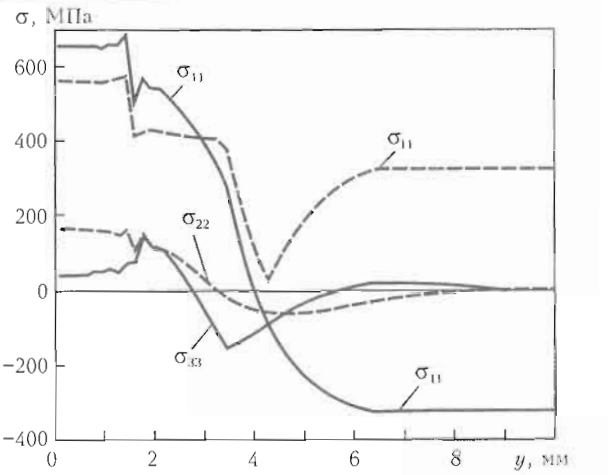


Рис. 14. Распределение остаточных напряжений в слое при z = = −2,5 мм (без учета фазовых деформаций ($\varepsilon^{Ph} = 0$))

Основные результаты расчета распределения фазового состояния и остаточных напряжений приведены на рис. 5–14.

Заключение. Установлено, что распределение напряжений в металле ЗТВ сварного соединения, выполненного лазерной сваркой (рис. 7–14), не является благоприятным с эксплуатационной точки зрения. Это относится как к осевым σ_{11}, так и к напряжениям, перпендикулярным оси направления σ_{22}. Данные напряжения являются достаточно высокими растягивающими, и кроме того, они выступают в приповерхностных слоях металла (рис. 7 и 11). На уровень напряжений существенное влияние оказывает структурная деформация, при отсутствии которой получаем иные результаты (рис. 14). Трансформационная деформация в меньшей степени влияет на уровень напряжений (см. рис. 8), что позволяет не учитывать ее при моделировании напряженного состояния сварного соединения для принятых параметров сварки.

1. *Особенности* сварки тонколистовых низкоуглеродистых сталей импульсно-периодическим излучением / В. Ю. Хаскин, С. Ю. Павловский, В. П. Гаращук и др. // Автомат. сварка. – 2001. – № 2. – С. 42–45.
2. *Юнек Л., Словачек М., Прантль А.* Анализ температур и напряжений при сварке плавлением с учетом влияния микроструктурных превращений // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г. пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. И. Махненко. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2002. – С. 161–170.
3. *Karlsson L.* Thermal stresses in welding. I. Thermal stresses / Ed. R. B. Hetnarski. – Elsevier Sci. publ., 1986.
4. *Kyrsanidi An. K., Kermanidis Th. B., Pantelakis Sp. G.* Numerical and experimental investigation of the laser forming process // J. Mater. Proc. Technol. – 1999. – 87. – P. 281–290.
5. *Бокота А., Пекарска В.* Численное исследование напряженного состояния сварных соединений, выполненных лазерной сваркой // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г. пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. И. Махненко. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2002. – С. 131–135.
6. *Bokota A., Piekarska W.* State stresses in the heat-affected zone during laser welding process // Mech. Eng. – 2003. – N 6. – P. 27–32.
7. *Coret M., Combescure A.* A mesomodel for the numerical simulation of the multiphasic behavior of materials under anisothermal loading (application to two low-carbon steels) // Intern. J. Mech. Sci. – 2002. – P. 1947–1963.
8. *Оссенбринк Р., Михайлов В., Вольфарт Г.* Численное моделирование сварочных напряжений и деформаций с учетом временных и локальных изменений скорости деформаций // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г. пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. И. Махненко. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2002. – С. 144–148.
9. *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.
10. *Пекарска В.* Фазовые превращения в металле ЗТВ сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом // Наст. сборник. – С. 220–224.
11. *Zienkiewicz O. C., Taylor R. L.* The finite element method. – Fifth ed. – Butterworth-Heinemann, 2000. – Vol. 1–3.
12. *Liu Y.-N., Kannatey-Asibu E.* Laser beam welding with simultaneous Gaussian laser preheating // J. Heat Transfer, Trans. of the ASME. – 1993. – N 115. – P. 34–41.
13. *Hougardy H. P.* Calculation of the isothermal transformation into different microstructures from measurements with continuous cooling // Materials Tech. Steel Res. – 1990. – 61. – N 10.
14. *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. – 1959. – 7. – P. 59–60.
15. *Melander M.* Computational and experimental investigation of induction and laser hardening: Diss. – Linkuoping, 1985. – 124 p.
16. *Denis S., Gutier E., Simon A., Beck G.* Stress-phase-transformation interactions – basic principles, modelling and calculation of internal stresses // Mat. Sci. and Tech. – 1985. – Vol. 1. – P. 805.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

М. В. БОЛЬШАКОВ, Г. Н. ЛУКИНА
(Нац. ун-т «Львовская политехника», Украина)

Предложена модель твердофазного соединения материалов, описывающая процесс в рамках теории зарождения и роста очагов взаимодействия. Ее адекватность проверена и уточнена экспериментально при диффузионной сварке пористых металлов. Результаты исследований использованы при разработках новых высокоэффективных энергетических установок.

The model of solid-state joining of materials is suggested to describe the process in terms of the theory of initiation and growth of the interaction centres. Adequacy of the model has been verified and checked experimentally in diffusion bonding of porous metals. Investigation results have been employed for development of new high-efficiency power plants.

Перспектива использования пористых металлических материалов, широко применяемых в различных отраслях промышленности [1], неразрывно связана с различными способами соединения как между собой, так и с другими конструкционными материалами. Очевидно, что возможности сварки плавлением и пайки в этих случаях весьма ограничены, так как под действием капиллярных сил расплав затекает в поры и нарушает исходную проницаемость. Кроме того, значительная усадка металла шва при его кристаллизации может приводить к возникновению горячих и холодных трещин. Однако даже при отсутствии дефектов швы, выполненные сваркой плавлением, имеют низкие показатели прочности и пластичности, что усугубляется увеличением пористости основного металла [2]. Весьма перспективным способом соединения пористых металлов является диффузионная сварка, при которой соединение формируется в твердой фазе под действием незначительных напряжений сжатия, чем обеспечивается сохранение проницаемости при удовлетворительной прочности [3].

Известно, что равнопрочные соединения при диффузионной сварке формируются в широком диапазоне изменения параметров режима, основными из которых являются температура, давление и время сварки. Некоторое влияние оказывают также вакуум, чистота и класс обработки поверхности, а также размер структурных составляющих.

Теория. Очевидно, что при большом количестве переменных оптимизировать технологию сварки можно путем создания математической модели процесса, которая бы учитывала физические явления, происходящие при формировании соединений. В работе [4] показано, что кинетика твердофазного соединения может быть удовлетворительно описана в рамках теории зарождения и роста очагов взаимодействия. Модель образования прочного соединения включает возникновение случайно расположенных очагов, которые растут изотропно или анизотропно в радиальном направлении, сталкиваясь между собой. Такой подход в общем правомерен, хотя вывод обобщенного уравнения несколько громоздок. Кроме того, в предложенной модели не учтен такой важный параметр, как давление сжатия свариваемых деталей, а также не рассматривается влияние размера структурных составляющих на кинетику роста прочности, что весьма важно, особенно при сварке пористых материалов.

Представив процесс твердофазного соединения как топохимическую реакцию n-го порядка, воспользуемся уравнением химической кинетики, предложенным Б. В. Ерофеевым [5], для описания процесса термического разложения твердых тел, тогда степень превращения вещества

$$\alpha = 1 - \exp(-K_* t^n), \qquad (1)$$

где K_* — постоянная, определяющая константу скорости реакции; t — время; n — постоянная, определяющая порядок реакции и зависящая от природы материалов, присутствия активных центров при $t = 0$ и количества промежуточных стадий.

Согласно [5] константа скорости реакции определяется как

$$K = nK_*^{1/n}. \qquad (2)$$

В то же время известно, что температурная зависимость скорости реакции выражается уравнением Аррениуса

$$K = A_0 \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right), \qquad (3)$$

где A_0 — предэкспоненциальный множитель, отражающий вероятностный фактор и зависящий от количества столкновений реагирующих частиц;

© М. В. БОЛЬШАКОВ, Г. Н. ЛУКИНА, 2004

k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; E_a – энергия активации процесса.

Приравняв правые части уравнений (2) и (3), найдем значение K_*

$$K_* = \left(\frac{A_0}{n}\right)^n \exp\left(-\frac{nE_a}{kT}\right). \quad (4)$$

Подставив выражение (4) в (1), получим

$$\alpha = 1 - \exp\left[-\left(\frac{A_0}{n}\right)^n t^n \exp\left(-\frac{nE_a}{kT}\right)\right]. \quad (5)$$

При сварке давлением величину α, характеризующую степень завершенности процесса, можно представить как соотношение текущей и максимальной прочности соединения $\alpha = \sigma(t)/\sigma_{max}$, а соотношение A_0/n обозначить через K_0, что соответствует эффективной частоте столкновений. Тогда дважды прологарифмировав выражение (5), получим обобщенное кинетическое уравнение сварки давлением

$$\ln\left\{-\ln\left[1-\frac{\sigma(t)}{\sigma_{max}}\right]\right\} = n\ln K_0 - \frac{nE_a}{kT} + n\ln t. \quad (6)$$

Для удобства обозначим левую часть уравнения (6) через A. Уравнение (6) линейное и с его помощью можно определять порядок реакции n и энергию активации процесса E_a на различных его стадиях.

Однако, как и в случае [4], в уравнении (6) отсутствуют два важных параметра процесса диффузионной сварки: давление p и исходный размер зерна d_0.

Материалы и методика проведения экспериментов. Влияние давления и исходного размера зерна на кинетику диффузионной сварки в вакууме $5\cdot10^{-3}$ Па пористых порошковых металлов (молибдена, вольфрама, никеля, нихрома) изучали экспериментально. Модельным материалом, на котором проводили большую часть экспериментов, являлся пористый порошковый молибден с зернистостью исходного порошка d_0 = 5,0; 7,5 и 30,0 мкм, который поставлялся в виде псевдосплава Mo–Cu. Образцы для сварки диаметром 18 мм и длиной 40 мм подготавливали точением, а свариваемые торцы шлифовали. После механической обработки наполнитель (медь) выпаривали в вакууме при температуре 1300 °С. Такая подготовка позволяла сохранить исходную проницаемость с пористостью 28±2 %. Аналогично подготавливали образцы пористого вольфрама. Заготовки пористого никеля и нихрома в состоянии поставки прошитывали церезином, который перед сваркой растворяли бензином и выпаривали в вакууме при температуре 300 °С.

После сварки при различных температурах, давлениях и времени выдержки соединения испытывали на растяжение при температуре 100 °С, лежащей выше порога вязкохрупкого перехода. В качестве критерия максимальной прочности σ_{max} принимали значение предела прочности компактных порошковых металлов (для молибдена $\sigma_в$ = = 450 МПа), в то время как прочность пористых композитов существенно ниже (для пористого молибдена $\sigma_в$ = 180 МПа). При этом учитывалось, что прочность сварных соединений может превышать прочность основного металла из-за его уплотнения в стыке и в пределе стремиться к прочности компактного материала, как на рис. 1, *а*.

Результаты и их обсуждение. Для проверки адекватности предложенной модели необходимо было, во-первых, убедиться в том, что кинетические кривые роста прочности сварных соединений линеаризуются в координатах $A - \ln t$, во-вторых, найти зависимость констант K и n от размера исходного зерна и значения приложенного давления. Существенный интерес с точки зрения физики процесса представляло и нахождение значений энергии активации, а следовательно, и механизмов, контролирующих формирование соединений на разных его стадиях.

Результаты экспериментов по влиянию размера зерна на кинетику сварки пористого молибдена приведены на рис. 1, *б*. Видно, что в логарифмических координатах кинетические кривые линеаризуются, что свидетельствует в пользу предложенной модели. Установлено, что при температуре сварки 1500 °С и давлении 5 МПа величина n, определяемая как тангенс угла наклона прямых, практически не зависит от размера зерна и состав

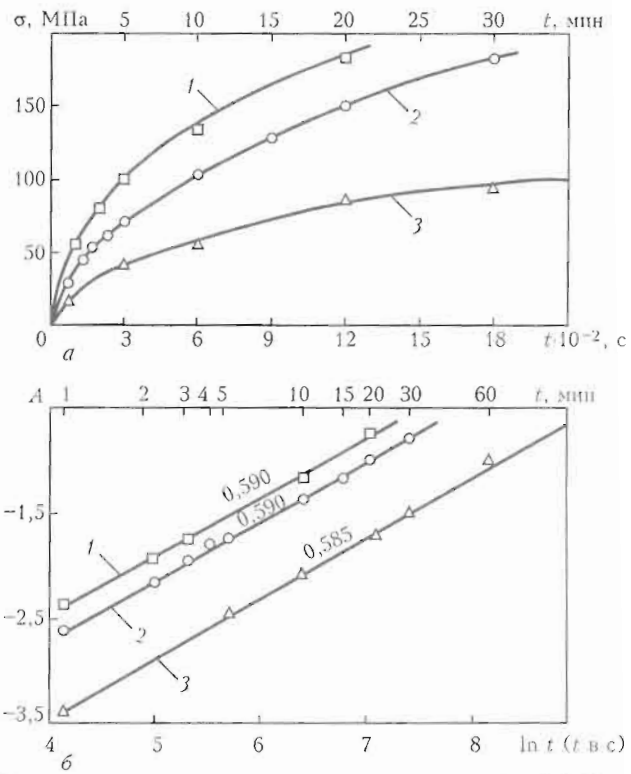


Рис. 1. Влияние размера исходного зерна (*1* – d_0 = 5,0; *2* – 7,5; *3* – 30,0 мкм) на кинетику роста прочности сварных соединений при температуре сварки T = 1500 °С и давлении p = = 5 МПа в координатах $\sigma - t$ (*а*) и в $A - \ln t$ (*б*)

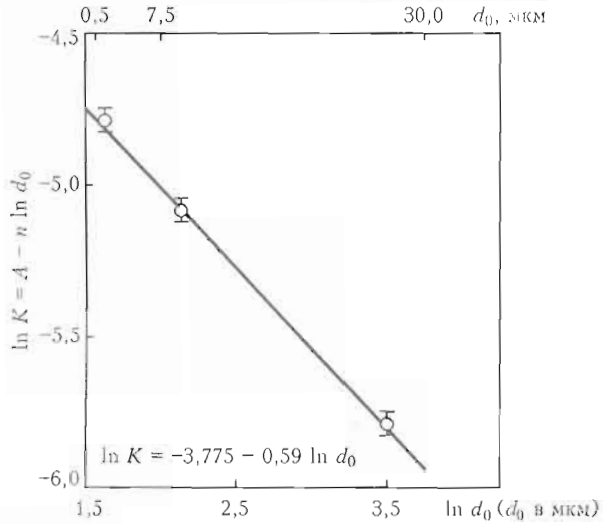


Рис. 2. Зависимость константы скорости образования соединений от размера зерна

ляет в среднем $n = 0{,}588 \pm 0{,}003$. Кроме того, видно, что в этих условиях время, необходимое для достижения заданной прочности, снижается при уменьшении размера исходного зерна. Делая горизонтальный разрез (рис. 1, *б*), т.е. при $A = \text{const}$, получаем зависимость $\ln K = f(\ln d_0)$, которая линейна (рис. 2) и может быть описана выражением

$$\ln K = A - n \ln d_0, \qquad (7)$$

где для данного случая константа $A = 3{,}775$.

Последующими экспериментами по изучению влияния температуры и давления на кинетику формирования соединений пористого молибдена с исходным зерном 7,5 мкм установлено, что в логарифмических координатах кинетические кривые (рис. 3) линеаризуются (рис. 4). Они, как правило, состоят из двух отрезков с различными углами наклона $n_1 = 0{,}590 \pm 0{,}006$ и $n_2 = 0{,}320 \pm 0{,}009$, что свидетельствует о том, что процесс протекает в две стадии. Наклон прямых (в пределах указанной ошибки) на первой стадии процесса не зависит от приложенного давления, температуры и размера зерна. Вторая стадия надежно выявляется при температурах сварки 1600 и 1700 °С для всех давлений. При температурах 1400 и 1500 °С эта стадия обнаруживается лишь при минимальном давлении 1 МПа (рис. 5), а при давлении, равном 2,5 и 5 МПа, вторая стадия не проявляется даже при более длительных выдержках; при давлении, равном 10 и 20 МПа, и T = 1500 °С проявляется тенденция к увеличению n_2.

Поскольку n является константой по отношению к параметрам режима сварки, то следует искать зависимость от этих параметров константы K. Наиболее распространены две зависимости константы скорости от давления: степенная, когда давление входит в некоторой степени в предэкспоненциальный множитель уравнения (5), и экспоненциальная. На рис. 6 по данным рис. 4 и 5 приведены обе эти зависимости. Видно, что в данном случае реализуется степенная зависимость $K(p)$, которую можно записать в виде

$$\ln K = B - m \ln p, \qquad (8)$$

где B — константа, зависящая от температуры; m — величина, определяемая по углу наклона прямых, соответственно для первой стадии $m_1 = 0{,}26 \pm 0{,}02$; для второй стадии — $m_2 = 0{,}173 \pm 0{,}004$.

Для расчета энергии активации процесса образования соединений на рис. 7 представлены зависимости $A - n_i \ln t - n_i m_i \ln p$ от обратной температуры, где индекс i — номер стадии. Энергии активации, определенные по углу наклона этих прямых, составляют соответственно 186 и 174 МДж/(кгат) для первой и второй стадии.

На основании изложенного выше обобщенное кинетическое уравнение для наиболее полно иссле-

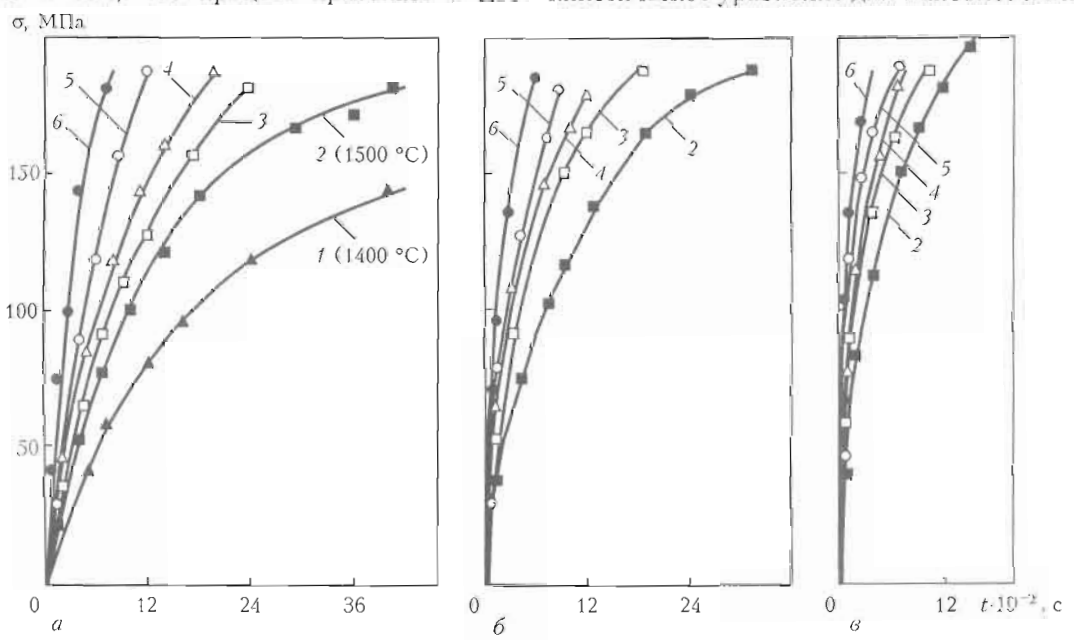


Рис. 3. Кинетика роста прочности сварных соединений при температурах 1400, 1500 (*а*); 1600 (*б*) и 1700 (*в*) °С под разным давлением: 1,0 (*1*, *2*), 2,5 (*3*), 5,0 (*4*), 10,0 (*5*), 20,0 (*6*) МПа

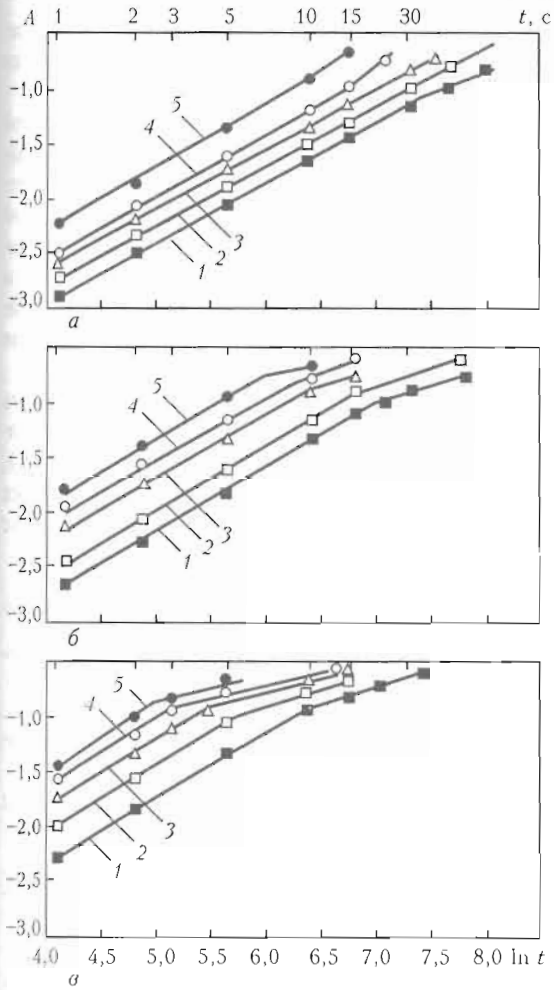


Рис. 4. Кинетика роста прочности сварных соединений при температурах 1500 (*а*); 1600 (*б*) и 1700 (*в*) °С под разным давлением: 1,0 (*1*), 2,5 (*2*), 5,0 (*3*), 10,0 (*4*), 20,0 (*5*) МПа в координатах $A - \ln t$

дованной первой стадии процесса сварки пористого молибдена приобретает вид

$$\frac{\sigma(t)}{\sigma_{max}} = 1 - \exp\left[-\left(2{,}3\cdot10^{-4}d^{-1}p^{0{,}44}te^{-\frac{186000}{kT}}\right)^{0{,}59}\right]. \quad (9)$$

Нетрудно видеть, что структура показателя экспоненты в уравнении (9) совпадает с выражением, описывающим кинетику образования контакта двух сфер под действием приложенного напряжения в результате дислокационного течения при ползучести [6]. По-видимому, именно этот механизм и обеспечивает образование соединения на первой стадии. Об этом свидетельствует и расчетное значение энергии активации, близкое к энергии активации неустановившейся ползучести молибдена [7].

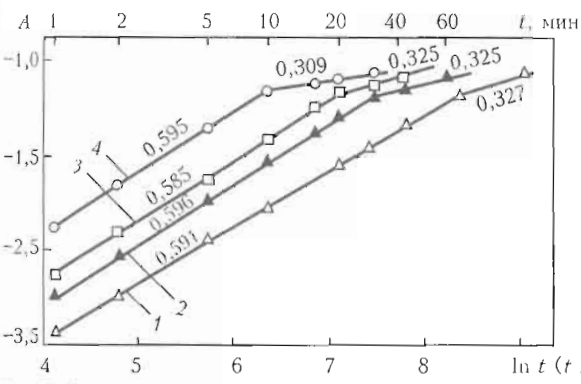


Рис. 5. Влияние температуры на кинетику сварки под давлением 1,0 МПа: *1* — T = 1400; *2* — 1500; *3* — 1600; *4* — 1700 °С

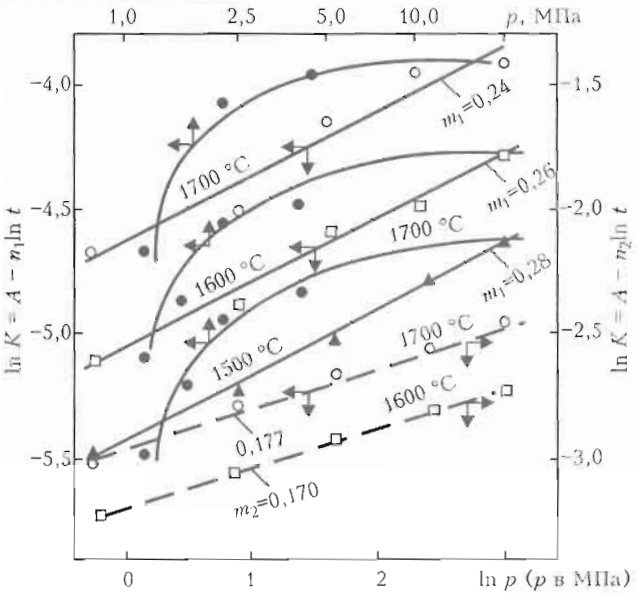


Рис. 6. Зависимость константы скорости образования соединений от приложенного давления на первой (сплошные кривые) и второй (штриховые) стадии процесса сварки при различных температурах

Появление второй стадии (n_2 = 0,32) связано, вероятно, с переходом к установившейся ползучести, энергия активации которой для порошкового молибдена составляет 173,3 МДж/(кг·ат) [7]. Учитывая, что энергия активации движения вакансий для молибдена составляет 120 МДж/(кг·ат), а энергия активации образования ступенек на краевой дислокации — 50 МДж/(кг·ат) [7], то можно заключить, что энергия активации диффузионной сварки пористого порошкового молибдена на второй стадии равна сумме этих значений, а процесс осуществляется за счет установившейся ползучести при заметном пресыщении металла вакансиями.

Аналогичные механизмы контролируют формирование соединений при диффузионной сварке пористых порошковых металлов, а именно: молибдена,

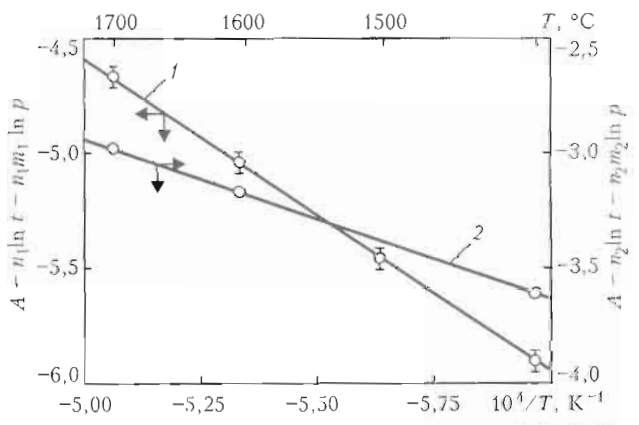


Рис. 7. К расчету энергии активации процесса сварки на первой (*1*) и второй (*2*) стадии

вольфрама, никеля и нихрома, оптимальные параметры режима которой приведены в таблице.

Оптимальные параметры режима диффузионной сварки пористых металлов

Свариваемый металл	Температура T, °С	Давление p, Па	Время t, мин	Прочность соединения σ, МПа
Никель	900...950	3,0...4,0	20...25	140...160
Нихром	800...900	2,0...2,5	15...20	130...150
Молибден	1500...1550	5,0...6,0	25...30	160...180
Вольфрам	1700...1800	15,0...20,0	15...20	200...220

Сварные конструкции, изготовленные по разработанной технологии, обладали равномерной и требуемой проницаемостью, а также удовлетворительной прочностью, что позволило существенно повысить эксплуатационные параметры и работоспособность энергетических установок.

Выводы

1. Предложена математическая модель сварки в твердом состоянии, представляющая собой процесс соединения как топохимическую реакцию зарождения и роста очагов взаимодействия с учетом их столкновений и позволяющая по значениям энергии активации устанавливать физические механизмы, ответственные за формирование соединений.

2. Адекватность модели подтверждена экспериментально при диффузионной сварке пористых порошковых металлов. При этом уточнена зависимость скорости роста прочности сварных соединений от технологических параметров процесса и размера исходного зерна.

3. Установлено, что кинетика диффузионной сварки пористых порошковых металлов, как правило, двухстадийна. Основным процессом, контролирующим формирование соединений на первой стадии, является неустановившаяся ползучесть. Появление второй стадии связано с уплотнением пористого композита и переходом к установившейся ползучести в условиях заметного пересыщения металла вакансиями.

4. На основе предложенной модели разработана технология диффузионной сварки пористых металлов (никеля, нихрома, молибдена и вольфрама), обеспечивающая получение равнопрочных сварных соединений при сохранении проницаемости в стыке и в зоне термического влияния.

1. *Пористые* проницаемые материалы: Справочник / Под ред. С. В. Белова. – М.: Металлургия, 1987. – 335 с.
2. *Третьяков А. Ф.* Сварка плавлением пористого сетчатого материала 12Х18Н10Т – ПСМ // Свароч. пр-во. – 1980. – № 8. – С. 10–12.
3. *Большаков М. В., Зудов Н. И.* Особенности диффузионной сварки волокнистых и порошковых пористых металлов // Диффуз. сварка в вакууме. – 1973. – № 6. – С. 105–202.
4. *Шоршоров М. Х., Дрюнин С. С.* Кинетика соединения металлов в твердой фазе // Физика и химия обраб. материалов. – 1981. – № 1. – С. 75–85.
5. *Ерофеев Б. В.* Обобщенное уравнение химической кинетики и его применение к реакциям с участием твердых веществ // Докл. АН СССР. – 1946. – 52. – С. 515.
6. *Гегузин Я. Е.* Физика спекания. – М.: Наука, 1967. – 360 с.
7. *Ковальченко М. С.* Теоретические основы горячей обработки пористых металлов давлением. – Киев: Наук. думка, 1980. – 238 с.

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ТЕПЛООБМЕНА ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ С МЕЛКОДИСПЕРСНЫМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ЧАСТИЦАМИ

Ю. С. БОРИСОВ, А. С. ЗАЦЕРКОВНЫЙ, И. В. КРИВЦУН
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрены различные механизмы теплообмена, определяющие тепловое воздействие дуговой плазмы на мелкодисперсные металлические частицы при плазменном напылении или плазменно-порошковой наплавке. Выполнен численный анализ конвективно-кондуктивной и радиационной составляющих теплового потока через поверхность сферической частицы алюминия, находящейся в потоке аргоновой плазмы атмосферного давления. На основе анализа физических процессов, протекающих в кнудсеновском слое плазмы вблизи поверхности частицы, получены аналитические выражения для расчета плотностей электронного и ионного токов из плазмы на поверхность частицы, падения потенциала между плазмой и частицей, а также электронной и ионной составляющих теплового потока из плазмы в частицу. Плазма вблизи поверхности металлической частицы предполагается неизотермической и многокомпонентной, содержащей наряду с частицами плазмообразующего газа атомы и ионы испаренного металла. Предложен метод для определения параметров приповерхностной плазмы в диффузионном и конвективном режиме испарения частицы. Получены выражения для расчета потерь тепла металлической частицей за счет уноса потоком пара энергии испарения атомов металла. В широком диапазоне изменения температуры невозмущенной плазмы (аргон) и температуры поверхности частицы (алюминий) проведен детальный численный анализ электронной и ионной составляющих теплового потока в частицу, а также потерь энергии на испарение ее материала.

Considered are different mechanisms of heat exchange determining thermal effect of the arc plasma on finely dispersed metal particles in plasma spraying or plasma-powder cladding. Numerical analysis has been conducted to study convection-conduction and radiation components of the heat flow through the surface of a spherical aluminium particle in the atmospheric-pressure argon plasma flow. Analytical expressions for calculation of densities of electron and ion currents from plasma to the surface of a particle, potential drop between the plasma and the particle, as well as electron and ion components of the heat flow from plasma to the particle have been derived on the basis of analysis of physical processes occurring in the Knudsen layer of plasma near the particle surface. It is assumed that plasma near the surface of a metal particle is non-isothermal and multi-component, containing atoms and ions of evaporated metal, in addition to the plasma gas particles. Method has been suggested to determine parameters of the near-surface plasma in the diffusion and convection modes of particle evaporation. Expressions have been derived to calculate heat losses of a metal particle due to entrainment of energy of evaporation of metal atoms by the vapour flow. Detailed numerical analysis has been conducted to investigate electron and ion components of the heat flow to a particle, as well as losses of energy for evaporation of its material over a wide range of variations in temperature of the non-disturbed plasma (argon) and temperature of the particle (aluminium) surface.

Сложность экспериментального исследования процессов, протекающих в системе плазма–дисперсный материал при плазменно-порошковой наплавке или плазменном напылении, обуславливает необходимость теоретического исследования и численного анализа совокупности факторов, определяющих тепловое и динамическое воздействие дуговой плазмы на мелкодисперсные металлические частицы. Так, например, существует множество подходов и моделей для расчета теплового потока из низкотемпературной плазмы в обтекаемую ею одиночную частицу, учитывающих различные механизмы теплообмена [1–5]. Выбор той или иной модели, дающей приемлемое совпадение расчетных и экспериментальных данных, во многом определяется давлением, температурой и скоростью плазмы, температурой поверхности частицы, ее формой и размерами. В рассматриваемых условиях указанные характеристики могут претерпевать значительные изменения по мере движения и нагрева частицы в дуговой плазме, в итоге может существенным образом изменяться вклад каждого из механизмов теплообмена в результирующий поток тепла через поверхность частицы. Поэтому представляет интерес сравнительный анализ этих механизмов в широком диапазоне изменения температуры плазмы и, следовательно, степени ее ионизации, а также температуры частицы и ее относительной скорости.

Рассмотрим основные механизмы обмена энергией между потоком изотермической плазмы атмосферного давления и помещенной в него мелкодисперсной металлической частицей, которую будем предполагать сферической. Будем также считать, что радиус частицы a существенно больше характерной длины свободного пробега $\bar{\lambda}$ частиц окружающей плазмы (числа Кнудсена $Kn = \bar{\lambda}/a << 1$). Например, для аргоновой плазмы атмосферного давления, имеющей температуру около 10000 К, данное условие выполняется при $a > 25$ мкм [2]. В этом случае энергообмен между плазмой и частицей дисперсного материала опреде-

© Ю. С. БОРИСОВ, А. С. ЗАЦЕРКОВНЫЙ, И. В. КРИВЦУН, 2004

ляется совокупностью следующих физических процессов:

- конвективно-кондуктивный теплообмен набегающего потока с поверхностью частицы, обусловленный передачей поверхности материала энергии теплового (хаотического) движения частиц плазмы;
- обмен энергией теплового излучения между плазмой и частицей;
- передача поверхности материала потенциальной энергии заряженных частиц плазмы (энергии, выделяющейся при рекомбинации ионов), энергии направленного движения электронов, достигающих поверхности, а также дополнительной кинетической энергии ионов, которую они приобретают в электрическом поле, формирующемся вблизи поверхности частицы;
- охлаждение поверхности частицы за счет уноса потоком пара энергии испарения атомов ее материала.

Ограничиваясь в дальнейшем рассмотрением плазмы атомарных (инертных) газов, локальный энергетический баланс поверхности сферической частицы, находящейся в такой плазме, можно записать следующим образом:

$$-\left(\chi_m \frac{\partial T_m}{\partial r}\right)\Big|_{r=a} = Q_c + Q_r + Q_i + Q_e - Q_v, \qquad (1)$$

где χ_m — коэффициент теплопроводности материала частицы; $T_m(r)$ — температурное поле в частице, предполагаемое сферически симметричным; Q_c — конвективно-кондуктивный тепловой поток из плазмы в частицу; Q_r — результирующая плотность потока энергии теплового излучения (предполагается, что тепловое излучение плазмы поглощается в тонком приповерхностном слое материала частицы); Q_i, Q_e — плотность потоков энергии, приносимой на поверхность частицы соответственно ионами и электронами плазмы; Q_v — плотность потока энергии испарения, уносимой с поверхности частицы потоком пара.

При описании конвективно-кондуктивной составляющей теплообмена дуговая плазма может рассматриваться как сплошная среда, характеризующаяся при заданной температуре определенными значениями теплофизических параметров и коэффициентов переноса. В этом случае для расчета величины Q_c можно использовать ньютоновскую модель теплообмена [6]:

$$Q_c = \alpha(T_p - T_{ms}), \qquad (2)$$

где T_p — температура невозмущенной плазмы; T_{ms} — температура поверхности частицы; α — коэффициент теплообмена, который для сферической частицы может быть рассчитан, если известно соответствующее число Нуссельта [7]:

$$\mathrm{Nu} = (\alpha d)/\chi, \qquad (3)$$

где $d = 2a$ — диаметр частицы; χ — коэффициент теплопроводности плазмы, вычисленный при температуре невозмущенного потока.

Для определения числа Нуссельта существует большое количество критериальных зависимостей, которые при одних и тех же режимах обтекания частицы отличаются друг от друга. В данной работе используется критериальная зависимость, полученная на основе обработки экспериментальных данных по обтеканию сфер потоком аргоновой плазмы атмосферного давления [8]:

$$\mathrm{Nu} = 2\frac{\chi_s}{\chi} + 0{,}5\mathrm{Re}^{0.5}\mathrm{Pr}^{0.4}\left(\frac{\rho\eta}{\rho_s\eta_s}\right)^{0.2}. \qquad (4)$$

Здесь $\mathrm{Re} = (\rho u d)/\eta$ — число Рейнольдса; $\mathrm{Pr} = (C_p\eta)/\chi$ — число Прандтля; u — невозмущенная скорость плазмы по отношению к частице; ρ, η, C_p — соответственно плотность, коэффициент динамической вязкости и удельная теплоемкость при температуре невозмущенной плазмы (величины с индексом s означают соответствующие свойства плазмы, вычисленные при температуре поверхности частицы).

Теплофизические процессы при плазменном напылении или плазменно-порошковой наплавке протекают в диапазоне температур, при которых важную роль может играть теплообмен излучением между дуговой плазмой и частицами дисперсного материала. В данном случае тепловой поток Q_r может быть вычислен с помощью известного соотношения [6]

$$Q_r = \xi\sigma_0(T_p^4 - T_{ms}^4), \qquad (5)$$

где ξ — усредненная по спектру теплового излучения приведенная степень черноты для системы плазма–поверхность частицы; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана.

Для оценки величины ξ, определяющей эффективность радиационного теплообмена между дуговой плазмой атмосферного давления и помещенной в нее металлической частицей, можно воспользоваться формулой, описывающей теплообмен излучением между двумя поверхностями — поверхностью частицы, которую при $a > 25$ мкм можно считать практически плоской и которая характеризуется температурой T_{ms}, и граничащей с ней поверхностью плазмы, предполагаемой однородной с температурой T_p. Тогда, например, для частицы алюминия в аргоновой плазме атмосферного давления находим, что приведенная степень черноты ξ изменяется от 0,11 при $T_{ms} = 1000$ К до 0,17 при $T_{ms} = 2500$ К и слабо зависит от температуры плазмы в диапазоне $T_p = 5000\ldots15000$ К.

Результаты расчетов величины Q_r для рассматриваемой системы представлены на рис. 1. Для сравнения приведены также соответствующие зависимости величины Q_c и суммарного теплового потока в частицу, имеющую температуру поверхности $T_{ms} = 2000$ К, от температуры невозмущенной плазмы. Как следует из представленных расчетных

кривых, при $T_p > 8000$ К теплообмен излучением начинает вносить более существенный вклад в общий тепловой поток, чем его конвективно-кондуктивная составляющая.

При высокой температуре и, следовательно, степени ионизации дуговой плазмы важную роль в энергобалансе частицы могут играть электронная и ионная компоненты плазмы. Это связано с тем, что помимо энергии теплового движения, которая фактически была учтена при вычислении Q_c, электроны, достигающие поверхности частицы, передают частице энергию своего направленного движения, а ионы передают ей как кинетическую энергию, приобретаемую ими в электрическом поле, формирующемся вблизи поверхности частицы, так и, что особенно важно, внутреннюю энергию, выделяющуюся при их поверхностной рекомбинации [5]. Здесь следует особо отметить, что за счет испарения материала частицы при значениях температуры ее поверхности T_{ms}, близких к температуре кипения T_b, приповерхностная плазма может стать многокомпонентной, содержащей наряду с частицами плазмообразующего газа атомы и ионы испаренного металла.

Для анализа тепловых потоков Q_i и Q_e используем метод, подробно изложенный в работе [9]. В рамках этого метода дуговая плазма, окружающая частицу, условно делится на несколько зон, как показано на рис. 2. Первая зона, непосредственно примыкающая к поверхности частицы, — это слой пространственного заряда, где нарушается условие квазинейтральности плазмы и формируется основное падение потенциала между плазмой и частицей. Вторая зона — ионизационная область неизотермической квазинейтральной плазмы (предслой), где происходит генерация заряженных частиц за счет ионизации плазменными электронами атомов плазмообразующего газа, десорбирующихся с поверхности частицы, и испаряющихся атомов ее материала. На расстоянии от поверхности, равном нескольким длинам свободного пробега частиц плазмы, проходит граница слоя Кнудсена, за которой начинается гидродинамическая область течения. В свою очередь, эта область может быть условно разделена на две зоны — тепловой пограничный слой, в пределах которого происходит выравнивание температур электронов T_e и тяжелых частиц T_c температурой T_p, и область невозмущенной плазмы.

Для расчета величин Q_e, Q_i, входящих в баланс энергии (1), необходимо определить потоки электронов и ионов на поверхность металлической частицы при условии, что суммарная плотность электрического тока между плазмой и этой поверхностью равна нулю, поскольку частица имеет «плавающий» потенциал. Это условие можно записать в виде

$$j_e - \sum_{\alpha = g,\, m} j_{i\alpha} = 0. \qquad (6)$$

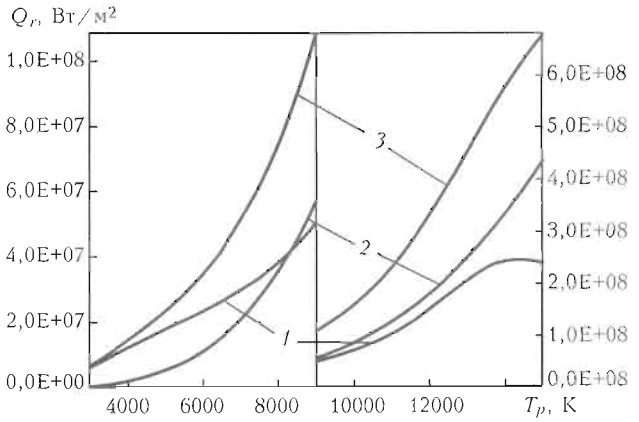


Рис. 1. Влияние радиационного теплообмена на тепловой поток из аргоновой плазмы в алюминиевую частицу радиусом 30 мкм при $T_{ms} = 2000$ К, $u = 300$ м/с: *1* — $Q_c(T_p)$; *2* — $Q_r(T_p)$; *3* — их сумма

Здесь j_e — плотность тока плазменных электронов, достигающих поверхности частицы; $j_{i\alpha} = e\bar{n}_{i\alpha}V_{i\alpha}$ — плотность тока ионов сорта α ($\alpha = g$ соответствует ионам плазмообразующего газа, $\alpha = m$ — ионам материала частицы), где e — заряд электрона; $\bar{n}_{i\alpha}$ и $V_{i\alpha}$ — концентрация и скорость соответствующих ионов на границе предслоя со слоем пространственного заряда.

Плотность тока электронов, достигающих поверхности частицы, может быть вычислена с помощью известного соотношения

$$j_e = \frac{1}{4} e n_e^0 v_{T_e}^0 \exp\left(-\frac{e\varphi^0}{kT_e^0}\right), \qquad (7)$$

где n_e^0 и $v_{T_e}^0 = \sqrt{\dfrac{8kT_e^0}{\pi m_e}}$ — соответственно концентрация и тепловая скорость электронов на внешней границе кнудсеновского слоя; k — постоянная Больцмана; $\varphi^0 > 0$ — потенциал плазмы относительно поверхности частицы (см. рис. 2); m_e — масса электрона.

Для вычисления значений ионных токов используем подход, предложенный в работе [10], который основывается на предположении, что ионы в пред-

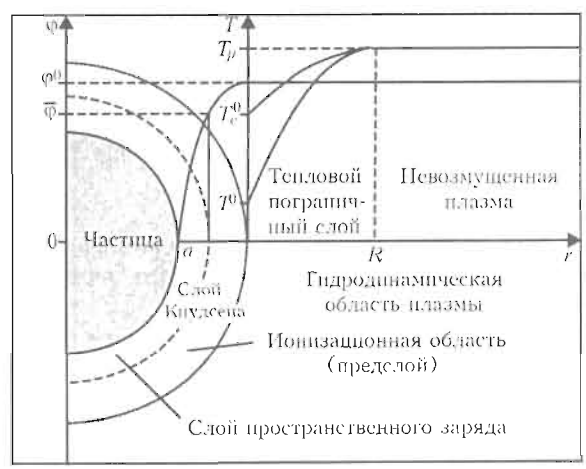


Рис. 2. Структура приповерхностной плазмы, распределение потенциала, температуры электронов и температуры тяжелых частиц плазмы

слое плазмы интенсивно максвеллизируются и приобретают общую скорость направленного движения, значение которой на границе предслоя и слоя пространственного заряда определяется выражением [9]

$$\overline{V}_{i\alpha}\overline{V}_i = \sqrt{kT_e^0 \frac{\sum\limits_{\alpha=g,\,m} (1+T^0/T_e^0)n_{i\alpha}^0}{\sum\limits_{\alpha=g,\,m} M_\alpha n_{i\alpha}^0}}. \qquad (8)$$

Здесь $n_{i\alpha}^0$ — концентрации ионов плазмы на внешней границе кнудсеновского слоя (для ионов всех сортов); M_α — масса соответствующего иона (атома); T^0 — температура тяжелых частиц плазмы, предполагаемая постоянной в пределах предслоя. В рамках используемого подхода концентрации заряженных частиц на границе слоя пространственного заряда (с учетом квазинейтральности плазмы в ионизационной области) определяются следующим образом [9]:

$$\overline{n}_e = n_e^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right), \quad \overline{n}_{i\alpha} = n_{i\alpha}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right), \quad \alpha = g,\ m. \qquad (9)$$

Тогда, используя (8) и (9), можно записать выражения для плотностей ионных токов на поверхность частицы в виде

$$j_{i\alpha} = en_{i\alpha}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right)\overline{V}_i, \quad \alpha = g,\ m. \qquad (10)$$

Определив электронную и ионные составляющие электрического тока, текущего из плазмы на поверхность частицы, можно найти потенциал плазмы относительно частицы. Подставляя (7) и (10) в условие (6) и учитывая квазинейтральность плазмы на внешней границе кнудсеновского слоя, получим

$$\varphi^0 = \overline{\varphi} + \frac{1}{2}\frac{kT_e^0}{e}, \qquad (11)$$

где

$$\overline{\varphi} = \frac{kT_e^0}{e}\ln\sqrt{\frac{\sum\limits_{\alpha=g,\,m} M_\alpha n_{i\alpha}^0}{2\pi m_e \sum\limits_{\alpha=g,\,m} (1+T^0/T_e^0)n_{i\alpha}^0}} \quad —$$

значение потенциала на границе ионизационной области со слоем пространственного заряда (см. рис. 2).

Состав многокомпонентной плазмы вблизи поверхности частицы при диффузионном режиме испарения ее материала можно определить, используя уравнения Саха, условие квазинейтральности плазмы, закон Дальтона, а также равенство парциального давления тяжелых частиц испаренного материала на внешней границе кнудсеновского слоя давлению насыщенного пара, соответствующему данной температуре поверхности частицы.

Значение электронной температуры на границе слоя Кнудсена можно найти путем решения уравнения баланса энергии электронной компоненты плазмы в тепловом пограничном слое и соответствующего уравнения для температуры тяжелых частиц:

$$\frac{1}{r^2}\frac{\partial}{\partial r}\left(r^2\chi_e\frac{\partial T_e}{\partial r} - \beta(T_e - T)\right) = 0; \qquad (12)$$

$$\frac{1}{r^2}\frac{\partial}{\partial r}\left(r^2\overline{\chi}\frac{\partial T}{\partial r} + \beta(T_e - T)\right) = 0. \qquad (13)$$

Здесь χ_e — коэффициент электронной теплопроводности; $\overline{\chi}$ — коэффициент теплопроводности тяжелых частиц (атомов и ионов); β — коэффициент энергообмена электронов с тяжелой компонентой плазмы [11], при вычислении которых отношение концентрации частиц пара к полной концентрации всех тяжелых частиц плазмы в пределах теплового пограничного слоя будем приближенно считать постоянным, равным своему значению на границе кнудсеновского слоя $\delta_m^0 = (n_{nm}^0 + n_{im}^0)/\sum\limits_{\alpha=g,\,m}(n_{n\alpha}^0 + n_{i\alpha}^0)$.

Данные уравнения будем решать в области $\alpha \le r \le R$, где R — внешний радиус теплового пограничного слоя (см. рис. 2). Краевые условия на границе этого слоя со слоем Кнудсена могут быть заданы с помощью баланса энергии в ионизационной области плазмы:

$$\left(\chi_e\frac{\partial T_e}{\partial r}\right)\Big|_{r=a} = j_e\left(\varphi^0 + \frac{2kT_e^0}{e}\right) + \sum_{\alpha=g,\,m} j_{i\alpha}\left(\frac{kT_e^0}{2e} + U_\alpha\right); \quad T\big|_{r=a} = T_{ms}. \qquad (14)$$

В качестве граничных при $r = R$ принимаются условия равенства температур электронов и тяжелых частиц температуре невозмущенной плазмы.

Полученные распределения температур T_e и T по толщине теплового пограничного слоя вокруг частицы алюминия радиусом 30 мкм (T_{ms} = 1800 K), помещенной в аргоновую плазму (T_p = 12000 K), представлены на рис. 3. Как следует из приведенных на этом рисунке данных, температура электронов на внешней границе кнудсеновского слоя T_e^0 оказывается значительно ниже температуры невозмущенной плазмы и при выбранных значениях параметров находится на уровне 8000 K. На рис. 4 показаны зависимости расчетных значений T_e^0 от T_p при более высоких значениях температуры поверхности частицы. Результаты расчетов свидетельствуют о существенном влиянии многокомпонентности приповерхностной плазмы, связанной с наличием в ней более легкоионизируемых атомов металлического пара, на электронную температуру и степень ионизации этой плазмы.

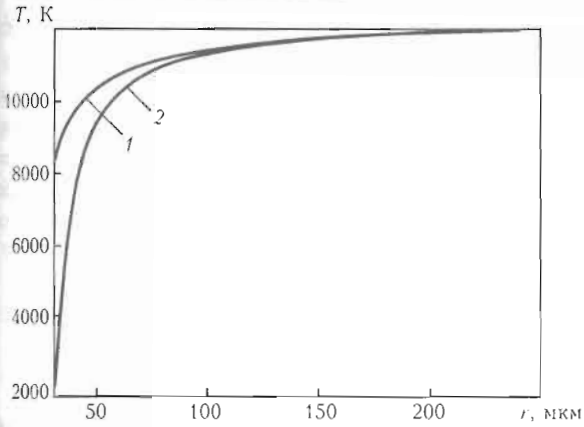


Рис. 3. Радиальное распределение электронной температуры и температуры тяжелой компоненты плазмы в пределах теплового пограничного слоя: *1* — $T_e(r)$; *2* — $T(r)$

Определив параметры плазмы на внешней границе кнудсеновского слоя, оценим потоки энергии Q_e и Q_i. Поскольку энергия теплового (хаотического) движения была фактически учтена при вычислении Q_c, выражение для расчета Q_e можем записать следующим образом:

$$Q_e = j_e(\varphi^0 + \varphi_m), \qquad (15)$$

где φ_m — работа выхода электронов для данного материала частицы.

Далее, учитывая энергию направленного движения ионов, приобретаемую ими в слое пространственного заряда, для Q_i можем записать:

$$Q_i = \sum_{\alpha = g,\, m} j_{i\alpha}\,(\overline{\varphi} + U_\alpha - \varphi_m). \qquad (16)$$

На рис. 5 представлены зависимости тепловых потоков Q_i, Q_e на поверхность алюминиевой частицы (a = 30 мкм, T_{ms} = 2000 K) от температуры невозмущенной плазмы (аргоновой плазмы атмосферного давления), а также соответствующие зависимости величин Q_c и Q_r для сравнения. Как показывают приведенные расчетные данные, при высоких значениях температуры плазмы (T_p > > 10000 K) ионная и электронная составляющие

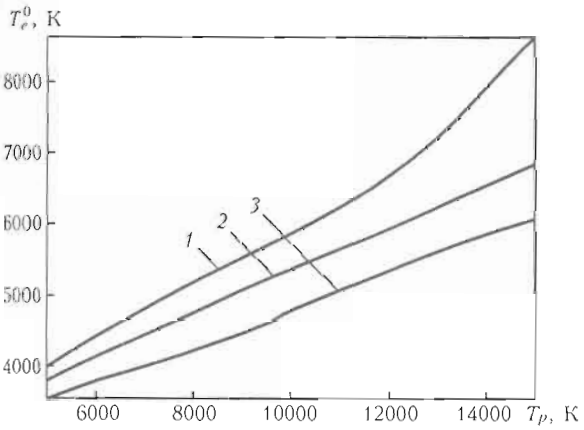


Рис. 4. Зависимость электронной температуры на внешней границе кнудсеновского слоя от температуры невозмущенной аргоновой плазмы при различных значениях температуры поверхности частицы алюминия радиусом 30 мкм: T_{ms} = 2000 (δ_m^0 = = 0,009) (*1*), 2200 (δ_m^0 = 0,047) (*2*) и 2500 K (δ_m^0 = 0,325) (*3*)

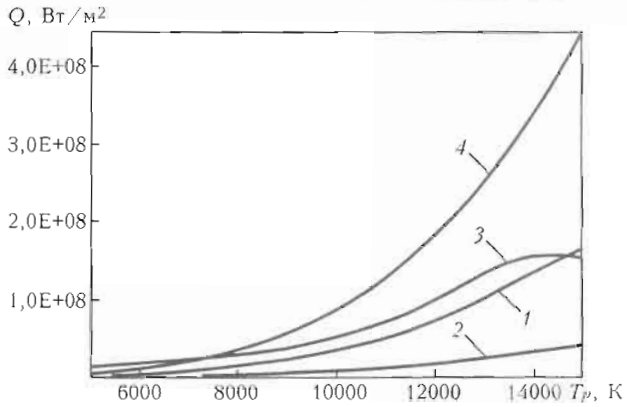


Рис. 5. Зависимость составляющих теплового потока в частицу от температуры невозмущенной плазмы: *1* — Q_i; *2* — Q_e; *3* — Q_c при u = 100 м/с; *4* — Q_r

теплового потока могут вносить существенный вклад в суммарный поток тепла из плазмы на поверхность частицы.

Влияние многокомпонентности приповерхностной плазмы, обусловленное наличием в ней атомов и ионов испаренного материала, на значения Q_e и Q_i иллюстрирует рис. 6. При T_{ms} = 1800 K приповерхностная плазма содержит пренебрежимо малое количество частиц металла и указанные тепловые потоки формируются в основном за счет заряженных частиц плазмообразующего газа. В случае, когда T_{ms} = 2400 K, содержание пара в приповерхностной плазме оказывается намного выше, т. е. плазма становится более многокомпонентной, что при T_p > 10000 K приводит к повышению значений Q_e и Q_i. Это связано с тем, что, несмотря на соответствующее снижение T_e^0 относительно T_p (см. рис. 3, 4), увеличение содержания в плазме легкоионизируемых атомов металла по мере повышения T_{ms} обуславливает повышенную концентрацию заряженных частиц, определяющих согласно (7), (10), (15), (16) указанные тепловые потоки.

Если температура поверхности частицы превышает температуру кипения ее материала (давление насыщенного пара становится выше атмосферного), начинается расширение пара, который оттесняет плазму внешнего газа, и диффузионный режим

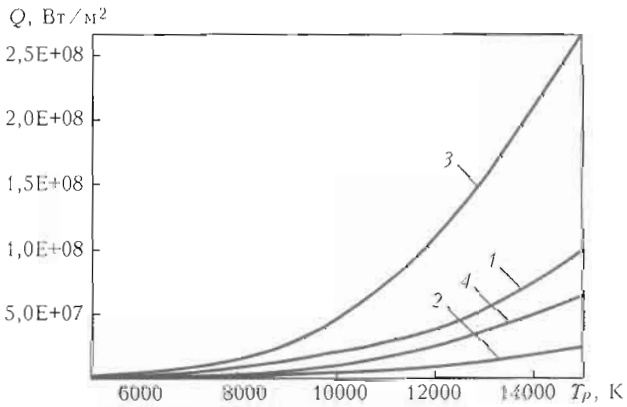


Рис. 6. Зависимость потоков энергии ионов (*1*, *3*) и электронов (*2*, *4*) на поверхность алюминиевой частицы радиусом 30 мкм от температуры невозмущенной плазмы при T_{ms} = 1800 (δ_m^0 = = 0,001) (*1*, *2*) и 2400 K (δ_m^0 = 0,180) (*3*, *4*)

испарения сменяется конвективным. В результате приповерхностная плазма опять становится однокомпонентной. Состав такой плазмы можно рассчитать с помощью уравнения Саха, условия квазинейтральности и закона Дальтона, положив $n_{ng} = n_{ig} = 0$ и дополнив эту систему уравнений соотношениями, определяющими концентрацию и температуру тяжелых частиц расширяющегося пара вблизи поверхности частицы. Для нахождения величин $(n^0_{nm} + n^0_{im})$ и T^0 будем использовать выражения, полученные в [12] применительно к случаю поверхностного испарения в среду с противодавлением:

$$\frac{n^0_{nm} + n^0_{im}}{n_{ms}} = \left\{\left(\gamma_m^2 + \frac{1}{2}\right)\exp(\gamma_m^2)\,[1 - \Phi(\gamma_m)] - \frac{\gamma_m}{\sqrt{\pi}}\right\} \times$$

$$\times \sqrt{\frac{T_{ms}}{T^0}} + \frac{1}{2}\left\{1 - \gamma_m\sqrt{\pi}\exp(\gamma_m^2)\,[1 - \Phi(\gamma_m)]\right\}\frac{T_{ms}}{T^0}; \quad (17)$$

$$\frac{T^0}{T_{ms}} = 1 + \frac{\gamma_m^2\pi}{32}\left(1 - \sqrt{1 + \frac{64}{\gamma_m^2\pi}}\right).$$

Здесь $n_{ms} = \dfrac{p_s}{kT_{ms}}$ — концентрация насыщенного пара, соответствующая данной температуре поверхности частицы; $\gamma_m = v^0\left(\dfrac{M_m}{2kT^0}\right)^{1/2}$, где v^0 — скорость разлета ионизированного пара на внешней границе кнудсеновского слоя; $\Phi(x) = \dfrac{2}{\sqrt{\pi}}\int\limits_0^x \exp \times$ $\times(-\xi^2)d\xi$ — интеграл вероятности. Следует отметить, что скорость v^0 является внешним параметром и определяется условиями расширения пара в гидродинамической области. Кроме того, согласно [12] указанная величина должна удовлетворять условию $M \le 1$, где M — число Маха. Для численной оценки величины v^0 будем приближенно считать, что в случае небольших значений числа Маха расширение ионизированного пара происходит в условиях, когда давление на границе слоя Кнудсена с тепловым пограничным слоем постоянно и равно внешнему давлению.

Электронная температура T_e^0 может быть определена путем решения уравнений баланса энергии электронов и тяжелой компоненты плазмы в тепловом пограничном слое с учетом конвективного охлаждения приповерхностной плазмы потоком пара:

$$\frac{1}{r^2}\frac{\partial}{\partial r}\left(r^2 n_e\left[\frac{5}{2}kT_e + eU_m\right]v\right) =$$

$$= \frac{1}{r^2}\frac{\partial}{\partial r}\left(r^2\chi_e\frac{\partial T_e}{\partial r}\right) - \beta(T_e - T);$$

$$\frac{5}{2}k(n_{nm} + n_{im})\,v\frac{\partial T}{\partial r} = \frac{1}{r^2}\frac{\partial}{\partial r}\times \quad (18)$$

$$\times\left(r^2\bar{\chi}_e\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \beta(T_e - T),$$

где скорость разлета и суммарная концентрация тяжелых частиц пара связаны уравнением непрерывности, что дает $(n_{nm} + n_{im})v = \dfrac{(n^0_{nm} + n^0_{im})v^0a^2}{r^2}$. Краевые условия на внешней границе теплового пограничного слоя (при $r = R$) сохраняют свой вид, тогда как условия на границе этого слоя со слоем Кнудсена несколько изменяются по сравнению с (14):

$$\left(\chi_e\frac{\partial T_e}{\partial r}\right)\Big|_{r=a} = j_e\left(\varphi^0 + \frac{2kT_e^0}{e}\right) + j_{im}\left(\frac{kT_e^0}{2e} + U_m\right) +$$

$$+ n_e^0\left(\frac{5}{2}kT_e^0 + eU_m\right)v^0; \quad T|_{r=a} = T^0. \quad (19)$$

Численное решение уравнений (18) для случая алюминиевой частицы, находящейся в струе аргоновой плазмы, показывает, что результирующие значения электронной температуры на границе кнудсеновского слоя при конвективном режиме испарения материала частицы оказываются значительно ниже, чем при диффузионном (рис. 7, кривые *1*, *2* и *3*), что связано с охлаждением плазмы потоком расширяющегося пара. В результате степень ионизации приповерхностной плазмы снижается настолько, что тепловые потоки Q_i и Q_e, пропорциональные концентрации заряженных частиц на границе слоя Кнудсена, приобретают пренебрежимо малые значения. Кроме того, при конвективном режиме испарения (за счет интенсивного выноса потоком пара тепловой энергии частиц плазмы из пограничного слоя) должно снижаться и значение конвективно-кондуктивного теплового потока Q_c. Вместо них существенную роль в энергетическом балансе частицы начинает играть испарительное охлаждение ее поверхности.

Поток энергии, уносимой с единицы поверхности частицы расширяющимся паром, может быть представлен в следующем виде [13]:

$$Q_v = (n_{nm} + n^0_{im})v^0\lambda_v, \quad (20)$$

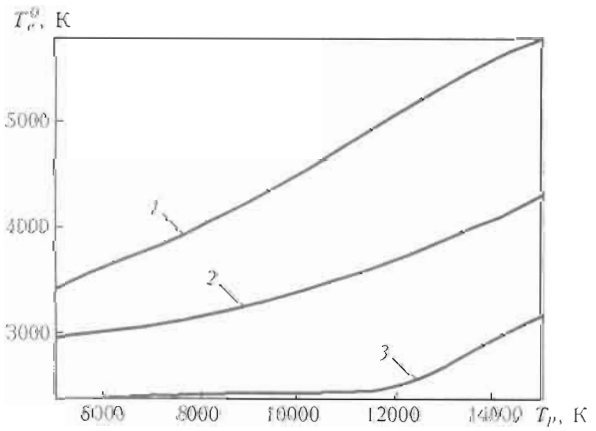


Рис. 7. Зависимость электронной температуры на внешней границе кнудсеновского слоя от температуры невозмущенной аргоновой плазмы при различных значениях температуры поверхности частицы алюминия радиусом 30 мкм: *1* — $T_{ms} = 2700$ (диффузионный режим испарения материала частицы); *2* — 2750 (M = 0,09); *3* — 2800 K (M = 0,26)

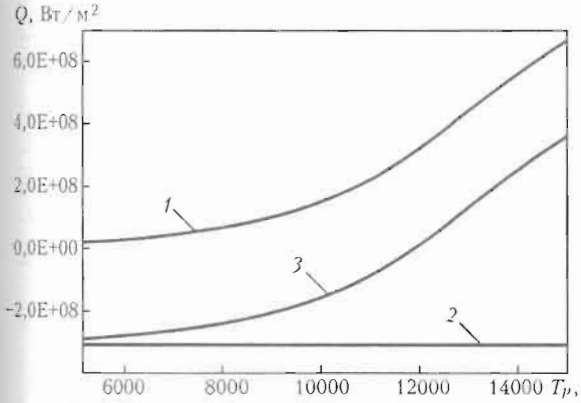


Рис. 8. Результирующий тепловой поток и его составляющие при конвективном режиме испарения материала частицы: *1* — $Q_i(T_p)$; *2* — $Q_r(T_p)$; *3* — результирующий тепловой поток

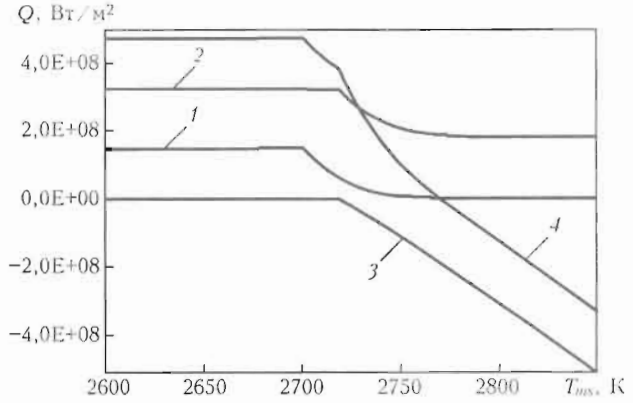


Рис. 9. Зависимость суммарного теплового потока через поверхность частицы алюминия (a = 30 мкм), находящейся в потоке аргоновой плазмы (T_p = 12000 К, u = 300 м/с), и его составляющих от T_{ms}: *1* — $Q_i + Q_e$; *2* — $Q_e + Q_r$; *3* — Q_e; *4* — результирующий тепловой поток

Отметим здесь, что поскольку в режиме расширения пара значения концентраций ионов на внешней границе слоя Кнудсена ничтожно малы, величину n_{im}^0 в выражении (20) можно положить равной нулю.

Результаты расчетов теплового потока Q_v для алюминиевой частицы радиусом 30 мкм, находящейся в потоке аргоновой плазмы атмосферного давления и имеющей температуру поверхности T_{ms} = 2800 К (T_b = 2720 К), представлены на рис. 8. Здесь же приведены соответствующие зависимости $Q_r(T_p)$ и результирующего теплового потока через поверхность частицы. Как следует из представленных зависимостей, влияние T_p на значения Q_v почти не проявляется (кривая *2*), что, как уже было отмечено, связано со значительным снижением степени ионизации приповерхностной плазмы за счет ее охлаждения потоком расширяющегося пара. Значения Q_r, напротив, заметно возрастают по мере повышения T_p (кривая *1*), что приводит к изменению знака результирующего теплового потока (кривая *3*). Итак, при $T_p < 12500$ К данная частица охлаждается, а при более высоких температурах окружающей плазмы — нагревается.

Расчетные зависимости всех составляющих и суммарного теплового потока через поверхность алюминиевой частицы, находящейся в аргоновой плазме, от T_{ms} показаны на рис. 9. Приведенные на этом рисунке данные позволяют для рассматриваемой системы проанализировать вклад каждой из составляющих теплообмена в полный энергетический баланс поверхности частицы, имеющей температуру, близкую к температуре кипения ее материала, и свидетельствуют о решающей роли испарительного охлаждения частицы при $T_{ms} > T_b$.

Разработанная математическая модель позволяет проводить численный анализ как отдельных составляющих, так и результирующего теплового воздействия дуговой плазмы на частицу дисперсного материала в широком диапазоне температур плазмы и поверхности частицы, характерных для условий плазменного напыления и плазменно-порошковой наплавки.

1. *Донской А. В., Клубникин В. С.* Электроплазменные процессы и установки в машиностроении. — Л.: Машиностроение, 1979. — 221 с.
2. *Гнедовец А. Г., Лохов Ю. Н., Углов А. А.* Теплофизические задачи обработки частиц тугоплавких металлов в горячем газе // Физика и химия обраб. материалов. — 1979. — № 6. — С. 36–43.
3. *Bourdin E., Fauchais P., Boulos M.* Transient heat conduction under plasma conditions // Int. J. Heat Mass Transfer. — 1983. — **26**, N 4. — P. 567–582.
4. *Volatilization* of metal powders in plasma sprays / A. Vardelle, M. Vardelle, H. Zhang et al. // J. Thermal Spray Technology. — 2002. — **11**, N 2. — P. 244–252.
5. *Shimanovich V. D., Smyaglikov I. P., Zolotovsky A. I.* An effect of near-cathode region plasma of an argon arc on metal particles // Progress in Plasma Processing of Materials 2003: Proc. of 7th Europ. Conf. on Thermal Plasma Processes, Strasbourg, France, June 18–21, 2002. — P. 257–262.
6. *Кутателадзе С. С.* Основы теории теплообмена. — М.: Атомиздат, 1979. — 416 с.
7. *Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М.* Теоретическая физика. — М.: Наука, 1986. — Т. VI. Гидродинамика. — 736 с.
8. *Физика* и техника низкотемпературной плазмы / С. В. Дресвин, А. В. Донской, В. М. Гольдфарб и др. — М.: Атомиздат, 1972. — 352 с.
9. *Кривцун И. В.* Модель испарения металла при дуговой, лазерной и лазерно-дуговой сварке // Автомат. сварка. — 2001. — № 3. — С. 3–10.
10. *Зондовые* измерения в низкотемпературной плотной плазме при высоких степенях ионизации / Ф. Г. Бакшт, Г. А. Дюжев, Н. К. Митрофанов и др. // ЖТФ. — 1973. — **43**, № 12. — С. 2574–2583.
11. *Жданов В. М.* Явления переноса в многокомпонентной плазме. — М.: Энергоиздат, 1982. — 176 с.
12. *Knight C. J.* Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure // AIAA J. — 1979. — **17**, N 5. — P. 519–523.
13. *Воздействие* лазерного излучения на материалы / Р. В. Арутюнян, В. Ю. Баранов, Л. А. Большов и др. — М.: Наука, 1989. — 367 с.

РАСЧЕТНЫЙ АЛГОРИТМ ОЦЕНКИ ДОПУСТИМЫХ РАЗМЕРОВ НЕПРОПЛАВЛЕНИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ СЛОЖНОМ СПЕКТРЕ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Применительно к сварным соединениям рам ветроэнергетических установок рассмотрен расчетный алгоритм определения допустимых непроплавлений в соответствующих сварных соединениях при циклическом нагружении рамы сложным спектром нагрузок (усилий и моментов) на базе $2 \cdot 10^8$ циклов. Использованы экспериментальные наблюдения относительно спектра размахов шести типов нагрузок по Q_j ($j = 1, \ldots, 6$) и численное решение относительно номинальных мембранных и изгибных напряжений в околошовной зоне сварных швов от единичных нагрузок Q_j, по которым синтезируются суперпозицией напряжения в околошовной зоне от всех нагрузок на данном цикле нагружения.

The calculation algorithm for estimation of permissible lacks of penetration in welded joints under cyclic loading using a complex range of loads (forces and moments) on a base of $2 \cdot 10^8$ cycles is considered with respect to welded joints in frames of wind-driven power plants. The use is made of the experimental data on a range of amplitudes of six types of loads by Q_j ($j = 1, \ldots, 6$), as well as the numerical solution for nominal membrane and bending stresses in the weld zone induced by single loads Q_j, according to which stresses in the HAZ induced by all loads at a given loading cycle are synthesises by superposition.

Вопросы оценки допустимости выявленных дефектов в сварных соединениях, особенно на стадии изготовления (эксплуатации), когда их исправление связано с большими сложностями, весьма актуальны и привлекают большой интерес во всем мире [1–4 и др.]. При сварке толстостенных изделий одним из таких типовых дефектов могут быть непроплавления в корне шва (рис. 1). В ряде случаев такие непроплавления ограниченных размеров $2a < [2a]$ допускаются при эксплуатации, если они не влияют на безопасность работы конструкции. Поскольку определение величины $[2a]$ связано с индивидуальными особенностями конструкции, нагруженностью, условиями эксплуатации и т.п., т.е. требует достаточно тщательной проработки для каждого случая, то большинство решений в ответственных конструкциях для величины $[2a]$ имеет консервативно запретительный характер, т.е. $[2a] \approx 0$, хотя большинство правил для таких конструкций не исключает возможности, что $[2a] > 0$, если при этом доказана безопасность работы соединения. В качестве средств для доказательства, например, в работе [5] рекомендуется применение только методов механики разрушения тел с трещинами. Опыт использования последних показал их широкие возможности для надежного решения подобных задач.

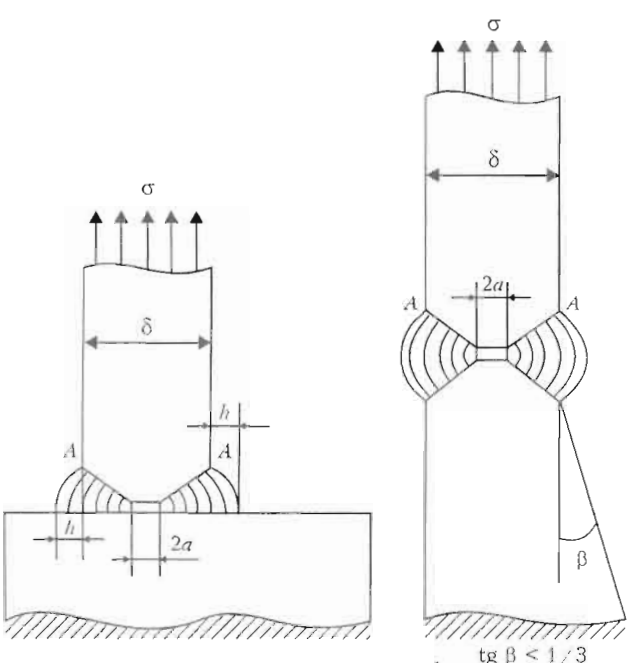


Рис. 1. Схемы сварных соединений с непроплавлением у таврового (*а*) и стыкового (*б*) соединения: A–A – зона наименьшего сопротивления образованию усталостной трещины при $a \to 0$

В настоящей работе такой подход применен для получения данных по допускаемым значениям $[2a]$ для сварных соединений, приведенных на рис. 1, использованных в раме ветроэнергетических установок (ВЭУ) мощностью около 2550 кВт, разработанных фирмой «Nordex Energy» (рис. 2). Рама изготовлена из стали S235J263 + N + Z25 по DIN EN10025; 1993. Стыковые и угловые сварные швы выполнены дуговой сваркой в углекислом газе. При этом использована сварочная проволока марки

© Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК, 2004

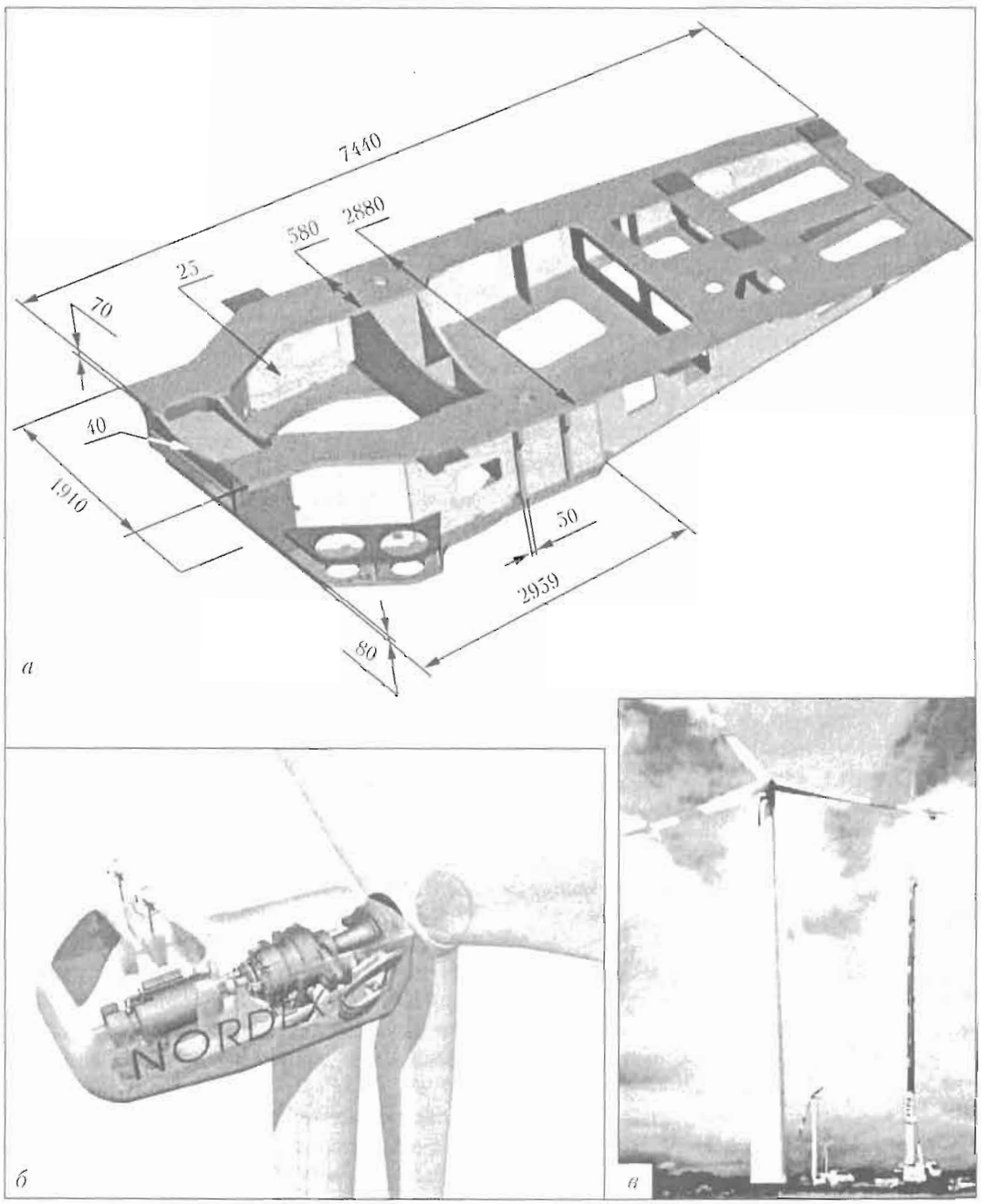


Рис. 2. Ветровая энергетическая установка мощностью 2550 кВт: *а* — эскиз рамы; *б* — схема размещения агрегатов на раме ВЭУ; *в* — общий вид

ЕМК6 (Böhler). Данные о химическом составе основного металла и сварных швов и их механических свойствах приведены в табл. 1. Толщины соединяемых элементов в различных соединениях рамы изменяются в пределах 12...70 мм.

Нагрузки в сварных швах рамы связаны с работой ВЭУ и определяются величинами трех усилий F_j и трех моментов M_j ($j = x, y, z$) на приводном валу, как показано на рис. 3. В дальнейшем вектор этих нагрузок обозначается Q_j ($j = 1, 2, \ldots, 6$).

Таблица 1. Химический состав и механические свойства основного металла и металла сварных швов рамы ВЭУ

Металл	Массовое содержание элементов, %						Механические свойства			
	C	Mn	Si	S	P	Al	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	KCV_{-40}, Дж
Основной	0,14...0,17	0,68...1,03	0,23...0,29	0,01...0,023	0,009...0,020	0,027...0,42	285...339	424...470	24...33	–
Сварные швы	0,07...0,10	1,47...1,54	0,85...0,9	0,013...0,015	0,010...0,012	–	> 400	480...600	> 22	> 47

Таблица 2. Экстремальные сочетания нагрузок Q_j

Номер сочетания	Случай нагрузки	$j = 1$	$j = 2$	$j = 3$	$j = 4$	$j = 5$	$j = 6$
		F_x, кН	F_y, кН	F_z, кН	M_x, кН·м	M_y, кН·м	M_z, кН·м
1	E1.1d1	441	186,4	102,2	2188,0	−4689	1374,0
2	S1.1a1	307,4	16,0	84,8	−34,4	−179,3	2136,0
3	E1.1d1	413,2	155,4	52,2	3748,0	−2911,0	1272,0
4	E1.11	374,0	134,0	123,0	1480	−3860,0	1180,0

Экстремальное сочетание этих нагрузок приведено в табл. 2, а положительное направление Q_j показано на рис. 3. При вращении вала нагрузки Q_j, как видно из табл. 2, колеблются. За один оборот вала они изменяются несинхронно от $Q_j^{\min}$ до $Q_j^{\max}$, при этом отношение $Q_{j\alpha}/Q_j^{\max} = R_{j\alpha}$ остается примерно постоянным, где α — угол поворота вала (табл. 3). Между размахом изменения нагрузки ΔQ_j и $Q_j^{\max}$ следует зависимость из табл. 2

$$\Delta Q_j = Q_j^{\max}(1 - R_{j\alpha}^{\min}). \qquad (1)$$

Если методами теории упругости определить компоненты тензора напряжений $\bar{\sigma}_{pq}^{(j)}$ от единичной нагрузки Q_j в соответствующих точках x, y, z сварного соединения, то методом суперпозиции можно определить суммарные напряжения $\sigma_{pq}^{(\alpha)}$ (p, $q = x$, y, z) в точке x, y, z для различных углов α, т.е.

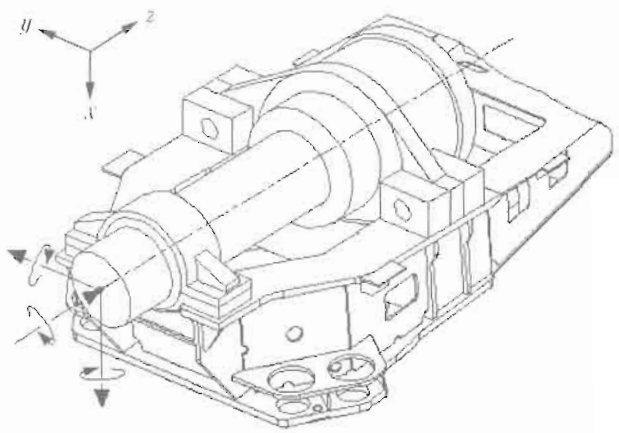


Рис. 3. Схема приложения нагрузок на приводном валу

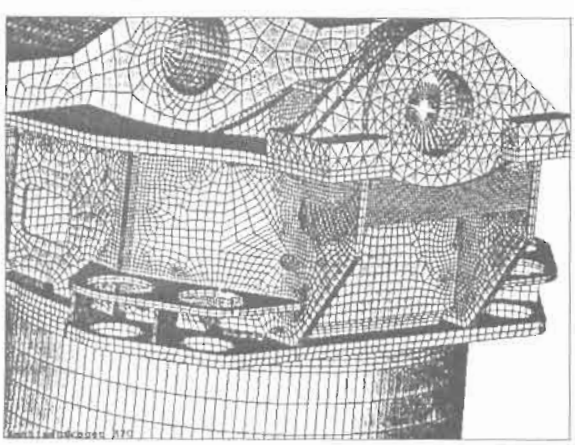


Рис. 4. Модель рамы ВЭУ для МКЭ

$$\sigma_{pq}^{(\alpha)} = \sum_{j=1}^{6} \bar{\sigma}_{pq}^{j}(x, y, z) Q_j^{\max} R_{j\alpha}. \qquad (2)$$

Таким образом, для каждого сварного шва рассматриваемой рамы можно определить номинальные нормальные напряжения, действующие по нормали к плоскости непроплавления $\sigma_{qq}^{(\alpha)}$ в различных точках вдоль сварного шва как на внутренней, так и на наружной поверхности. По номинальным напряжениям $\sigma_{qq}^{(\alpha)}$ можно вычислить мембранное усилие $P_i^{(\alpha)}$ и момент $M_i^{(\alpha)}$, где i — номер точки вдоль сварного шва.

Величины $P_i^{(\alpha)}$ и $M_i^{(\alpha)}$ являются основными характеристиками внешнего нагружения рассматриваемых сварных швов. Необходимые для их вычисления данные $\bar{\sigma}_{pq}^{(j)}(x, y, z)$ от действия единичных сил Q_j получены численным решением упругих задач. При этом использована конечно-элементная модель, показанная на рис. 4.

В качестве иллюстрации в табл. 4 приведены результаты такого расчета относительно номинальных $\bar{\sigma}_{xx\,\text{in}}^{(j)}$ и $\bar{\sigma}_{xx\,\text{out}}^{(j)}$ (индекс in означает на внутренней поверхности, индекс out — на наружной поверхности соответствующего элемента) для сварного шва № 19 ($q = x$) рамы ВЭУ при $j = 1, 2, \ldots, 6$. Номер точки i связан с координатой y зависимостью ($i = y - 885/\Delta y$).

Подобные таблицы $\bar{\sigma}_{qq}^{(j)}$ сформированы для всех 60 сварных соединений рамы ВЭУ и служат основой для расчета $P_i^{(\alpha)}$ и $M_i^{(\alpha)}$ в зависимости от Q_j.

В процессе эксплуатации нагрузки Q_j могут изменяться в широких пределах. Фирмой «Nordex Energy» представлен спектр изменения размахов ΔQ_j при эксплуатации рассматриваемых ВЭУ. На основе этих данных сформирован расчетный спектр размахов ΔQ_{jm} (табл. 5), состоящий из $m = 1, 2, \ldots$

Таблица 3. Изменение нагрузок Q_j в зависимости от угла поворота вала α

α, град	$R_{j\alpha} = Q_{j\alpha}/Q_j^{\max}$					
	$j = 1$	$j = 2$	$j = 3$	$j = 4$	$j = 5$	$j = 6$
0	0,4	0	0,55	0	1,0	0,2
90	0,7	1,0	1,0	1,0	0	0,6
180	1,0	0	0,55	0	−1,0	1,0
270	0,7	−1,0	0,1	−1,0	0	0,6
$R_{j\alpha}^{\min}$	0,4	−1,0	0,1	−1,0	−1,0	0,2

Таблица 4. Величины $\bar{\sigma}^{(j)}_{x\,x\,in}\cdot 10^3$ и $\bar{\sigma}^{(j)}_{x\,x\,out}\cdot 10^3$ вдоль сварного соединения № 19 (оси y) при единичных нагрузках Q_j

i	$\bar{\sigma}^{(j)}_{x\,x\,in}\cdot 10^3$, Па						$\bar{\sigma}^{(j)}_{x\,x\,out}\cdot 10^3$, Па					
	$j=1$	$j=2$	$j=3$	$j=4$	$j=5$	$j=6$	$j=1$	$j=2$	$j=3$	$j=4$	$j=5$	$j=6$
1	8894	−2236	−5355	−624	−10770	12910	12790	−1462	−13080	−880	−12460	12660
2	7848	−2427	−3842	94	−10210	12480	12150	−1605	−12270	−174	−12130	12250
3	6639	−2458	−2515	472	−9206	11510	11180	−1620	−11320	197	−11270	11300
4	5459	−2395	−1430	618	−8056	10370	10090	−1549	−10350	335	−10170	10170
5	4404	−2285	−572	637	−6943	9269	9026	−1435	−9422	344	−9039	9082
6	3491	−2148	102	596	−5934	8290	8023	−1305	−8530	294	−7971	8110
7	2707	−1993	634	535	−5037	7430	7082	−1177	−7663	219	−6981	7259
8	2029	−1821	1056	473	−4236	6661	6187	−1060	−6802	137	−6061	6507
9	1441	−1630	1389	420	−3513	5956	5318	−962	−5929	56	−5197	5831
10	929	−1415	1642	380	−2853	5290	4459	−889	−5027	−23	−4376	5213
11	494	−1169	1811	355	−2245	4647	3590	−848	−4076	−104	−3587	4644
12	139	−888	1885	338	−1686	4012	2703	−838	−3068	−187	−2820	4117
13	−112	−542	1822	347	−1174	3369	1776	−876	−1976	−289	−2065	3636
14	−305	−151	1702	339	−686	2720	821	−886	−799	−371	−1316	3173
15	460	625	4	662	−530	1907	1	−1193	99	−669	−690	2900
16	1557	1304	−2375	254	−320	1112	−1152	−779	1557	−279	236	2278
17	−194	778	126	−426	573	982	−1119	−557	1049	−717	680	1642
18	−1439	425	1726	−765	1300	642	−928	−254	405	−1163	1012	1050
19	−1960	383	2078	−1164	1886	185	−895	31	−83	−1514	1449	440
20	−2438	439	2357	−1473	2490	−360	−1031	285	−320	−1796	1956	−198
21	−2998	572	2718	−1605	3186	−1066	−1500	486	−94	−1921	2628	−925

..., 23 строк, характеризуемых одинаковыми ΔN_m для всех j, на базе примерно $N = 2\cdot 10^8$ циклов. Здесь ΔN_m — количество циклов соответствующего размаха ΔQ_{jm} в общей долговечности конструкции. По ним с использованием зависимостей (1), (2) определяются $P^{(\alpha)}_{im}$ и $M^{(\alpha)}_{im}$, являющиеся характеристикой нагруженности соответствующей i-й точки конкретного сварного шва от m-й составляющей спектра внешней нагрузки.

Кроме внешней нагрузки, в зоне сварных швов действуют остаточные сварочные напряжения σ_{res}. Принималось, что для термообрабатываемых сварных соединений средний по толщине уровень поперечных напряжений $\sigma_{res} \approx 0{,}2\sigma_т$, а для нетермообрабатываемых соединений он примерно равен $0{,}5\sigma_т$.

При оценке допустимых размеров непроплавления $2a$ делается ряд допущений:

- непроплавление представляет собой плоскую трещину шириной $2a$ и длиной $l >> a$;
- нормаль к плоскости трещины совпадает с направлением действия поперечных напряжений σ_{qq};
- напряжения σ_{qq} изменяются плавно вдоль сварного шва, поэтому в зоне i-й точки можно принять $P^{(\alpha)}_{im}$ и $M^{(\alpha)}_{im}$ постоянными;
- в процессе эксплуатационного нагружения рассматриваемая «трещина» растет только за счет увеличения размеров $2a$;
- к концу заданного срока эксплуатации $N = 2\cdot 10^6$ циклов размеры $2a$ не должны превышать значений $2a_{st}$, значения которых определяются из условий сохранения статического равновесия трещины при квазистатическом приложении экстремальных нагрузок.

Рассмотрим определение критических значений $2a_{st}$.

С учетом хрупковязкого поведения материала в вершине «трещины» для определения критических размеров $2a_{st}$ используется известная процедура R6 [1], рекомендуемая также в [6].

В этом случае величина $2a_{st}$ определяется из решения нелинейного уравнения

$$K_r = (1 - 0{,}14L_r^2)\,[0{,}3 + 0{,}7\exp(-0{,}6L_r^6)],$$

$$K_r = 0 \begin{cases} \text{при } L_r \le L_{r\max}, \\ \text{при } L_r > L_{r\max}, \end{cases} \qquad (3)$$

где $L_r = \sigma_{net}/\sigma_{0,2}$; σ_{net} — эффективное напряжение в нетто-сечении, при котором возможен пластический коллапс; $\sigma_{0,2}$ — расчетное значение предела текучести материала, равное $\sigma^{нор}_{0,2}/\gamma_M$; $\sigma^{нор}_{0,2}$ — нормированное значение предела текучести материала; γ_M — коэффициент безопасности; $L_{r\,max} = \dfrac{\sigma^{нор}_{0,2} + \sigma^{нор}_{в}}{2\sigma^{нор}_{0,2}}$; $\sigma^{нор}_{в}$ — нормированное значение временного сопротивления материала; $K_r = K_I/K_c$, где K_I — максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений; K_c — расчетное значение критической величины K_I, равное $K^{нор}_c/\gamma_M$; $K^{нор}_c$ — нормированное значение K_c для данного материала.

Для рассмотренных соединений (см. рис. 1) величины $\sigma_{\text{net},\,i}$ и $K_{\text{I},\,i}$ можно определить в точке i вдоль сварного шва через номинальные значения усилий P_i и моментов M_i, соответствующие экстремальным нагрузкам по табл. 1, либо по первой строчке $m = 1$ спектра нагрузок по табл. 5, но при различных α, по зависимостям [5]

$$\sigma_{\text{net},\,i} = \frac{P_i}{W - 2a_{\text{st}}^{(i)}} + \frac{6|M_i|}{W^3 - (2a_{\text{st}}^{(i)})^3}\,W, \qquad (4)$$

$$K_{\text{I},\,i} = \left(\frac{P_i}{\delta} + \sigma_{\text{res}}\right) B_i \sqrt{\pi a_{\text{st}}^{(i)} \sec\frac{\pi a_{\text{st}}^{(i)}}{W}} + \frac{3|M_i| a_{\text{st}}^{(i)} D_i}{4\left[\left(\frac{W}{2}\right)^3 - (a_{\text{st}}^{(i)})^3\right]} \sqrt{\pi a_{\text{st}}^{(i)}\left(1 - \frac{2a_{\text{st}}^{(i)}}{W}\right)}, \qquad (5)$$

где

$$B_i = \frac{A_1 + A_2^2 a_{\text{st}}^{(i)}/W}{1 + 2h/\delta};$$

$$A_1 = 0{,}528 + 3{,}287\frac{h}{\delta} - 4{,}361\left(\frac{h}{\delta}\right)^2 + 3{,}696\left(\frac{h}{\delta}\right)^3 - 1{,}875\left(\frac{h}{\delta}\right)^4 + 0{,}415\left(\frac{h}{\delta}\right)^5;$$

$$A_2 = 0{,}218 + 2{,}717\frac{h}{\delta} - 10{,}171\left(\frac{h}{\delta}\right)^2 + 13{,}122\left(\frac{h}{\delta}\right)^3 - 7{,}755\left(\frac{h}{\delta}\right)^4 + 1{,}783\left(\frac{h}{\delta}\right)^5;$$

$$D_i = \left[1 + \frac{a_{\text{st}}^{(i)}}{W} + \frac{3}{2}\left(\frac{a_{\text{st}}^{(i)}}{W}\right)^2 - \frac{11}{2}\left(\frac{a_{\text{st}}^{(i)}}{W}\right)^3 + 0{,}464\left(\frac{a_{\text{st}}^{(i)}}{W}\right)^4\right];$$

$W = \delta + 2h$ (h определяется по рис. 1).

Расчеты $2a_{\text{st}}$ были выполнены для всех соединений при указанных экстремальных нагрузках по табл. 1 и для четырех значений α и нагрузках $m = 1$ по табл. 5. Из восьми вариантов значений $2a_{\text{st}}$ выбиралось наименьшее.

В табл. 6 приведены значения $2a_{\text{st}}$ для сварного соединения № 19 ($\delta = 50$ мм, $h = 4$ мм). При получении этих данных принималось, что $\sigma_{0,2}^{\text{пор}} = 300$ МПа, $\sigma_{\text{в}}^{\text{пор}} = 480$ МПа, $K_c^{\text{пор}} = 1400$ МПа·мм$^{1/2}$, $\gamma_M = 1{,}4$ по

Таблица 5. Значения ΔQ_j в сформированном спектре нагрузок в зависимости от ΔN

m	$\lg \Delta N$	ΔN	$j = 1$	$j = 2$	$j = 3$	$j = 4$	$j = 5$	$j = 6$
			F_x, кН	F_y, кН	F_z, кН	M_x, кН·м	M_y, кН·м	M_z, кН·м
1	0	1	271,8	304,8	304,7	4694	4556	1788
2	1	10	271,8	304,8	252,5	4690	4556	1328
3	2	100	268	304,8	207,2	4600	4556	1296
4	2,5	316	267	304,8	205,6	4570	4556	1270
5	3	1000	266	304,8	204,1	4553	4556	1269
6	3,5	3162	264	304,8	202,9	4506	4556	1198
7	4	10000	262	274,3	201,7	4107	4214	1144
8	4,25	17780	258	259,1	200,4	3943	4009	1090
9	4,5	31620	248	243,8	199,2	3755	3826	1037
10	4,75	56230	220	222,5	198	3567	3645	1010
11	5	100000	217	198,1	195	3380	3417	983
12	5,25	177830	190	183	186	3192	3257	930
13	5,5	316230	177	164,6	176,7	3000	3007	894
14	5,75	562340	163	152,4	170,6	2816	2825	822
15	6	1000000	149	140,2	158,4	2582	2597	778
16	6,25	1778280	129	128	143,2	2394	2392	715
17	6,5	3162280	115	114,3	128	2159	2164	681
18	6,75	5623410	103	99,1	115,3	2018	2005	590
19	7	10000000	97	91,4	97,5	1784	1822	536
20	7,25	17783000	81,5	79,2	82,3	1596	1595	492
21	7,5	31624000	68	67,6	70,1	1338	1367	393
22	7,75	56234000	58	54,8	54,8	1126	1113	358
23	8	100000000	47	45,7	42,6	938,8	911	304

[5], как для наиболее сложных ситуаций. Кроме того, принималось ограничение

$$2a_{st} < 0{,}8W. \qquad (6)$$

Видно, что в табл. 6 для зоны $y \geq 1062$ мм значения $2a_{st}$ определены по уравнению (6).

Рассмотрим алгоритм роста трещины-непроплавления. Скорость роста рассматриваемого дефекта в i-й точке вдоль сварного соединения определяется при допущении, что всегда имеет место спектр нагрузок по табл. 5.

Следовательно, если вся долговечность разбивается на K этапов прослеживания развития трещины, то на одном этапе количество циклов для m-й составляющей будет $\Delta N_m/K$, где ΔN_m определяется по табл. 5.

Тогда скорость от m-й составляющей спектра роста за цикл в i-й зоне сварного шва по [5] имеет вид

$$v_m^{(i)} = \left(\frac{da^{(i)}}{dN}\right)_m = \frac{C_0 \Delta K_{I\,im}^n}{(1 - R_{im}) - \dfrac{\Delta K_{I\,im}}{K_c}} \qquad (7)$$

при $\Delta K_{I\,im} \geq \Delta K_{thim}$,

$$v_m^{(i)} = 0 \text{ при } \Delta K_{I\,im} < \Delta K_{thim}, \qquad (8)$$

где $C_0 = 5 \cdot 10^{-13}$, $n = 3{,}0$ при $\Delta K_{I\,im}$ в МПа·мм$^{1/2}$; $\Delta K_{I\,im} = K_{I\,im}^{max} - K_{I,\,im}^{min}$; $R_{im} = K_{I\,im}^{min}/K_{I\,im}^{max}$; ΔK_{thim} — расчетное пороговое значение ΔK_{th}, определяемое в виде $\Delta K_{thim} = \Delta K_{thm}^{(0)}/\gamma_M$; $\Delta K_{thm}^{(0)} = 190...144R_{im}$, но не менее 62 МПа·мм$^{1/2}$ по [5, с. 100].

При вычислении $K_{I\,im}^{max}$ и $K_{I\,im}^{min}$ использовались зависимости (5), т.е. определялись $K_{I\,im}$ для четырех положений вала, характеризуемых углом α. Из этих значений находили $K_{I\,im}^{max}$ и $K_{I\,im}^{min}$. Если $K_{I\,im}^{min} < 0$, то принималось $K_{I\,im}^{min}$, поскольку в условиях сжатия трещина усталости практически не развивается, т.е. в этом случае $R_{im} = 0$.

Поскольку обычно на уровне $\Delta K_I = \Delta K_{th}$ для конструкционных сталей скорость роста трещины $v \approx 10^{-8}$ мм/цикл, что для базы долговечностей $N < 10^7$ циклов использование условия (8) не приводит к существенным погрешностям, то на базе $N = 2 \cdot 10^8$ циклов это условие лучше (консервативнее) записать в виде

$$v_m^{(i)} = 10^{-8} \text{ мм/цикл} \quad \text{при } \Delta K_{I\,im} < \Delta K_{thim}. \qquad (8')$$

Полное приращение размера $\Delta a_k^{(i)}$ на k-м шаге прослеживания $k = 1, 2, \ldots, K$

$$\Delta a_{ik} = \sum_{m=1}^{23} v_m^{(i)} \frac{\Delta N_m}{K}. \qquad (9)$$

соответственно

Таблица 6. Расчетные значения $2a_{st}$ и $[2a^{(i)}]$ для сварного соединения № 19 вдоль сварного шва

y, мм	$2a_{st}$, мм	$[2a^{(i)}]$, мм	y, мм	$2a_{st}$, мм	$[2a^{(i)}]$, мм
885,3	36,5	3,3	1062	46,4	11,9
910,6	36,8	3,6	1087	46,4	14,9
936	38,1	4,4	1112	46,4	16,3
961	39,8	5,6	1138	46,4	18,9
986	41,7	6,9	1163	46,4	22,0
1011	43,4	8,5	1188	46,4	25,0
1037	45,1	10,1	1390	46,4	23,1

$$a_k^{(i)} = a_{k-1}^{(i)} + \Delta a_k^{(i)}, \qquad (10)$$

если прослеживание ведется от заданных начальных $a_0^{(i)}$ размеров непроплавления.

При этом должно соблюдаться неравенство $2a_k^{(i)} < 2a_{st}^{(i)}$.

Такая последовательность удобна при оценке допустимости конкретных размеров $2a$ выявленных дефектов. Если же ставится задача определить допустимые значения $[2a^{(i)}]$ при заданных условиях нагружения, когда можно вычислить $2a_{st}^{(i)}$, то удобнее процесс вести в обратном порядке $a_0^{(i)} = a_{st}^{(i)}$ соответственно $a_0^{(i)} = a_{st}^{(i)} - \Delta a_1^{(i)}$ и т.д. до $k = K$, т.е. в этом случае

$$[2a^{(i)}] = 2a_K^{(i)}. \qquad (11)$$

Количество циклов прослеживания (интегрирования) K выбирается по правилам численного интегрирования.

Описанный алгоритм был применен для всех 60 сварных соединений рассматриваемой рамы ВЭУ.

Из табл. 6 видно, что $[2a^{(i)}]$ по длине сварного шва может изменяться в достаточно широких пределах. Наличие таких данных для всех сварных соединений рамы позволяет рационально построить ее ремонт с позиций сохранения размерной стабильности.

1. *Harrison R. P., Loosemore K., Milne J. et al.* Assessment of the integrity of structure containing defects // Report P/H R6. Rev 2 of Central Electricity Generating Board. — Bekerley, 1980. — 193 p.
2. *Harrison J. D.* Fracture mechanics developments related to the weld defect acceptance methods given in British standard PD 6493, Fract. and Fract. Mech.: case Stud // Proc. 2nd mat. conf., Johannesburg, 27–27 Nov., 1984. — P. 195–207.
3. *Методика* расчета допустимых дефектов металла оборудования и трубопроводов во время эксплуатации АЭС. М-01–88. — М.: Научно-исследовательский и конструкторский институт энерготехники, 1988. — 32 с.
4. *МР-125-01–90.* Расчет коэффициентов интенсивности напряжений и коэффициентов ослабления сечений для дефектов в сварных соединениях. — Киев, 1990. — 56 с.
5. *Recommendations* for fatigue design of welded joints and components. — (Intern. Inst. of Welding). Doc. XIII-S.I., [1995]. — 154 p.
6. *IIW Guidance* on assessment of the fitness for purpose of welded structures. IIW/IIS-SST-1157–90. — 322 p.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ СТЫКОВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК, В. М. ШЕКЕРА
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Приведены результаты численного исследования кинетики формирования остаточных напряжений при контактной сварке оплавлением стыков железнодорожных рельсов из сталей типа Г76 + сталь Гатфельда, а также исследованы кинетика изменения температурных полей, микроструктур и напряжений в зоне стыков и на стадии выравнивания температур после осадки вплоть до остаточного состояния. Рассмотрены варианты сварки через промежуточную вставку из стали 12Х18Н9Т и без вставки на различных режимах. Численные результаты относительно остаточных напряжений сопоставлены с экспериментальными данными.

Results of numerical study of the kinetics of formation of residual stresses in flash butt welding of rails made from the steels of the G76 type + Hadfield steel, as well as results of investigation of the kinetics of variations in temperature fields, microstructures and stresses in butt welded joints and at a stage of levelling of temperatures after upsetting up to achieving a residual state are presented. Variants of welding with an intermediate insert of steel 12Kh18N9T and without an insert under different conditions are considered. The numerical results on residual stresses are compared with the experimental data.

В последние годы интерес к термомеханическим процессам при сварке железнодорожных рельсов возрос в связи с применением новых высокопрочных сталей типа Э76 вместо М76 [1], а также ростом объемов сварки разнородных стыков, связывающих рельсовые переходы из аустенитной марганцовистой стали (сталь Гатфельда) с основными рельсами из перлитной стали. Изучение термомеханических процессов позволяет более глубоко представить суть происходящих процессов при сварке и четче видеть пути совершенствования.

В данной работе рассмотрен процесс соединения рельсов из стали М76 с рельсовым переходом из стали Г13Л с помощью контактной стыковой сварки оплавлением [1].

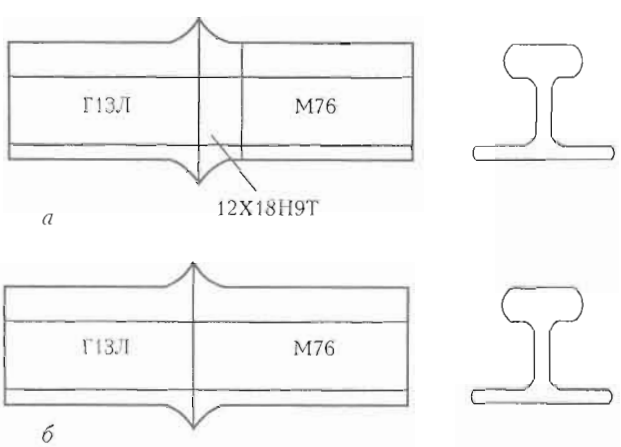


Рис. 1. Схемы сварки встык разнородных железнодорожных рельсов с промежуточной вставкой (*а*) и напрямую (*б*)

Традиционно сварка таких соединений данным способом производится с помощью промежуточной вставки из аустенитной стали типа 12Х18Н9Т, как показано на рис. 1, *а*. Поэтому первая задача состояла в определении напряжений в указанном традиционном соединении, вторая в рассмотрении варианта сварки напрямую (рис. 1, *б*). Химический состав рассматриваемых материалов приведен в табл. 1.

При моделировании процесса формирования напряжений и деформаций в рамках подхода [3] рассматривалась кинетика температурных полей, микроструктурных изменений и упругопластических деформаций на стадии выравнивания температур после окончания нагрева. При относительно небольшой длительности самого процесса нагрева при стыковой сварке оплавлением стержней, когда теплоотдача с поверхностей не успевает существенно изменить температурное поле по поперечному сечению, принято считать, что к концу нагрева, т.е. для момента $t = 0$ моделируемого процесса, температура в свариваемых элементах зависит только от расстояния $|x - x_{ст}|$ от стыка по закону

$$T(x, y, z, 0) = T_0 e^{-k|x - x_{ст}|}, \qquad (1)$$

где k — коэффициент жесткости режима нагрева; T_0 — средняя температура в сечении $x = x_{ст}$ при

© Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК, В. М. ШЕКЕРА, 2004

Таблица 1. Химический состав свариваемых материалов

Марка стали	Массовое содержание элементов, %							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Ti
М76 [2]	0,77	0,95	0,22	0,014	0,017	0,10	–	–
Г13Л (ГОСТ 2176–77)	1,20	13,0	0,90	0,10	0,04	0,9	0,9	–
12Х18Н9Т (ГОСТ 5632–72)	0,12	2,0	0,80	0,035	0,02	18,0	9,0	0,6

$t = 0$. Обычно T_0 меньше температуры плавления материала в сечении $x = 0$.

Для рассмотренных ниже вариантов режима сварки $T_0 = 1100$ °С, $k = 0{,}021$ мм$^{-1}$.

Процесс охлаждения сваренных стержней в достаточно общем случае при начальных (1) и соответствующих условиях на поверхностях свариваемых рельсов, определяемых теплообменом с окружающей средой и захватами сварочной машины описывается дифференциальным уравнением теплопроводности

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right)+\frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z}\right)=c\rho \frac{\partial T}{\partial t}, \qquad (2)$$

где λ, c, ρ — соответственно теплопроводность, теплоемкость и плотность материала (табл. 2).

Теплообмен с окружающей средой традиционно описывается законом Ньютона

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha(T - T_c), \qquad (3)$$

где n — нормаль к поверхности (внутри объема); T_c — температура среды; α — коэффициент теплообмена.

В обычных цеховых условиях при естественной конвекции $\alpha = (0{,}002...0{,}003)$ Вт/(см^2·°С) [3]. При принудительном охлаждении обдувом воздушной струи параметр α увеличивается. Для цеховой воздушной магистрали можно принять $\alpha = (0{,}02...0{,}03)$ Вт/(см^2·°С). При достаточно большом расстоянии до захватов их влияние не велико и его можно не учитывать. С учетом указанных условий решение осуществлялось численно с помощью компьютерной программы 3D, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ.

Таблица 2. Теплофизические и механические свойства рассматриваемых материалов

Сталь	Температурный интервал, °С	c, Дж/(кг·°С)	$\beta \cdot 10^6$, °С$^{-1}$	T, °С	λ, Вт/(м·°С)	ρ, кг/м^3	$E \cdot 10^3$, МПа	$\sigma_т$, МПа
М76	20...100	490	11,8	20	37,0	7850	2,15	450
Г13Л		517	16,0		12,9	7930	2,08	420
12Х18Н9Т		469	16,6		15,0	7900	1,95	280
М76	20...200	510	12,6	100	36,0	7830	2,13	420
Г13Л		530	19,4		14,5	7905	2,10	400
12Х18Н9Т		486	17,0		16,0	7860	1,89	252
М76	20...300	525	13,2	200	35,0	7800	2,07	393
Г13Л		550	20,5		16,2	7880	2,00	350
12Х18Н9Т		498	17,6		18,0	7820	1,82	224
М76	20...400	560	13,6	300	34,0	7770	2,0	377
Г13Л		560	21,7		17,7	7850	1,93	300
12Х18Н9Т		511	18,0		20,0	7780	1,75	196
М76	20...500	575	14,1	400	32,0	7730	1,8	357
Г13Л		570	20,3		19,2	7830	1,73	250
12Х18Н9Т		519	18,3		21,0	7740	1,67	168
М76	20...600	590	14,6	500	31,0	7700	1,70	327
Г13Л		580	19,9		20,9	7805	1,63	200
12Х18Н9Т		528	18,6		23,0	7690	1,60	149
М76	20...700	625	14,5	600	30,0	7670	1,54	253
Г13Л		590	20,9		21,7	7780	1,50	140
12Х18Н9Т		532	18,9		25,0	7650	1,53	144,5
М76	20...800	705	11,8	700	29,0	7660	1,36	138
Г13Л		600	21,9		22,5	7740	1,40	100
12Х18Н9Т		544	19,3		26,0	7600	1,43	140
М76	20...1000	700	18,2	800	28,0	7650	1,28	67
Г13Л		620	23,1		23,3	7700	1,30	80
12Х18Н9Т		548	19,5		28,0	7510	1,35	121

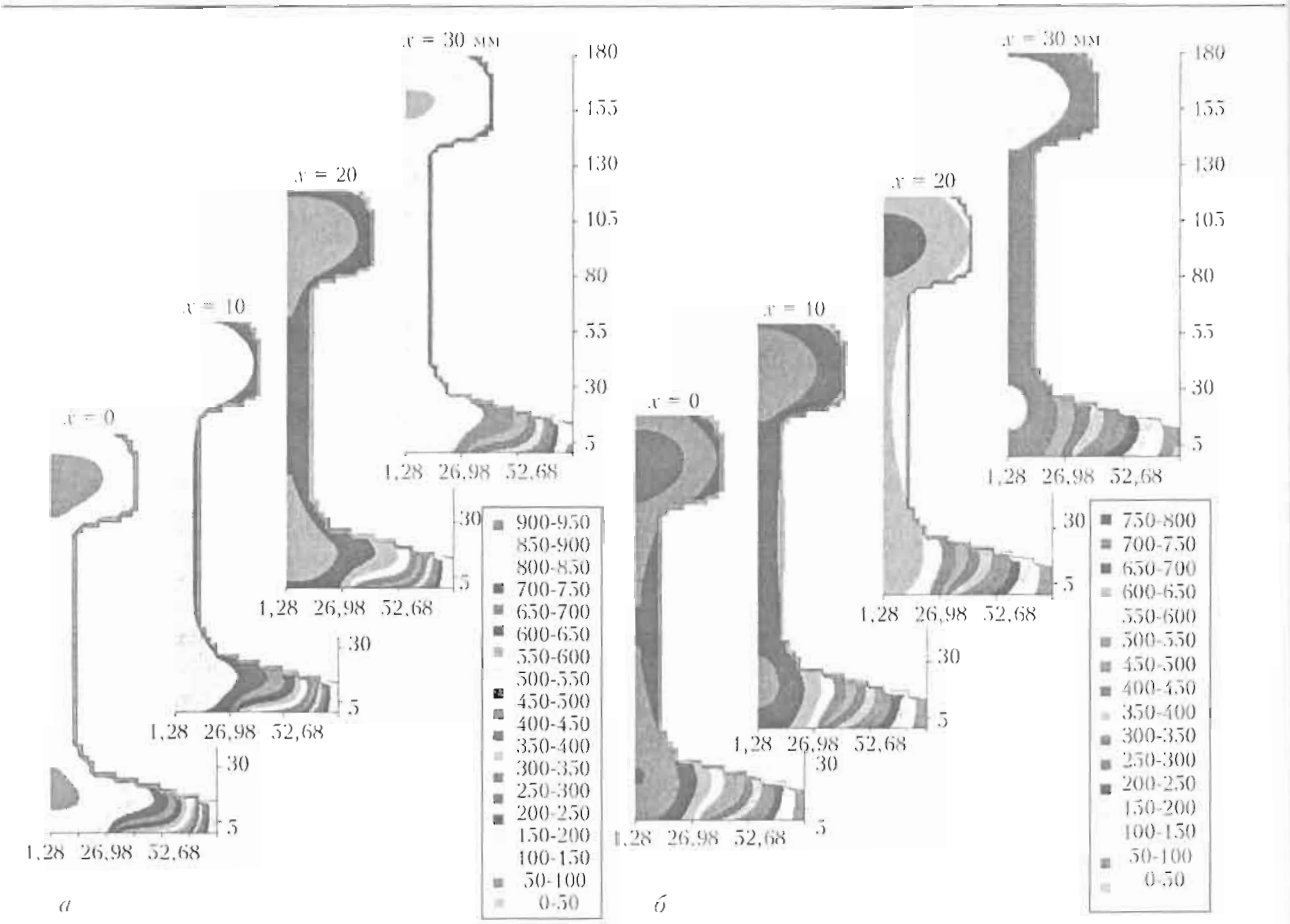


Рис. 2. Распределение температур в зоне сварного стыка стали М76 для варианта № 1 при охлаждении через t = 10 (*а*) и 30 с (*б*)

Как видно из рис. 2, 3 и табл. 3, при интенсивном охлаждении из-за сложного поперечного сечения рельсов температурное поле имеет явно трехмерный характер, что необходимо учитывать в дальнейшем анализе.

Получив данные по температурным полям и соответственно скоростям охлаждения в зоне сварного стыка стали М76, можно определить структурное состояние этой зоны (нагреваемой выше 800 °С) по методике работы [4] с учетом данных [5]. Соответствующие результаты расчета микроструктуры после полного охлаждения в ЗТВ стали М76 для вариантов № 1, 2 и 6 приведены в табл. 4.

Таблица 3. Варианты соединения и условия охлаждения

№ варианта	Сочетание	Условия охлаждения
1	Прямое М76 +Г13Л	Интенсивное по всем поверхностям, α = 0,051 Вт/(см^3·°С)
2	То же	Интенсивное, α = 0,051 Вт/(см^3·°С) в зоне Г13Л, в зоне М76 α = 0,0021 Вт/(см^3·°С)
3	М76 + 12Х18Н9Т	Везде α= 0,0021 Вт/(см^3·°С)
4	Второй стык 12Х18Н9Т + Г13Л (вставка)	Интенсивное, α = 0,051 Вт/(см^3·°С) только в зоне Г13Л
5	М76 + М76	Везде α = 0,0021 Вт/(см^3·°С)
6	М76 + Г13Л	То же

Из этих данных видно, что для варианта № 1, когда интенсивное охлаждение имеет место по всей длине свариваемых элементов (см. рис. 1), в ЗТВ стали М76 можно получить до 50 % мартенсита в подошве (y = 0) и до 37 % в головке рельса (y = = 150...180 мм). Для варианта № 2, когда интенсивное охлаждение имеет место только в ЗТВ стали Г13Л в подошве рельса можно получить 30 % мартенсита, а в головке рельса — не больше 20 %.

При естественном охлаждении в подошве количество мартенсита не более 16 %, а в головке не выше 0,07 %.

Естественно, что изменение микроструктуры в ЗТВ М76 (исходная V_b = 0,31, V_{fp} = 0,69) в определенной степени может сказаться на напряженном состоянии, поскольку приведенные в табл. 2 данные β и $\sigma_т$, относящиеся к исходному состоянию, зависят от изменения микроструктуры.

Согласно [4] для объемных изменений в ЗТВ стали М76 использовали вместо $3\varphi = \beta(T - T_0)$ следующую зависимость:

$$3\varphi = \frac{\sum\limits_j V_j(T, t)\gamma_j(T, t) - \sum\limits_j V_j(T_0, 0)\gamma_j(T_0)}{\sum\limits_j V_j(T_0, 0)\gamma_j(T_0)}, \quad (4)$$

где $\gamma_j(T)$ — объем единицы массы j-й микроструктуры при температуре T ($j = a, m, b, fp$), значения $\gamma_j(T)$ можно принять по [6]

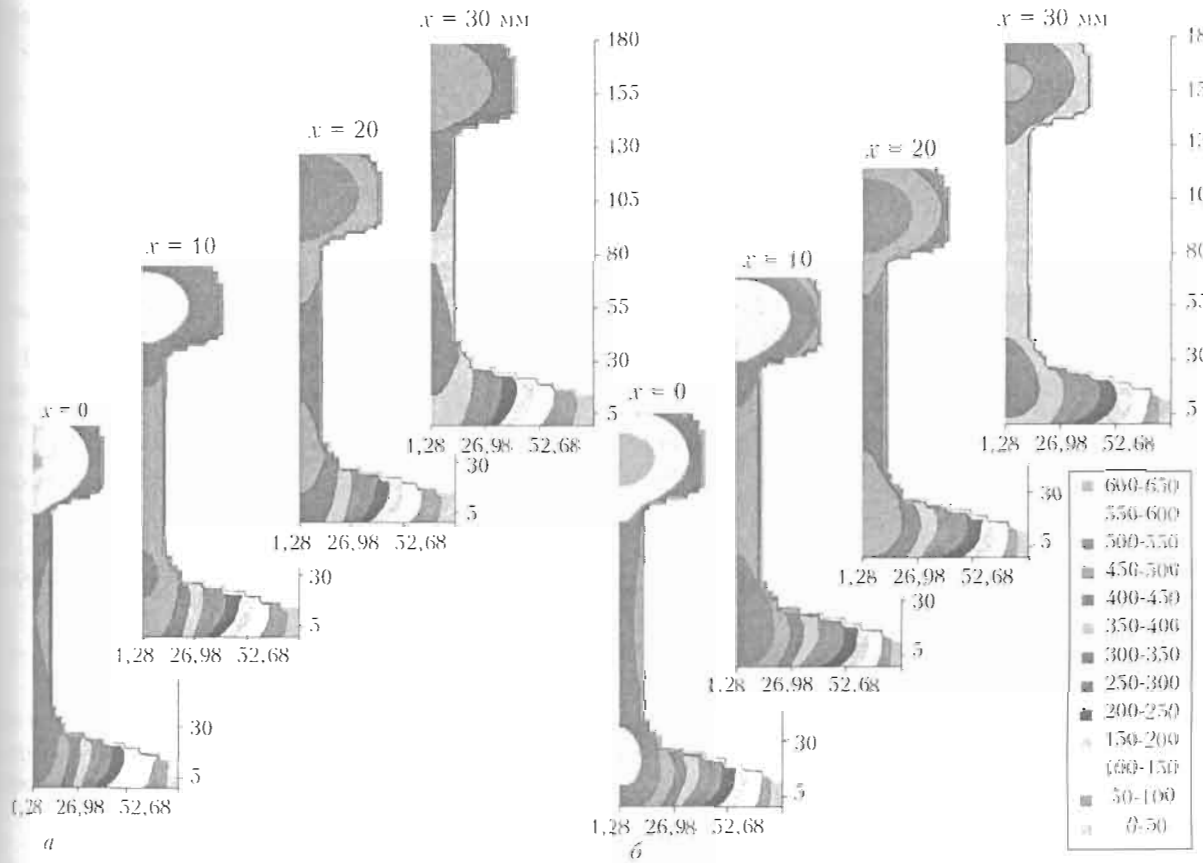


Рис. 3. Распределение температур сварного стыка стали М76 (*а*) и Г13Л (*б*) для варианта № 1 при охлаждении через $t = 70$ с

$$\gamma_a(T) = 0{,}12282 + 8{,}36\cdot10^{-6}(T + 273) + 2{,}15\cdot10^{-3}C \ (\text{см}^3/\text{г}),$$

$$\gamma_m(T) = 0{,}12708 + 4{,}448\cdot10^{-6}(T + 273) + 2{,}79\cdot10^{-3}C \ (\text{см}^3/\text{г}), \quad (5)$$

$$\gamma_{fp}(T) \equiv \gamma_b(T) = 0{,}12708 + 5{,}528\cdot10^{-6} \times (T + 273) + (\text{см}^3/\text{г}).$$

Для структурно стабильных сталей Г13Л и 12Х18Н9Т значения коэффициента линейного температурного расширения β принимались из табл. 2. Аналогично упругие характеристики мало зависят от V_{fi}, поэтому модуль упругости $E(T)$ брали из табл. 2, *а* коэффициент Пуассона приняли $\nu = 0{,}3$.

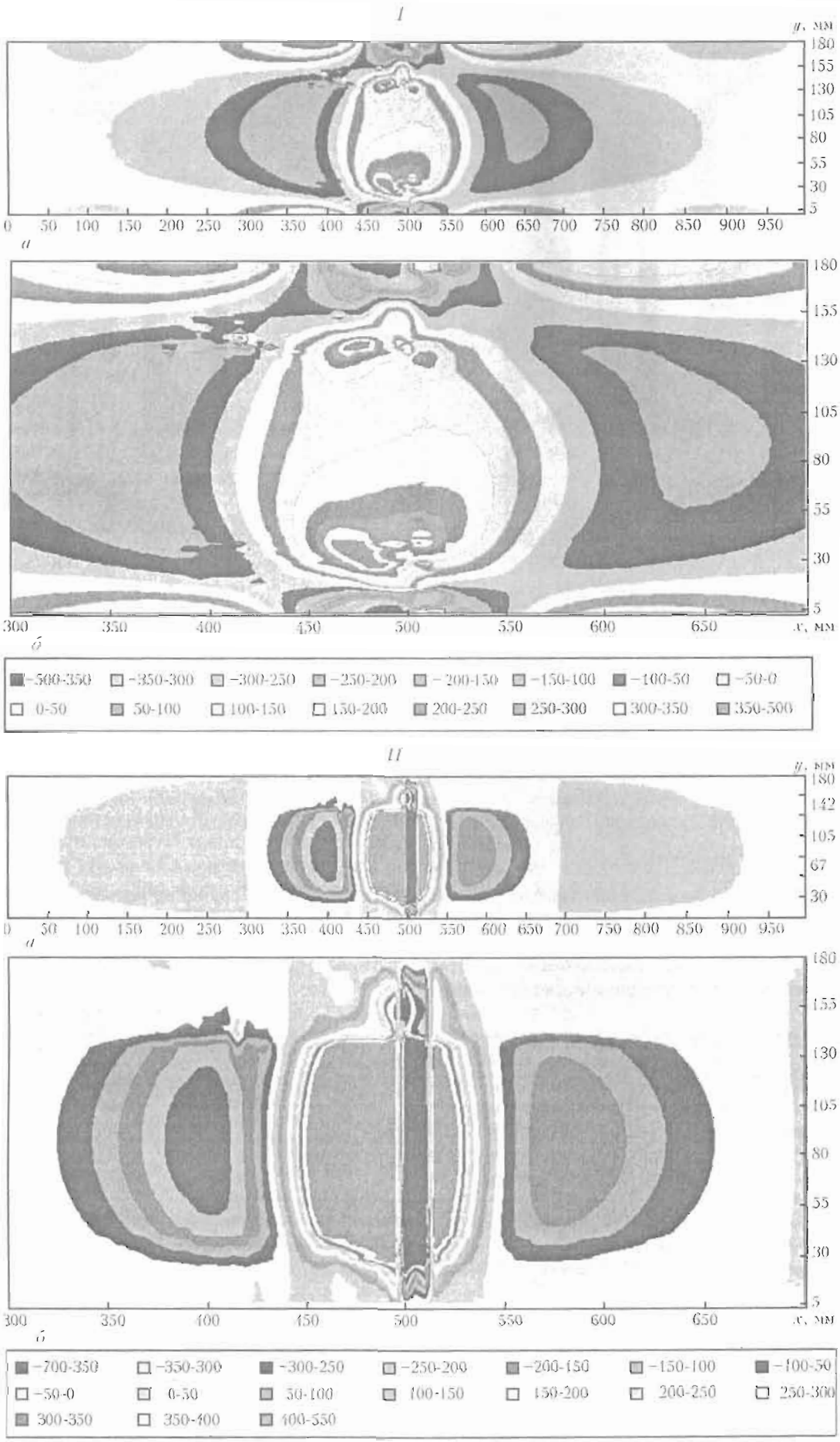
Предел текучести $\sigma_T(T)$ брали из табл. 2, за исключением ЗТВ стали М76, где значение $\sigma_T(T)$ вычисляли в зависимости от микроструктуры

$$\sigma_T(T) = \sum_j \sigma_{Tj}(T)\gamma_j(T), \quad (6)$$

Таблица 4. Результаты расчета микроструктуры в различных точках (x, y) ЗТВ стали М76

y, мм	x, мм	Вариант № 1			Вариант № 2			Вариант № 6		
		V_m	V_b	V_{fp}	V_m	V_b	V_{fp}	V_m	V_b	V_{fp}
0...30	0	0,48...0,52	0,14...0,15	0,35...0,37	0,27...0,30	0,21...0,22	0,48...0,51	0,13...0,16	0,21	0,64...0,66
	5	0,48...0,53	0,13...0,15	0,34...0,37	0,26...0,29	0,22...0,23	0,49...0,51	0,13...0,16	0,21	0,60...0,63
	10	0,48...0,52	0,14...0,15	0,35...0,37	0,24...0,27	0,22...0,23	0,50...0,53	0,13...0,16	0,21	0,60...0,63
	15	0	0,3	0,69	0	0,31	0,69	0	0,31	0,69
90...120	0	0,48...0,52	0,14...0,15	0,35...0,37	0,25...0,27	0,22...0,23	0,51...0,53	0,08...0,09	0,22...0,23	0,68...0,70
	5	0,48...0,50	0,14...0,15	0,31...0,37	0,23...0,25	0,23	0,52...0,54	0,08...0,09	0,22...0,23	0,68...0,69
	10	0,48...0,50	0,14...0,15	0,31...0,37	0,21...0,23	0,23	0,54...0,56	0,08...0,09	0,22...0,23	0,68...0,69
	15	0	0,31	0,69	0	0,31	0,69	0	0,31	0,69
150...180	0	0,35...0,37	0,19...0,20	0,43...0,45	0,18...0,19	0,24	0,57...0,58	0,07	0,22	0,71
	5	0,36...0,37	0,19...0,20	0,43...0,45	0,18	0,24	0,58...0,59	0,07	0,22	0,71
	10	0,36...0,37	0,19...0,20	0,43...0,45	0,16...0,17	0,24	0,60	0,07	0,22	0,71
	15	0	0,31	0,69	0	0,31	0,69	0	0,31	0,69

Примечание. Здесь V_m — массовая доля мартенсита; V_b — доля бейнита; V_{fp} — доля феррито-перлитной смеси.


I
y, мм
180
155
130
105
80
55
30
5
0 50 100 150 200 250 300 350 400 450 500 550 600 650 700 750 800 850 900 950
а
180
155
130
105
80
55
30
5
300 350 400 450 500 550 600 650 x, мм
б
−500-350
−350-300
−300-250
−250-200
−200-150
−150-100
−100-50
−50-0
0-50
50-100
100-150
150-200
200-250
250-300
300-350
350-500
II
y, мм
180
142
105
67
30
0 50 100 150 200 250 300 350 400 450 500 550 600 650 700 750 800 850 900 950
а
180
155
130
105
80
55
30
5
300 350 400 450 500 550 600 650 x, мм
б
−700-350
−350-300
−300-250
−250-200
−200-150
−150-100
−100-50
−50-0
0-50
50-100
100-150
150-200
200-250
250-300
300-350
350-400
400-550

где σ_{τ_j} — предел текучести данной j-й микроструктуры от температуры T.

Эта зависимость определяется из уравнения

$$\sigma_{\tau_j}(T) = \sigma_\tau(20\ ^\circ\text{C}) f(T), \qquad (7)$$

где $f(T)$ определяется для стали М76 по табл. 2 делением $\sigma_\tau(T)$ на $\sigma_\tau(20\ ^\circ\text{C})$, а значения $\sigma_{\tau_j}(20\ ^\circ\text{C})$ принимались следующими:

$$\sigma_{T,\,m}(20\ ^\circ\text{C}) = 1250\ \text{МПа},\ \sigma_{T,\,b} = 570\ \text{МПа},$$
$$\sigma_{T,\,fp}(20\ ^\circ\text{C}) = 300\ \text{МПа},\ \sigma_{T,\,a}(20\ ^\circ\text{C}) = 280\ \text{МПа}.$$

Решение задачи относительно кинетики напряжений и деформаций, начиная с момента $t = 0$, для которого принимается тензор напряжений σ_{ij} ($i, j = x, y, z$), проводили путем последовательного прослеживания развития упругопластических деформаций. На каждом шаге прослеживания согласно [3] связь между конечным приращением тензора деформаций $\Delta\varepsilon_{ij}$ и тензором σ_{ij} определяется в виде

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Delta\varepsilon^e_{ij} + \Delta\varepsilon^p_{ij} + \Delta\varepsilon^c_{ij} = \Psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}K\sigma - b_{ij}\ (i, j = x, y, z), \qquad (8)$$

где индекс e относит величину к упругим деформациям; p — к деформациям мгновенной пластичности и c — к деформациям ползучести; δ_{ij} — единичный тензор; $\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{ii}$ — среднее значение нормальных компонент тензора σ_{ij}; Ψ — функция состояния материала, которую определяют условиями текучести и ползучести материала [3]; K — модуль объемного сжатия, равный $K = 1 - 2\nu/E$; b_{ij} — тензор дополнительных деформаций [3]

$$b_{ij} = \frac{1}{2G_*}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)_* + \delta_{ij}(K_*\sigma_* - \Delta\varphi). \qquad (9)$$

Здесь $G = E/2(1 + \nu)$ — модуль сдвига; индекс * относит значение к концу предыдущего шага прослеживания; $\Delta\varphi$ — приращение объемных изменений, обусловленных изменением температуры и микроструктуры материала за шаг прослеживания.

Условие текучести формулируется в виде

$$\Psi = \frac{1}{2G} + \Omega\Delta t, \text{ если } \sigma_i < \sigma_\tau(T),$$
$$\Psi > \frac{1}{2G} + \Omega\Delta t, \text{ если } \sigma_i = \sigma_\tau(T), \qquad (10)$$

состояние $\sigma_i > \sigma_\tau(T)$ недопустимо.

Здесь

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \times$$
$$\times \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma^2_{xy} + \sigma^2_{xz} + \sigma^2_{yz})}$$

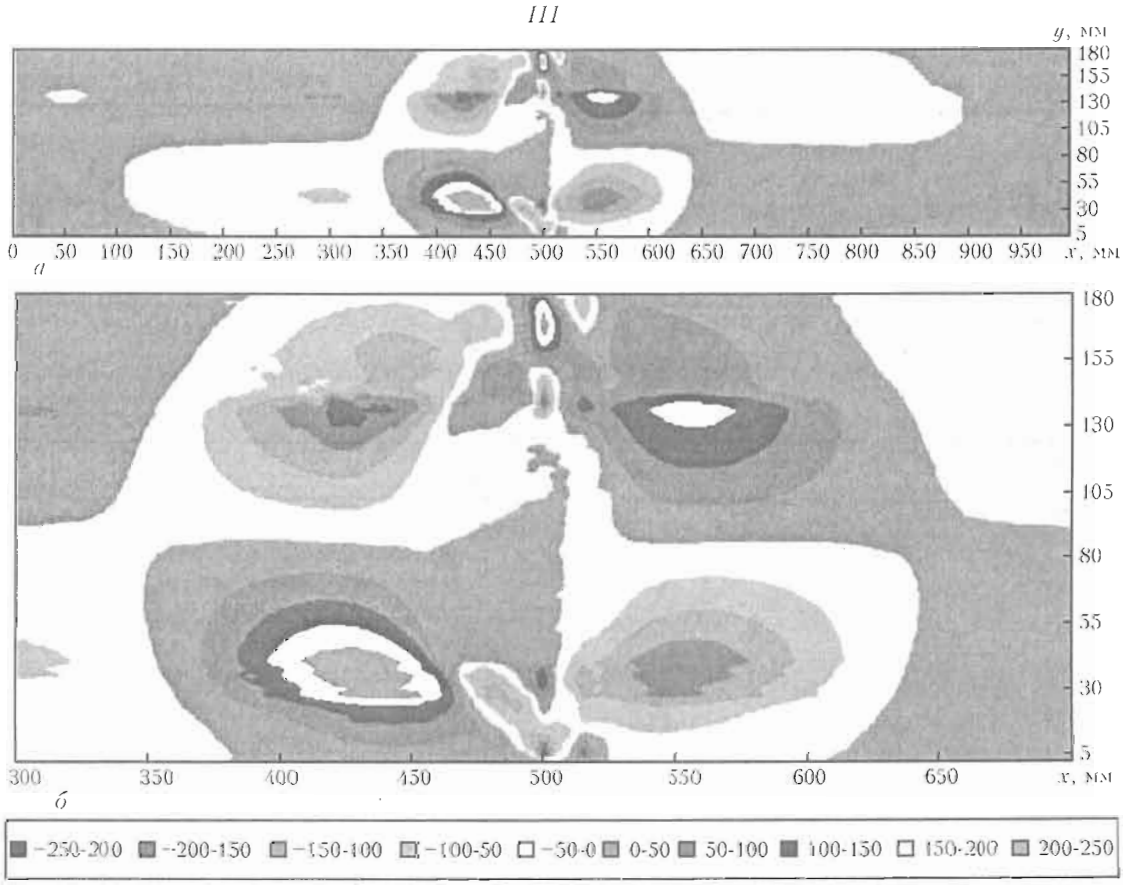


Рис. 4. Распределение остаточных (относительно стыка) поперечных σ_{xx} (I), продольных σ_{yy} (II) и касательных σ_{xy} (III) напряжений в средней плоскости $z = 0$ соединения (в разных масштабах) для варианта № 1: *а* — $x > 500$ мм, зона ЗТВ М76; *б* — $x < 500$ мм, зона ЗТВ Г13Л

интенсивность напряжений (эквивалентное напряжение); $\Omega = \Omega(T, \sigma_i)$ — функция ползучести материала, принималась равной нулю [2].

Приращения тензора деформаций $\Delta\varepsilon_{i,j}$ связаны с вектором приращений ΔU_i ($i = x, y, z$) соотношениями Коши, т.е.

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(\Delta U_{i,j} - \Delta U_{j,i}). \qquad (11)$$

Компоненты тензора напряжений σ_{ij} удовлетворяют соответствующим условиям равновесия [3] как внутри рассматриваемого объема, так и на свободной поверхности.

Реализация описанной постановки задачи осуществлялась с помощью компьютерной программы, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона. В основу положен алгоритм из работы [2] и метод конечных элементов.

Рассмотрим полученные результаты. Рис. 4 дает общее представление об относительно остаточной напряженности после сварки. Видно, что поперечные напряжения σ_{xx} (рис. 4, *I*) распределены примерно симметрично относительно стыка (x = = 500 мм). Наиболее высокие растягивающие напряжения σ_{xx} имеют место в стенке в зоне перехода к подошве. В головке и подошве напряжения σ_{xx} в зоне стыка (x = 500 мм) отрицательные, а в стенке растягивающие. Вдоль оси x остаточные напряжения σ_{xx} распределяются волнообразно с затухающей амплитудой. На расстоянии 200 мм от стыка напряжения σ_{xx} сохраняют достаточно высокие значения: примерно 150...200 МПа в головке и подошве и 100...150 МПа в стенке. В зоне стыка (x = = 500 мм) в головке и подошве σ_{xx} отрицательные и достигают значений −400 МПа, а в стенке — положительные и достигают значений около 200 МПа вблизи перехода к подошве.

Продольные напряжения σ_{yy} в зоне стыка (x = = 500 мм) распределены по оси x почти антисимметрично (рис. 4, *II*). В зоне Г13Л они растягивающие, а в зоне М76 сжимающие. Уровень растягивающих напряжений σ_{yy} ~ 500 МПа вблизи стыка в стали Г13Л и на расстоянии Δx = = 20...25 мм в стали М76.

Касательные напряжения σ_{xy} (рис. 4, *III*), по значению не превышающие 200...250 МПа, распределены примерно антисимметрично к плоскости стыка. Для наиболее рискованной с позиций технологической прочности зоны стыка на расстоянии $x = 500^{\pm 2,5}$ мм и плоскости симметрии $z = 0$, т.е. по оси y, напряжения σ_{xx} и σ_{yy} для варианта № 1 приведены на рис. 5.

Аналогичные данные для разных вариантов приведены на рис. 6–10. Анализ этих данных показывает, что интенсивность охлаждения после сварки в определенной степени влияет на распределение напряжений в зоне стыка $x = 500^{\pm 2,5}$ мм. При этом это влияние наиболее существенно сказывается на напряжениях σ_{yy} со стороны стали М76 (рис. 5 и 10). Напряжения σ_{xx} в зависимости от интенсивности охлаждения изменяются мало.

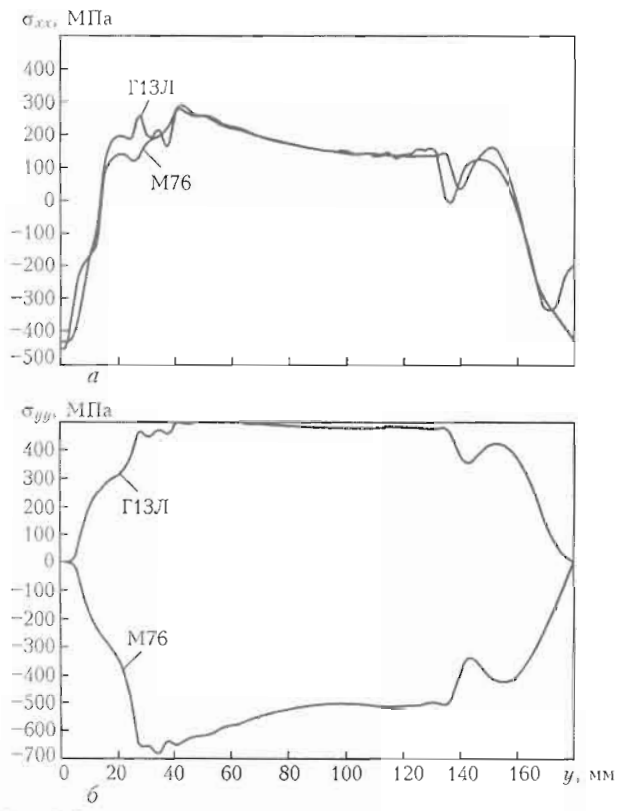


Рис. 5. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (*а*) и σ_{yy} (*б*) для варианта № 1 вдоль стыка на расстоянии $x = 500^{+2,5}$ мм (М76) и $x = 500^{-2,5}$ мм (Г13Л) в плоскости $z = 0$

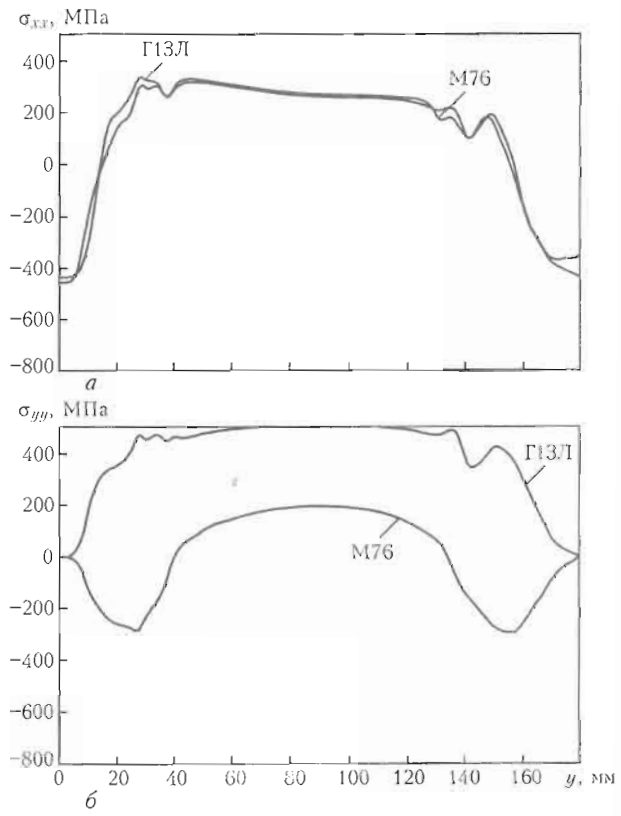


Рис. 6. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (*а*) и σ_{yy} (*б*) вдоль стыка на расстоянии $x = 500^{-2,5}$ мм (Г13Л) и x = = $500^{+2,5}$ мм (М76) для варианта № 2

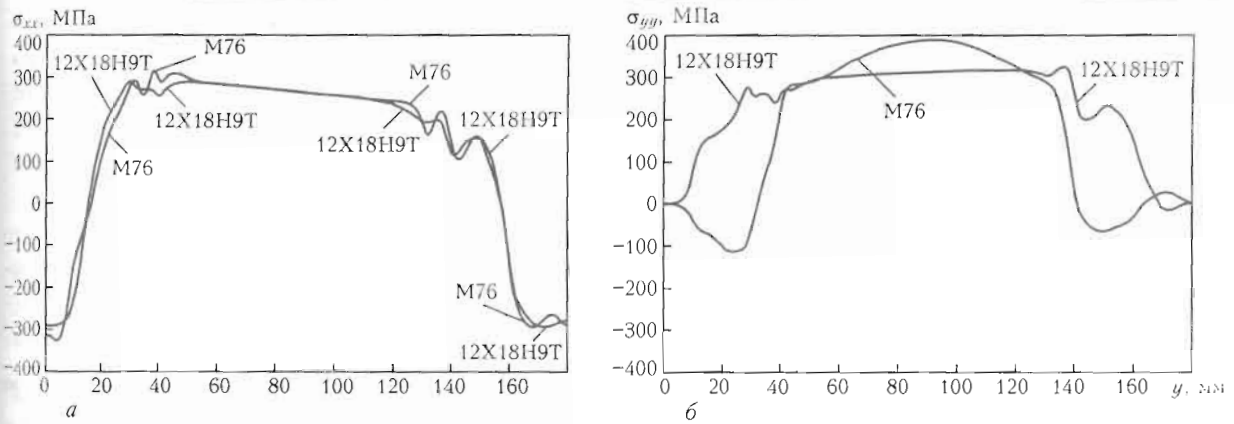


Рис. 7. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (*а*) и σ_{yy} (*б*) вдоль стыка на расстоянии $x = 500^{+2,5}$ мм (М76) и $x = 500^{-2,5}$ мм (12Х18Н9Т) для варианта № 3 (естественное охлаждение)

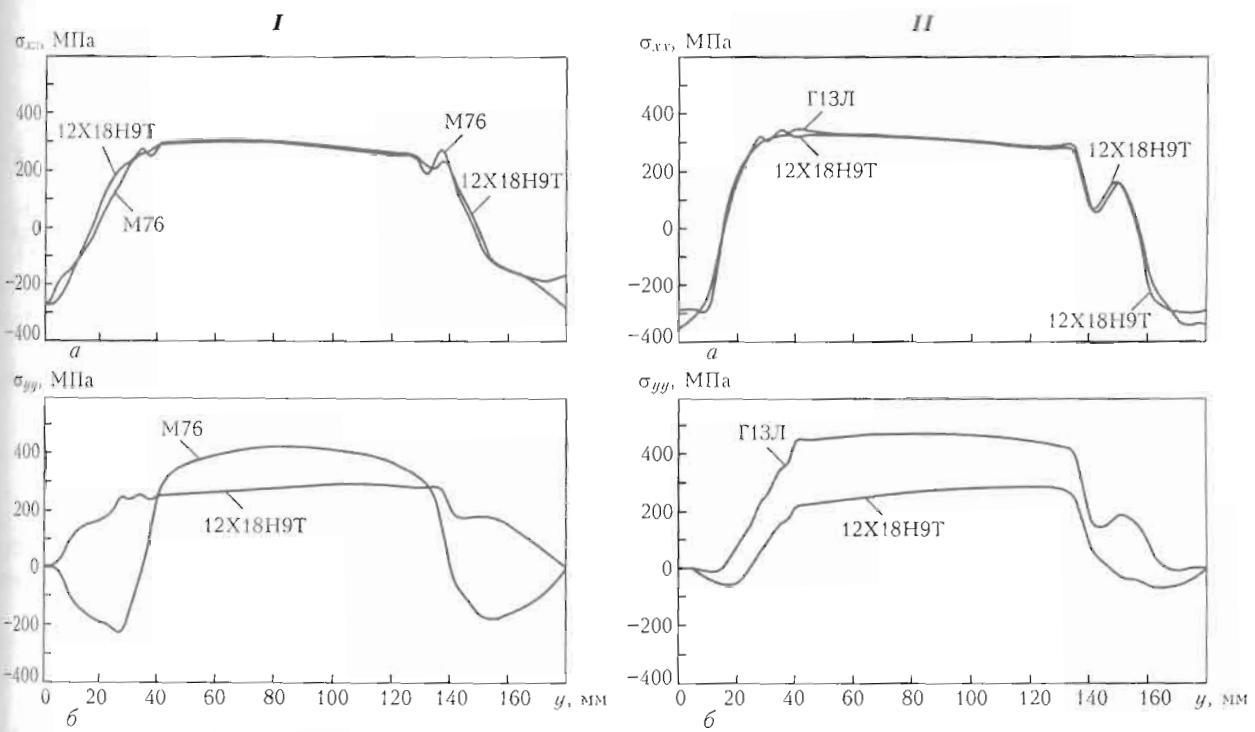


Рис. 8. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (*а*) и σ_{yy} (*б*) в зоне первого стыка после сварки второго стыка *I* и второго стыка после сварки второго (*II*) стыка соединения со вставкой (вариант № 4)

Достоверность полученных результатов по уровню и распределению остаточных напряжений для сварки соединение со вставкой (см. рис. 1, *а*) при нормальном охлаждении проверялось экспериментально путем измерения упругих деформаций освобождения (разгрузки) на доступных поверхностях в зоне сварного стыка с помощью известного метода Матара [7], т.е. путем постановки соответствующих розеток тензодатчиков (рис. 11), снятия начальных показаний, затем сверловки отверстия в центре розетки, вторичного снятия показаний тензодатчиков.

Разница показаний дает значение освобождаемых упругих деформаций, по которым рассчитываются главные остаточные напряжения в данной зоне поверхности по следующим зависимостям:

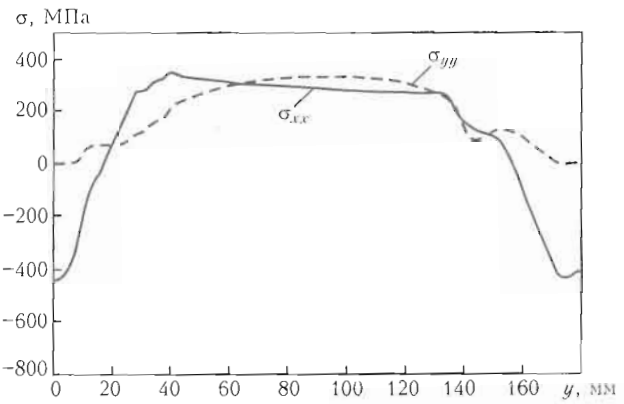


Рис. 9. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (сплошная кривая) и σ_{yy} (штриховая) вдоль стыка на расстоянии $x = 500^{\pm 2,5}$ мм при сварке однородного соединения М76 + М76 и охлаждении в естественных условиях (вариант № 5)

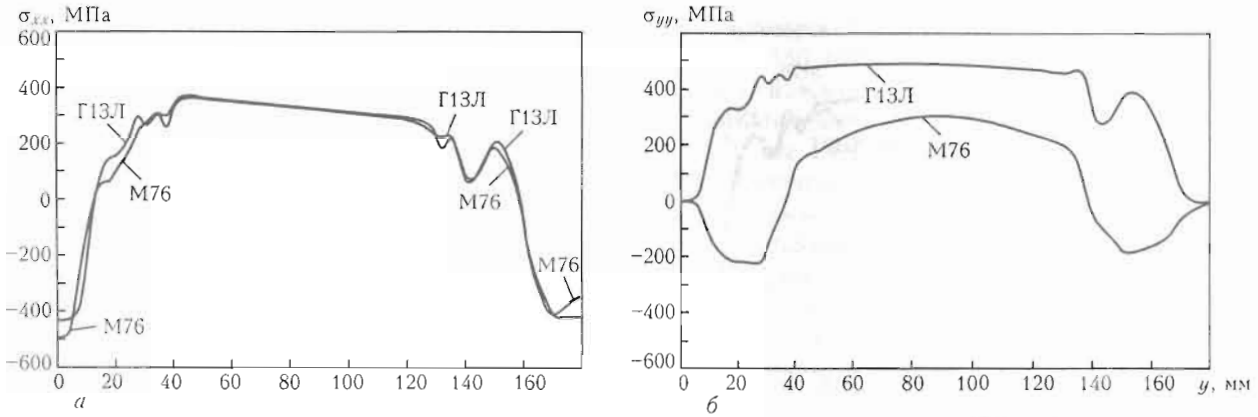


Рис. 10. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (*а*) и σ_{yy} (*б*) вдоль стыка на расстоянии $x = 500^{+2,5}$ мм (М76) и $x = 500^{-2,5}$ мм (Г13Л) для варианта № 6

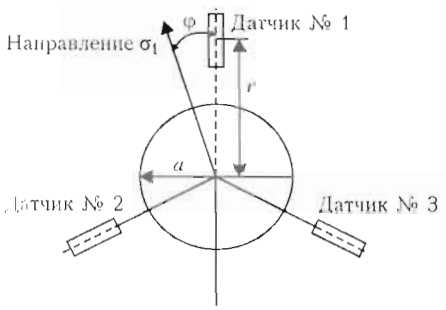


Рис. 11. Схема измерения остаточных напряжений методом Мазара

$$\sigma_1 = -E\left[\mu_1(\lambda)\bar{\varepsilon} + \mu_2(\lambda)\beta\right],$$

$$\sigma_2 = -E\left[\mu_1(\lambda)\bar{\varepsilon} - \mu_2(\lambda)\beta\right],$$

$$\operatorname{tg} 2\alpha = \frac{\delta}{\varepsilon_{r1} - \bar{\varepsilon}},$$

где $\lambda = \frac{r}{a}$; $\mu_1(\lambda) = \frac{\lambda^2}{1+\nu}$; $\mu_2(\lambda) = \frac{\lambda^2}{4\lambda^2 - 3(1+\nu)}$; $\bar{\varepsilon} = \frac{1}{3}(\varepsilon_{r1} + \varepsilon_{r2} + \varepsilon_{r3})$; $\beta = \sqrt{(\varepsilon_{r1} - \bar{\varepsilon})^2 + \delta^2}$; $\delta = \frac{1}{\sqrt{3}} \times (\varepsilon_{r2} - \varepsilon_{r3})$; $\varepsilon_{r1}, \varepsilon_{r2}, \varepsilon_{r3}$ – показания датчиков № 1–3 по рис. 11; φ – угол между направлением σ_1 и датчиком № 1.

При известных σ_1, σ_2 и угле α можно определить остаточные напряжения σ_{xx} и σ_{yy}

$$\sigma_{xx} = \sigma_1 \cos^2(1, x) + \sigma_2 \cos^2(2, x),$$

$$\sigma_{yy} = \sigma_1 \cos^2(1, y) + \sigma_2 \cos^2(2, y),$$

где $\cos(1, x)$ и $\cos(2, x)$ – косинусы угла между направлением оси x и соответственно направлением σ_1 и σ_2 и т.д.

Схема размещения розеток тензодатчиков в зоне сварного стыка с указанием координат размещения в пространстве x, y, z приведена на рис. 12.

Сопоставление расчетных кривых остаточных напряжений σ_{xx} и σ_{yy} с экспериментальными точками в различных зонах по рис. 12 приведено на рис. 13. Видно, что расчетные кривые достаточно хорошо согласуются с экспериментальными точками.

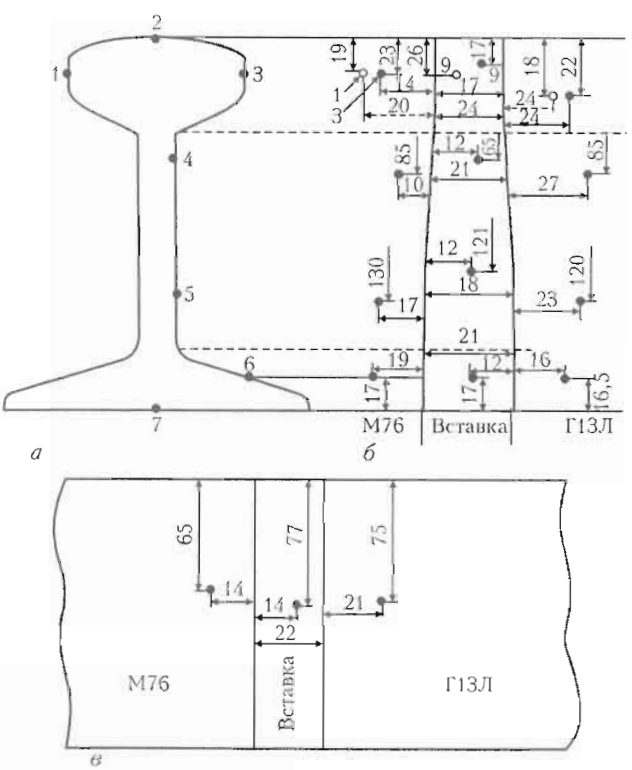


Рис. 12. Схема размещения розеток тензодатчиков в зоне сварного стыка стали М76, Г13Л и вставке (*а*, *б*) и координаты розеток на подошве (зона 7) (*в*)

Выводы

1. Поперечные остаточные напряжения σ_{xx} в зоне сварного стыка, определяющие в значительной степени качество сварного соединения, отличаются достаточно высокой стабильностью относительно режимов охлаждения, наличия (отсутствия) промежуточной вставки.

2. Основная причина неудовлетворительного качества сварного соединения без промежуточной вставки содержится в металлургических особенностях расплава сталь Г13Л + высокоуглеродистая сталь типа М76, т.е., несмотря на достаточно ограниченные объемы указанного расплава при кон-

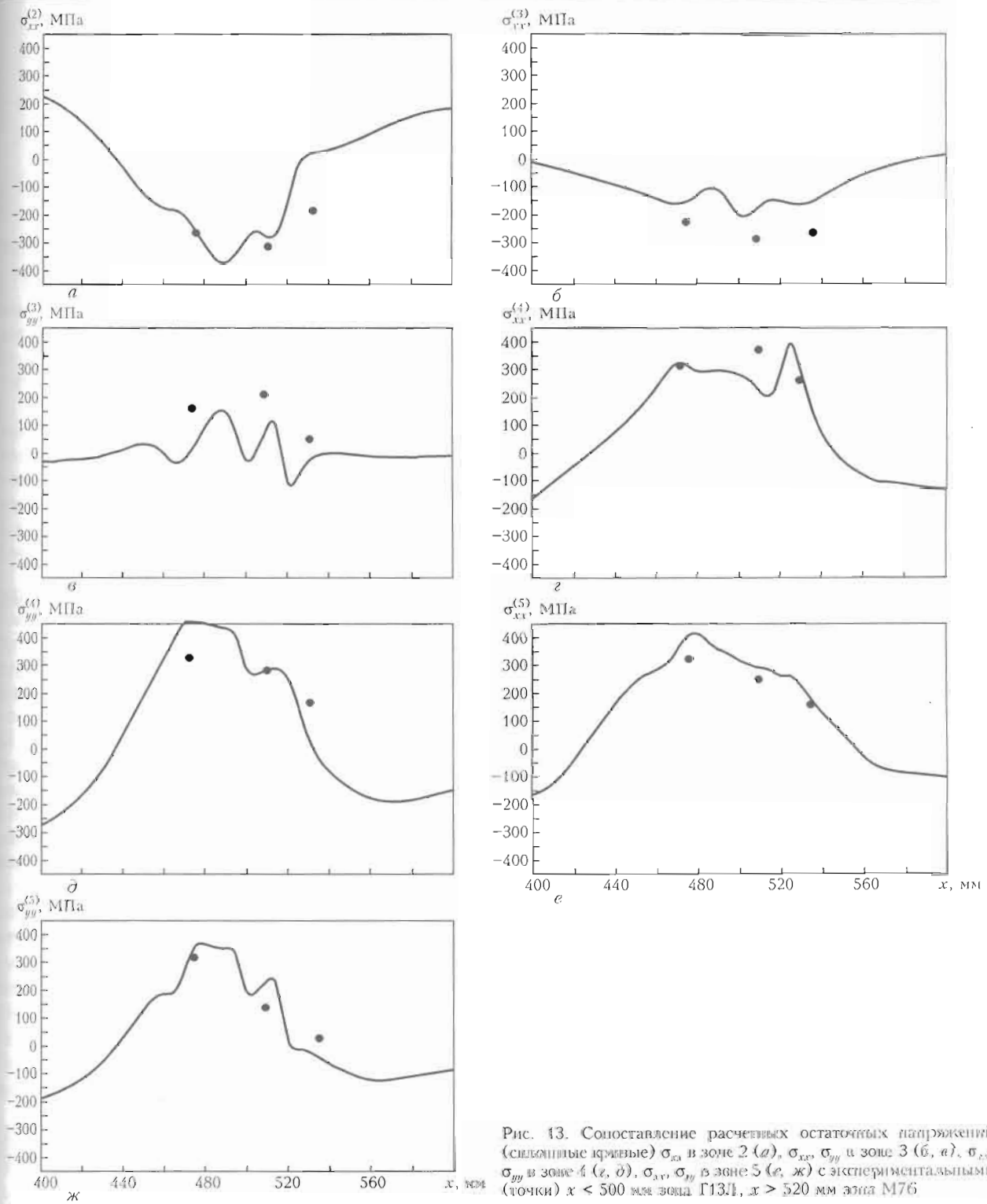


Рис. 13. Сопоставление расчетных остаточных напряжений (сплошные кривые) σ_{xx} в зоне 2 (*а*), σ_{xx}, σ_{yy} в зоне 3 (*б*, *в*), σ_{xx}, σ_{yy} в зоне 4 (*г*, *д*), σ_{xx}, σ_{yy} в зоне 5 (*е*, *ж*) с экспериментальными (точки) $x < 500$ мм зона Г13Л, $x > 520$ мм зона М76

тактной сварке оплавлением, его присутствие оказывает определяющее влияние на качество соединения.

1. *Исследование* остаточных напряжений в сварных соединениях рельсов, полученных при контактной стыковой сварке оплавлением / С. И. Кучук-Яценко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка и др. // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 32–36.
2. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
3. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
4. *Investigation* of effect of phase transformations on residual stresses in circumferential welding of pipes / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, O. V. Makhnenko et al. // The Paton Welding J. — 2000. — N 5. — P. 2–7.
5. *Atlas* of time-temperature diagrams for irons and steels / Ed. V. Voort. — ASM publ., 1991. — 570 p.
6. *Юрьев С. Ф.* Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. — М.: Металлургиздат, 1950. — 48 с.
7. *Masubuchi K.* Analysis of welded structures. — Oxford: Pergamon press, 1980. — P. 117–119.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СОСТАВА ГАЗОВОЙ ФАЗЫ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКЕ СУДОКОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА КАЧЕСТВО СВАРКИ

Ж. Г. ГОЛОБОРОДЬКО, В. В. КВАСНИЦКИЙ, М. В. МАТВИЕНКО, Ю. В. СОЛОНИЧЕНКО, С. И. СЕРБИН, В. Ф. КВАСНИЦКИЙ
(Нац. ун-т кораблестроения им. Адмирала Макарова, г. Николаев, Украина)

Рассмотрены две плазмохимические системы — воздушная низкотемпературная и воздушно-паровая плазма. В соответствии с кинетической схемой, включающей 258 реакций, расчетным методом определен состав газовой фазы в массовых долях компонентов.

Considered are two plasma chemical systems, i.e. low-temperature air and air-vapour plasma. Composition of gas atmosphere in weight percent of components was determined by the calculation method according to the kinetic diagram including 258 reactions.

Количество деталей для одного судна может достигать десятков тысяч. Основными технологическими операциями, определяющими качество деталей, их сварки и судна в целом, являются резка, разделка кромок под сварку и др. Из общего количества перерабатываемого в судостроении металла около 80 % обрабатывается с помощью тепловой резки, которая по трудоемкости составляет 10...20 % всего объема работ, выполняемых в корпусообрабатывающем цехе. При этом качество вырезаемых деталей в дальнейшем определяет трудоемкость сборочных и сварочных работ.

Накопленный опыт показал технико-экономические преимущества и перспективность воздушно-плазменой резки судокорпусных деталей, однако выявил и некоторые недостатки: неперпендикулярность кромок реза (для наиболее применяемых в судостроении толщин металла до 2,5 мм на сторону, что существенно влияет на объем наплавленного металла, производительность и качество сварки); насыщение кромок металла азотом в процессе резки, изменяющее состав и свойства металла и что особенно важно для свободных кромок, не подлежащих сварке или обработке; образование пор после резки металла толщиной 5...12 мм при механизированной сварке под флюсом вырезанных деталей в сварных швах.

Склонность сварных швов к образованию пор зависит от многих факторов, в том числе она разная при сварке левых и правых кромок реза, но закономерности этого явления не исследованы. Разработанные способы устранения недостатков воздушно-плазменной резки не всегда эффективны. Механическая обработка кромок после резки или сварки первого прохода шва в углекислом газе сводят на нет преимущества воздушно-плазменной резки. Использование кислорода в качестве плазмообразующего газа резко увеличивает расход быстроизнашиваемых деталей сопел, электродов и пр. Применение плазменной резки под водой требует больших капитальных расходов на иностранное оборудование, что для большинства судостроительных заводов Украины на современном этапе не реально. Решение этой технологической задачи возможно путем добавления к воздушной плазме воды [1], но для этого необходимы исследования закономерностей влияния различных факторов на процесс и качество резки и образования пор при сварке вырезанных деталей.

Закономерности изменения химического состава реагирующих компонентов во времени в зависимости от условий процесса (температуры, исходного состава и т.д.) можно установить с помощью химической кинетики. Основной задачей кинетики плазмохимических процессов является выбор наиболее вероятных реакций, протекающих в системе, и установление количественных характеристик скоростей этих реакций.

Для условий плазменной резки нами использована математическая модель плазмохимического реактора, разработанная Г. Ф. Романовским и С. И. Сербиным [2] с использованием данных работ [3–5]. Объем дуги принимали постоянным, что позволяет сравнивать происходящие в дуге процессы при плазменной резке с процессами в плазмохимическом реакторе [6].

Математическая модель химических превращений представляет собой комбинацию последовательно расположенных гомогенных реакторов (ГР) ГР1 и ГР2 и проточного реактора (ПР), как показано на рис. 1, *а* [2].

© Ж. Г. ГОЛОБОРОДЬКО, В. В. КВАСНИЦКИЙ, М. В. МАТВИЕНКО, Ю. В. СОЛОНИЧЕНКО, С. И. СЕРБИН, В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, 2004

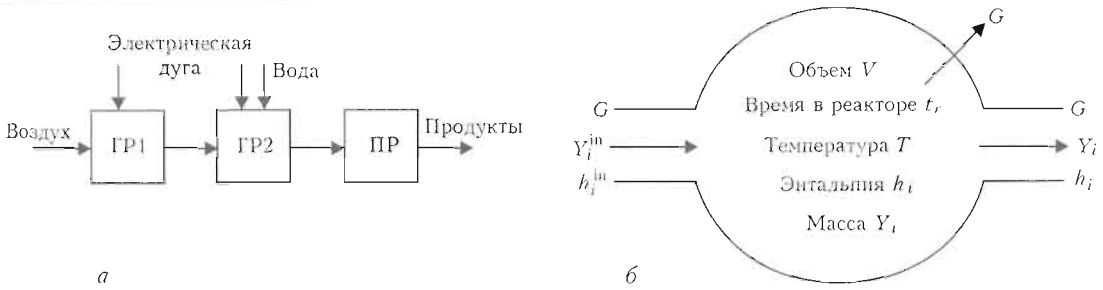


Рис. 1. Расчетная модель (*а*) и схема (*б*) плазмохимического реактора

Предполагается, что тепло выделяется равномерно по длине электродуговой камеры и камеры смешивания, а компоненты быстро перемешиваются закрученным потоком воздуха и нагреваются электрической дугой.

Математическое описание процессов в ГР основывается на том, что перемешивание настолько интенсивное, что температура и концентрации компонентов в самом реакторе равны температуре и концентрациям продуктов, которые покидают его, а массовый расход рабочего тела постоянен [7] (рис. 1, *б*).

Уравнения сохранения компонентов и энергии имеют вид [7]

$$G(Y_i - Y_i^{in}) - \omega_i M_i V = 0, \qquad (1)$$

$$G\sum_{i=1}^{I}(Y_i h_i - Y_i^{in} h_i^{in}) - Q = 0, \qquad (2)$$

где G — массовый расход; Y_i — массовая доля компонента на i-м выходе; ω_i — скорость образования компонента i в единице объема в результате химического реагирования; M_i — молекулярная масса i-го компонента; V — объем реактора; I — общее количество компонентов; h_i — энтальпия вещества; Q — тепловой поток в реактор; индекс in соответствует условиям на входе.

Методики расчета термодинамических функций, констант равновесия, констант скоростей и самих скоростей химических реакций, времени пребывания компонента в реакторе и т.д. описаны в работах [8, 9]. Элементарные реакции приведены в работе [2].

Термодинамические свойства веществ и константы скоростей конкретных реакций нами взяты из работ [2, 3–7].

Решением системы $K + 1$ нелинейных алгебраических уравнений (1) и (2) являются температура и доли компонентов системы. Адекватность принятой расчетной модели оценивалась путем сравнения наших результатов с расчетными и экспериментальными результатами, приведенными в работе [6] для системы C–H–O–N в температурном интервале 2000...6000 К.

В плазмотронах для воздушно-плазменной резки диаметры камеры малые, что позволяет предполагать наличие состава газовой фазы, близкого к равновесному (соответственно данным работы [6]). Результаты выполненного нами расчета состава воздушной плазмы при давлении 1 атм (как в работе [6]) приведены в работе [9].

Максимальное значение концентрации NO по расчетам составило 4,5 % при диаметре камеры 3 мм, что совпадает с концентрациями, полученными экспериментально в работе [6]. Расчеты показали, что при использовании воздушно-плазменной резки концентрация молекулярного азота в плазме при температурах до 5000 К изменяется мало. При температурах свыше 4000 К основными компонентами являются N_2, NOO, N, соотношения между которыми начинают резко изменяться выше 5000 К за счет интенсивного роста концентрации атомарного азота. При температуре 8000 К степень диссоциации молекулярного азота воздуха близка к единице. Аналогично ведет себя чистый азот.

Изложенная выше процедура использована также для расчета состава воздушно-паровой плазмы, моделирующей подвод воды в канал сопла плазмотрона [8, 9].

Термодинамические свойства компонентов достоверно применимы до температур 5000...6000 К [2, 6], что вполне достаточно для расчета состава плазмы. В работе [10] установлено, что вблизи границы дуги температура равняется приблизительно 5000 К. Из работ [11,12] следует, что температура вблизи границы дуги (по различным методикам расчетов) составляет от 3600 до 5000 К. На основе из этих данных температуру реагирующего с металлом газа принимали равной 5000 К.

Зависимости степени конверсии молекулярного азота F_{N_2} от температуры при различных добавках водяного пара приведены на на рис. 2. Под степенью конверсии понимается соотношение

$$F_{N_2} = 1 - \frac{X_{N_2}}{X_{N_2}^0},$$

где X_{N_2} — равновесная доля молекулярного азота в плазмохимической системе; $X_{N_2}^0$ — мольная доля молекулярного азота в начальной смеси, которая подается в плазменный резак.

Таким образом, степень конверсии аналогична степени термического разложения и связывания азота в плазменной струе. При степени конверсии $F_{N_2} = 1$ весь молекулярный азот находится в виде связанных соединений или в атомарном виде.

Как видно из рис. 2, с повышением температуры существенно увеличивается степень конверсии в

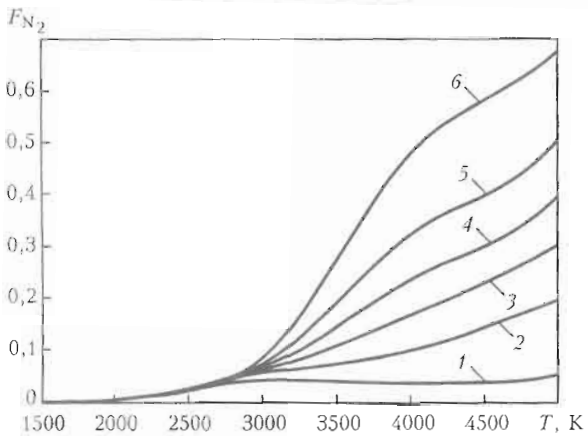


Рис. 2. Зависимость степени конверсии молекулярного азота F_{N_2} в воздушной плазме от мольных долей водяного пара: *1* — H_2O = 0; *2* — 0,10; *3* — 0,17; *4* — 0,25; *5* — 0,35; *6* — 0,50

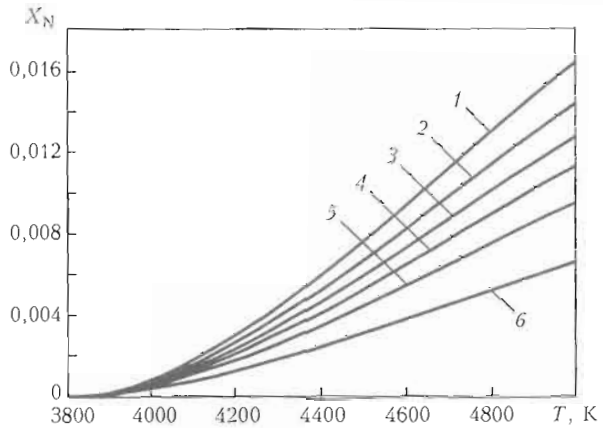


Рис. 3. Мольные доли атомарного азота в условиях плазмы при разных количествах водяного пара: *1* — H_2O = 0; *2* — 0,10; *3* — 0,17; *4* — 0,25; *5* — 0,35; *6* — 0,50

плазмохимической системе с добавками водяного пара. Так, при температуре 5000 К она составляет 0,21, 0,31, 0,39, 0,41 и 0,66 при мольной доли водяного пара соответственно 0,10, 0,17, 0,25, 0,35 и 0,50 (для сравнения F_{N_2} = 0,06 для воздушной плазмы при указанной температуре). При этом важно то, что во всем температурном интервале с добавлением воды мольная доля атомарного азота уменьшается (рис. 3). Это показывает, что конверсия молекулярного азота идет с образованием не атомарного азота, а сложных соединений, не растворимых в металле. Согласно расчетам такими соединениями являются NOO, NO, NNH, HNNO и др., интенсивность образования которых изменяется с температурой в связи с разными температурами их распада. Наименее прочным является NO. При температуре 3000 К его доля в смеси наибольшая, а при 5000 К практически равна нулю.

Степень конверсии молекулярного азота при температуре 6000 К и долях водяного пара 0,35 и 0,52 достигает единицы, мольная доля N_2 равна нулю, мольная доля атомарного азота также близка нулю (рис. 4). Это подтверждает конверсию азота за счет его связывания. В противном случае при этой температуре существовал бы как молекулярный, так и атомарный азот.

Зависимость от температуры мольных долей атомарного и молекулярного водорода при различных количествах водяного пара в плазме показана на рис. 5. При температурах до 4000 К с увеличением расхода водяного пара мольная доля молекулярного водорода возрастает. Концентрация атомарного водорода при температуре 5000 К растет по мере увеличения добавок водяного пара и равняется 0,185; 0,29; 0,38; 0,475 и 0,6 при мольных долях водяного пара 0,1; 0,17; 0,25; 0,35 и 0,5 соответственно, а мольная доля молекулярного водорода резко падает ($2{,}56\cdot10^{-3}$ и $2{,}62\cdot10^{-2}$ при добавках воды соответственно 0,10 и 0,50). Результаты расчетов показывают, что добавки водяного пара к воздуху снижают парциальные давления молекулярного и атомарного азота в плазме, но повышают концентрацию водорода.

Для оценки полученных результатов нами использован метод закалки плазмы. Для расчета процессов использована модель проточного плазмохимического реактора [2]. Система дифференциальных уравнений решалась с помощью вычислительной процедуры DASAC [5].

Для моделирования процесса закалки предполагалось быстрое линейное уменьшение температуры плазмохимической смеси от равновесной до тем-

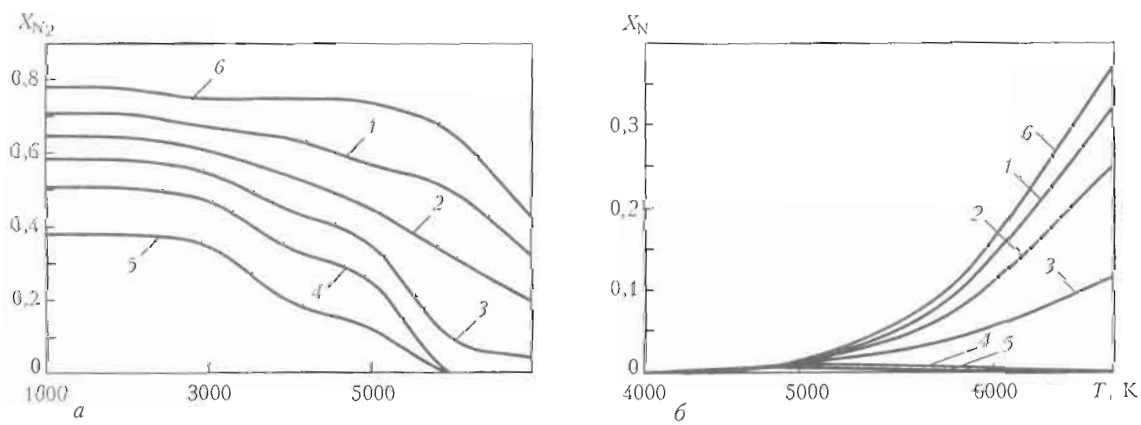


Рис. 4. Зависимость мольной доли молекулярного (*а*) и атомарного (*б*) азота от температуры при различных добавках водяного пара: *1* — H_2O = 0,09; *2* — 0,17; *3* — 0,25; *4* — 0,35; *5* — 0,52; *6* — 0

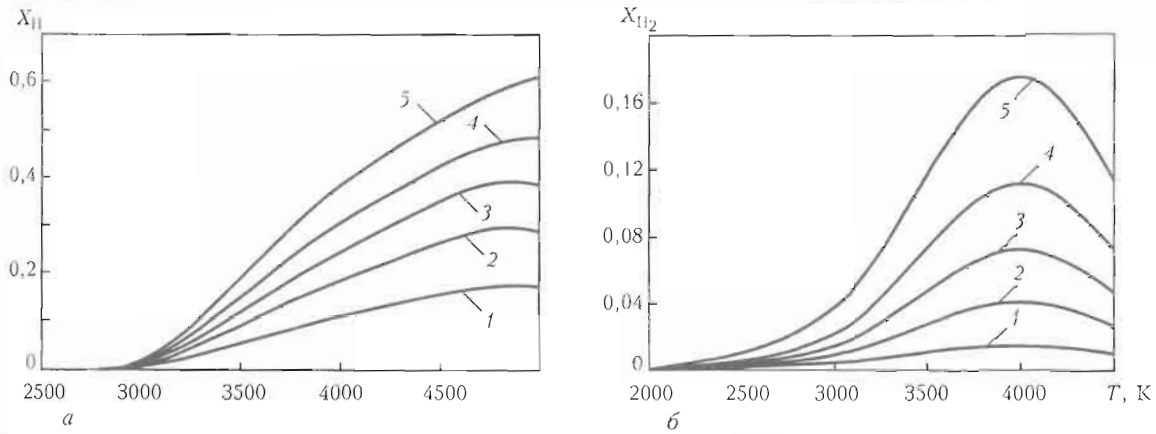


Рис. 5. Изменение мольной доли атомарного (*а*) и молекулярного (*б*) водорода в условиях плазмы в зависимости от мольных долей водяного пара: *1* — H_2O = 0,10; *2* — 0,17; *3* — 0,25; *4* — 0,35; *5* — 0,50

пературы 300 К за промежуток времени около 5 мс и разбавление равновесных плазмохимических продуктов водяным паром в объемном отношении 1:100. Кинетическая схема оставалась прежней и в общем случае включала 58 компонентов.

На рис. 6 представлено изменение относительного массового содержания $\overline{Y}$ ряда плазмохимических продуктов в пробе, охлажденной до температуры 300 К, при добавках в плазменный резак водяного пара. Относительное массовое содержание плазмохимических продуктов представляет собой отношение массовой концентрации продуктов в охлажденной пробе, приведенной к стандартным атмосферным условиям, к их массовой концентрации в охлажденной пробе воздушной плазмы (без добавок водяного пара и углеводородов), также приведенной к стандартным атмосферным условиям.

Установлено, что выход водород-азотистых соединений NH_3, HNO по массе при изменении мольных долей водяного пара в исходной смеси от 0,1736 до 0,3866 в сопоставлении с воздушной плазмой увеличивается соответственно в 1,585...2,614 и 1,714...3,535 раза, а выход оксида азота NO уменьшается в 1,23...1,62 раза.

Экспериментальные исследования проведены на установке, описанной в работе [1]. Для определения влияния материала анода на состав и количество продуктов реакции подвижный анод — диск диаметром 150 мм изготавливали из стали 09Г2 толщиной 18 мм и бронзы Бр.Х07. Дуга зажигалась между плазмотроном и торцом подвижного анода. В каждом опыте время работы плазмотрона равнялось 1 мин. Влияния материалов анода на выход продуктов реакции не установлено.

Выход продуктов синтеза азота при воздушной и воздушно-паровой плазме

Плазмообразующая среда	Ток реакт., А	Напряжение реакт., В	Показатель pH	Продукты синтеза			
				NH_3	N_2H_4	Нитраты	Нитриты
Воздух	200	180...200	7,6	2,06	8,1	16,7	42,5
Воздух + вода	200	180...200	7,2	4,46	19,1	37,0	70,1

Для изучения влияния состава плазмообразующей среды на выход продуктов синтеза азота вначале в качестве плазмообразующей среды использовали чистый воздух, а затем воздух с добавкой. Результаты опытов приведены в таблице [1].

Анализ показал, что вода закалочной среды после 1 мин работы плазмотрона обогащается химическими соединениями азота и водорода. Выход продуктов реакции при добавлении в струю плазмы воды увеличивается по аммиаку NH_3 и нитратам в 2,2 раза, нитритам в 1,7 раза, гидрозину N_2H_2 в 2,4 раза.

Экспериментальные данные достаточно хорошо согласуются с расчетными, что подтверждает адекватность принятой нами модели. Результаты исследований показывают, что при добавлении воды в воздушную плазму концентрации водород-азотистых соединений в закалочной среде повышаются.

Анализ полученных результатов показывает, что концентрации молекулярных азота и кислорода, а также водяного пара при его доле 0,0956 в смеси монотонно снижаются с повышением температуры. Мольная доля молекулярного водорода повышается с возрастанием температуры до 3000 К, а затем уменьшается при соответствующем увеличении количества атомарного водорода и водород-азотистых соединений HNNO, NNH. В продуктах плазмохимических реакций появляется и продукт синтеза — аммиак NH_3, однако его количество незначительно. При температуре 3000 К мольные

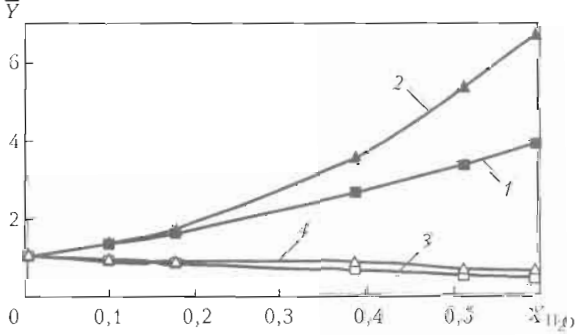


Рис. 6. Влияние добавок к воздуху водяного пара на относительное массовое содержание плазмохимических продуктов в охлажденной пробе: *1* — NH_3; *2* — HNO; *3* — NO; *4* — NO_2

доли основных компонентов системы (кроме молекулярных кислорода и азота) следующие: NO = $= 3{,}9 \cdot 10^{-2}$; OH = $3{,}2 \cdot 10^{-2}$; O = $2{,}5 \cdot 10^{-2}$; H = $12 \cdot 10^{-3}$; $H_2O = 7{,}3 \cdot 10^{-2}$.

Зависимости мольных долей стабильных продуктов и промежуточных соединений от температуры в условиях термодинамического равновесия воздушно-паровой плазмы при мольной доле 0,5123 водяного пара в смеси показали, что значительное количество водяного пара в системе является причиной высокого содержания атомарного водорода в плазме.

Таким образом, добавки воды к плазмообразующему воздуху позволяют регулировать содержание азота и водорода в плазме, а следовательно, влиять на насыщение кромок реза азотом при резке и образование пор при сварке. При этом необходимо учитывать взаимное влияние водорода и азота на их растворение и образование пор. По своему влиянию на взаимную растворимость газы можно записать в такой ряд: кислород, водород, азот [13]. Газ, который стоит в ряду раньше, препятствует растворению последующего газа, занимая его место в кристаллической решетке металла. Например, кислород уменьшает растворимость водорода, а водород — растворимость азота, но наличие в газовой среде кислорода увеличивает концентрацию азота в металле. Повышенная растворимость азота в присутствии в газовой фазе кислорода объясняется образованием оксида азота NO, который легко растворяется в стали [14]. В этом плане добавка воды в плазму должна оказывать положительное влияние на стойкость против пор при сварке, поскольку уменьшает концентрацию NO в плазме при резке. Если воздушная плазма содержит 4,5 % NO, то 0,25 мольных долей водяного пара в плазме снижает концентрацию NO вдвое.

Из полученных закономерностей влияния водяного пара на состав газовой фазы видно, что введение в плазму 0,25...0,35 мольных долей водяного пара достаточно для подавления пор, вызываемых азотом при сварке. При этом уже следует опасаться пор, вызываемых водородом.

Экспериментальные исследования порообразования при сварке вырезанных кромок показали, что добавка воды при расходе $(1{,}67...3{,}3) \cdot 10^{-3}$ л/с при расходе воздуха 80...90 л/мин была оптимальной и обеспечивала отсутствие пор, а также уменьшала неперпендикулярность кромок реза в 1,4...1,6 раза.

Выводы

1. При добавлении к плазмообразующему воздуху воды в условиях термодинамического равновесия плазмы с повышением температуры степень конверсии молекулярного азота возрастает.

2. Синтез термодинамически стабильных соединений азота приводит к снижению парциальных давлений молекулярного и атомарного азота в плазме.

3. Увеличение мольной доли водяного пара в плазме является действенным способом снижения содержания атомарного азота в плазменной среде, что снижает насыщенность кромок азотом и повышает стойкость металла против пор, вызванных азотом при сварке. Однако при этом резко повышается концентрация в плазме водорода, насыщение которым кромок реза может также вызвать поры при сварке.

4. При мольных долях 0,35 и 0,52 водяного пара и температуре 6000 К степень конверсии молекулярного азота достигает единицы, а парциальное давление атомарного азота близко нулю, что позволяет предположить необходимую для предотвращения пор долю пара в плазме до 0,35.

5. Сопоставление полученных результатов расчета с имеющими в литературе расчетными и экспериментальными значениями подтверждает адекватность применяемой математической модели.

1. *Голобородько Ж. Г., Квасницкий В. В.* Исследование плазменной резки в плазмообразующих средах с добавлением воды // Зб. наук. праць Укр. держ. мор. техн. ун-ту. — 2002. — № 5 (383). — С. 37–46.
2. *Романовский Г. Ф., Сербин С. И.* Плазмохимические системы судовой энергетики. — Николаев: Укр. гос. мор. техн. ун-т, 1998. — 246 с.
3. *Kee R. J., Rupley F. M., Miller J. A.* Chemkin-II: A FORTRAN chemical kinetics package for the analysis of gas-phase chemical kinetics. — Sandia National Laboratories, 1989. — 127 p.
4. *Kee R. J., Rupley F. M., Miller J. A.* The Chemkin thermodynamic database. — Sandia National Laboratories, 1993. — 155 p.
5. *Lutz A. E., Kee R. J., Miller J. A.* Chemkin: A FORTRAN program for predicting homogeneous gas phase chemical kinetics with sensitivity analysis. — Sandia National Laboratories, 1987. — 32 p.
6. *Гала С. Н., Пархоменко В. Д.* Получение связанного азота в плазме. — Киев: Вища шк., 1976. — 190 с.
7. *A FORTRAN* program for modeling well stirred reactors / P. Glarborg, R. J. Kee, J. F. Grear, J. A. Miller. — SAND 86-8209. — 1989. — 54 p.
8. *Сербин С. И., Квасницкий В. В., Голобородько Ж. Г.* Теоретические исследования состава газовой фазы при воздушно-плазменной обработке судокорпусных сталей // Зб. наук. праць Укр. держ. мор. техн. ун-ту. — 2002. — № 6 (384). — С. 34–44.
9. *Моделирование* состава газовой фазы при плазменной резке судокорпусных сталей / С. И. Сербин, В. В. Квасницкий, Ж. Г. Голобородько и др. // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 12–15.
10. *Финкельбург Ф., Меккер Г.* Электрические дуги и термическая плазма. — М.: Изд-во иностр. лит., 1961. — 371 с.
11. *Энгельшт Ю. С., Урюков Б. А.* Низкотемпературная плазма. Т. 1: Теория столба электрической дуги. — Новосибирск: Наука, 1990. — 589 с.
12. *Сварка* в машиностроении: Справочник в 4-х т. / Под. ред. Н. А. Ольшанского. — М.: Машиностроение, 1978. — Т. 1. — 504 с.
13. *Новожилов Н. М.* Основы металлургии дуговой сварки в активных защитных газах. — М.: Машиностроение, 1972. — 167 с.
14. *Підгаєцький В. З.* Пори, включення і тріщини в зварних швах. — К.: Техніка, 1970. — 236 с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОМАССООБМЕНА И ГИДРОДИНАМИКИ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ ПЕРЕПЛАВЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

В. Ф. ДЕМЧЕНКО, А. Б. ЛЕСНОЙ
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Предложена математическая модель формирования слитков электронно-лучевого переплава, базирующаяся на полной системе уравнений гидродинамики, уравнений конвективно-кондуктивного переноса энергии и конвективной диффузии. Методом вычислительного эксперимента проанализировано влияние термокапиллярной и термогравитационной сил, тепловое состояние и химическая однородность кристаллизующегося слитка.

The mathematical model is suggested to describe formation of ingots produced by electron beam remelting. The model is based on the complete system of equations of hydrodynamics, convective-conductive energy transfer and convective diffusion. The method of a calculation experiment has been used to analyse the effect of thermocapillary and thermal-gravity forces, thermal state and chemical heterogeneity of a solidifying ingot.

Большинство промышленных сплавов на основе титана легированы алюминием (3,0...7,0 %), который, обладая высокой упругостью пара, подвержен интенсивному испарению при электронно-лучевом переплаве (ЭЛП). Алюминий является основным стабилизатором α-фазы, повышающим прочность, жаростойкость и модуль упругости рассматриваемых сплавов, поэтому стабильность, равномерность его распределения по сечению слитка являются важными факторами, оказывающими влияние на качество выплавляемого полуфабриката. В связи с этим исследование процессов испарения, массообмена в жидкометаллической ванне и формирования химической неоднородности в затвердевающем металле выплавляемого слитка является важной научно-технической задачей, решение которой позволит более эффективно использовать возможности рассматриваемого металлургического процесса.

В настоящей работе предлагается математическая модель формирования слитков ЭЛП, базирующаяся на полной системе уравнений гидродинамики и тепломассообмена. Модель предназначена для исследования кинетики формирования теплового и концентрационного состояния слитка в жидком и затвердевшем металле при ЭЛП с промежуточной емкостью. В отличие от работ [1, 2] модель позволяет проследить кинетику формирования слитка, начиная с заливки первой порции металла до достижения квазистационарного состояния.

Основные технологические схемы ЭЛП титановых сплавов — прямой переплав первичного слитка в кристаллизатор и с применением промежуточной емкости — приведены на рис. 1.

При разработке математической модели предполагалась осевая симметрия теплового, гидродинамического и концентрационного полей.

Процесс переноса тепла с учетом выделения скрытой теплоты кристаллизации описывается уравнением конвективно-кондуктивного переноса энергии в энтальпийной форме

$$\frac{\partial W}{\partial t} + (\vec{V}\nabla)W = \mathrm{div}(\lambda_l(T)\nabla T), \qquad (1)$$

где $W = \int_{T_0}^{T} c\rho dT = \kappa\rho\eta(T)$ — энтальпия; c — удельная теплоемкость; ρ — удельная плотность переплавляемого металла; T — температура; κ — скры-

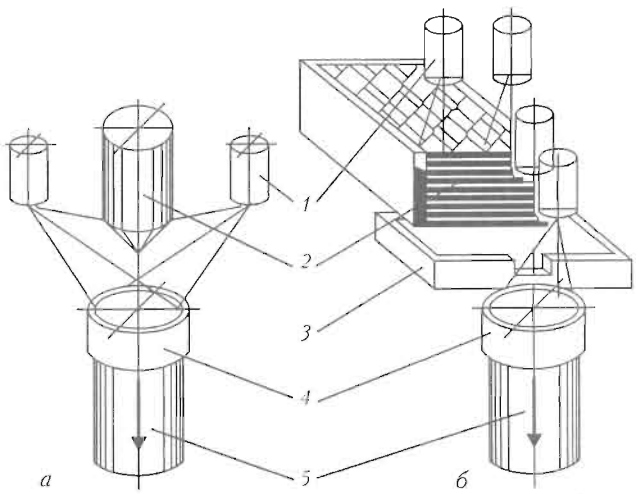


Рис. 1. Технологические схемы ЭЛП: *а* — прямой переплав первичного слитка в кристаллизатор; *б* — переплав с использованием промежуточной емкости: *1* — электронно-лучевые пушки; *2* — переплавляемый металл; *3* — промежуточная емкость; *4* — кристаллизатор; *5* — слиток

© В. Ф. ДЕМЧЕНКО, А. Б. ЛЕСНОЙ, 2004

тая теплота кристаллизации; $\eta(T)$ — объемная доля жидкой фазы в температурном интервале кристаллизации; $\vec{V}$ — скорость движения жидкого металла, которая определяется в ходе решения задачи гидродинамики; $\lambda_t(T) = \lambda(T) + c\rho \frac{L}{2}|V|$ — коэффициент теплопроводности, учитывающий турбулентный характер движения расплава; $\lambda(T)$ — коэффициент теплопроводности; L — средний масштаб турбулентных вихрей, по которым проводится усреднение; r, z — цилиндрические координаты; t — время.

Уравнение (1) интегрируется в двухмерной области $\Omega = \{0 < r < R,\ 0 < z < H(t)\}$, $t \in [0, t^*]$ (рис. 2). Изменение высоты слитка в модели может учитываться дискретно (при сливе металла порциями из промежуточной емкости) и непрерывно (при прямом переплаве первичного слитка в кристаллизатор), а также комбинацией дискретного и непрерывного ввода металла.

Сформулируем граничные условия. На оси слитка выполняются условия симметрии теплового поля

$$\left.\frac{\partial T}{\partial r}\right|_{r=0} = 0. \qquad (2)$$

На боковой поверхности слитка теплообмен с проходным кристаллизатором описывается с помощью экспериментальной зависимости, полученной в [3]:

$$\lambda_t(T)\left.\frac{\partial T}{\partial r}\right|_{r=R} = \alpha_{эф}(T - T_{ср}),\ H(t) - H_{кр} \le z \le H(t), \qquad (3)$$

после выхода слитка из кристаллизатора учитывается радиационный теплообмен со стенками вакуумной камеры

$$\lambda_t(T)\left.\frac{\partial T}{\partial r}\right|_{r=R} = \varepsilon\sigma_0(T^4 - T_{ср}^4),\ 0 \le z < H_{кр}, \qquad (4)$$

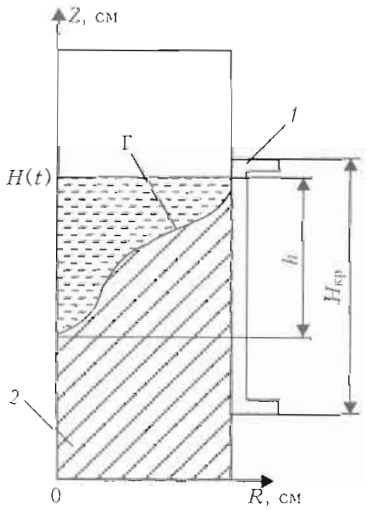


Рис. 2. Схема расчетной области к математической модели формирования слитка ЭЛП круглого сечения: *1* — кристаллизатор; *2* — затвердевший слиток; $H(t)$ — текущая высота слитка; Г — фронт затвердевания; h — максимальная глубина ванны; $H_{кр}$ — высота кристаллизатора

где ε — коэффициент черноты поверхности; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана; $T_{ср}$ — температура воды в кристаллизаторе либо стенки вакуумной камеры; $\alpha_{эф} = 0{,}29f + 71{,}01$ Вт/(м^2·К), $f = \sigma_0(T + T_{ср})(\overline{T^2} + \overline{T}^2)$.

На донной поверхности слитка теплообмен с поддоном описывается следующим выражением:

$$\lambda_t(T)\left.\frac{\partial T}{\partial z}\right|_{z=0} = \alpha_{эф}(T - T_{ср}). \qquad (5)$$

На зеркале металлической ванны результирующий тепловой поток учитывает электронно-лучевой нагрев, радиационные потери, тепловые потери, обусловленные испарением компонентов расплава, периодическое поступление тепла вместе с вводимым в ванну жидким металлом

$$\lambda_t(T)\left.\frac{\partial T}{\partial z}\right|_{z=H(t)} = q_e(r) + \varepsilon\sigma_0(T^4 - T_{ср}^4) + v_{(исп)}\Delta H_{(исп)} + m(r)c\rho(T - T^{(0)})V_z(r, H(t)), \qquad (6)$$

где $v_{(исп)}$, $\Delta H_{(исп)}$ — скорость и теплота испарения компонентов расплава; V_z — скорость поступления переплавляемого металла в кристаллизатор; $m(r)$ — поверхностная плотность потока массы.

Процессы массопереноса описываются уравнением конвективной диффузии

$$\frac{\partial C}{\partial t} + (\vec{V}\nabla)C = \operatorname{div}(D^{(t)}\nabla C),$$
$$\Omega = \{0 < r < R,\ \ 0 < z < H(t)\},\ \ t \in [0, t^*], \qquad (7)$$

где C — концентрация алюминия в сплаве; $D^{(t)} = D(T) + 0{,}5L|\vec{V}|$ — коэффициент диффузии, учитывающий турбулентный характер переноса вещества.

Граничные условия для задачи массообмена сформулируем следующим образом. На боковой и донной поверхности оси слитка массообмен отсутствует

$$\left.\frac{\partial C}{\partial r}\right|_{r=0} = 0,\ \ \left.\frac{\partial C}{\partial r}\right|_{r=R} = 0,\ \ \left.\frac{\partial C}{\partial z}\right|_{z=0} = 0. \qquad (8)$$

На зеркале ванны условия локального баланса массы учитывают: поступление переплавляемого металла в кристаллизатор; удельный поток массы легирующего элемента, поступающий из глубины расплава по конвективно-диффузионному механизму; потери за счет испарения

$$\rho D^{(t)}\left.\frac{\partial C}{\partial z}\right|_{z=H(t)} = v_{(мас)} + v_{(исп)}, \qquad (9)$$

где $v_{(мас)}$ — удельный массовый поток, обусловленный поступлением переплавляемого металла в кристаллизатор, с исходной концентрацией растворенного вещества $C^{(0)}$ и скоростью $V_z(r, H(t))$

$$v_{(мас)} = m(r)\rho(C - C^{(0)})V_z(r, H(t)). \qquad (10)$$

Модель испарения базируется на законе Ленгмюра

$$v_{(исп)} = \frac{\alpha\gamma_{Al}P_{Al}^{(0)}C}{\sqrt{2\pi RM_{Al}T}}, \qquad (11)$$

где α — коэффициент аккомодации; M_{Al} — молярная масса алюминия; γ_{Al} — коэффициент активности алюминия в растворе; A, B — константы; $P_{Al}^{(0)}$ — давление насыщенного пара чистого компонента расплава, имеющее вид

$$P_{Al}^{(0)} = A\exp\left(-\frac{B}{T|_{z=H(t)}}\right). \qquad (12)$$

Задача гидродинамики решается на базе полной системы уравнений Навье–Стокса в приближении Обербека–Буссинеска

$$\begin{cases}\dfrac{\partial\vec{V}}{\partial t} + (\vec{V}\nabla)\vec{V} = -\dfrac{1}{\rho}\nabla P + \operatorname{div}(\nu_t\nabla V) + \vec{F};\\ \operatorname{div}(\vec{V}) = 0,\end{cases} \qquad (13)$$

где P — гидродинамическое давление; $\nu_t = \nu + 0{,}5L|V|$ — коэффициент кинематической вязкости, учитывающий турбулентный характер переноса импульса; $\vec{F}$ — вектор массовых сил, учитывающий термогравитационную и концентрационную конвекции:

$$\vec{F} = \vec{g}(\beta_T T + \beta_C C), \qquad (14)$$

$\vec{g}$ — ускорение силы тяжести; β_T, β_C — коэффициенты, учитывающие изменение удельной плотности жидкого металла в зависимости от температуры и концентрации.

Система уравнений (13) интегрируется в двухмерной области $\Omega = \{0 < z < R,\ H(t) > z > \Gamma(r, z, t\}, t \in [0, t^*]$. Область Ω ограничена с одной стороны зеркалом ванны $H(t)$, с другой — границей $\Gamma(r, z, t)$, соответствующей фронту затвердевания, который будем отождествлять с изотермой ликвидус. Геометрия фронта затвердевания подлежит определению из решения тепловой задачи. Зеркало металлической ванны будем считать плоским, так как деформации свободной поверхности, связанные с поступлением жидкого металла и образованием мениска вблизи стенки кристаллизатора, малы по сравнению с радиусом слитка.

Выпишем граничные условия для уравнения (13). На границе Γ задаются условия прилипания и непроницаемости

$$V_n|_\Gamma = V_\tau|_\Gamma = 0, \qquad (15)$$

где V_n, V_τ — нормальная и касательная к границе затвердевания компоненты вектора скорости.

На оси ванны выполняются условия симметрии для аксиальной составляющей вектора скорости и условия непротекания для радиальной

$$\left.\frac{\partial V_z}{\partial r}\right|_{r=0} = 0, \quad V_r|_{r=0} = 0. \qquad (16)$$

На свободной поверхности для радиальной составляющей вектора скорости граничные условия формируются, исходя из баланса поверхностных сил, в соответствии с которыми тангенциальные напряжения, возникающие в поверхностном слое жидкого металла, уравновешиваются действием термокапиллярных сил поверхностного натяжения

$$\nu_t\left.\frac{\partial V_r}{\partial z}\right|_{z=H(t)} = -\frac{1}{\rho}\beta_\rho\left.\frac{\partial T}{\partial r}\right|_{z=H(t)}, \qquad (17)$$

где β_ρ — коэффициент поверхностного расширения, равный $(1/\sigma_\rho^0)(\partial\sigma_\rho/\partial T)$; σ_ρ^0 — коэффициент поверхностного натяжения при характерной температуре.

Граничные условия на зеркале ванны для осевой составляющей вектора скорости формулируются, исходя из модели затопленной струи, в предположении осесимметричного поступления жидкого металла из промежуточной емкости в кристаллизатор. Значение осевой составляющей вектора скорости на свободной поверхности определяется, таким образом, чтобы выполнялись условия баланса массы

$$\int_0^R V_z|_{z=H(t)}(r, t)rdr = 0. \qquad (18)$$

В начальный момент времени $t = 0$ предполагается существование затравочного объема неподвижного жидкого металла высотой $H(0)$ с однородным полем температур и концентраций.

Отметим основные положения методики численного решения предложенной модели. Для аппроксимации субстанциональных производных в уравнениях переноса был использован совместный лагранжево-эйлеровый метод [4], который базируется на использовании локальных лагранжевых сетках. Этот метод за счет минимизации эффектов счетной диссипации позволяет достигать приемлемую точность численного решения [5] на достаточно грубых пространственных и временных сетках. Расчет проводили в естественных переменных с использованием схем расщепления уравнений по физическим подпроцессам.

Исследование особенностей и механизмов формирования гидродинамики расплава и ее влияние на процесс затвердевания слитка проводили для характерных технологических параметров переплава титановых сплавов с содержанием алюминия 3... ...7 %. Использовали схему обогрева, обеспечивающую равномерный обогрев центральной зоны зеркала ванны с повышенной концентрацией теплового потока вблизи стенки кристаллизатора для поддержания цилиндрической части жидкой ванны.

Результаты моделирования показали, что основным фактором, определяющим гидродинамику металлической ванны, является термогравитационная конвекция. Под воздействием этого фактора в объеме жидкометаллической ванны формируется глобальное вихревое течение вдоль фронта затверде-

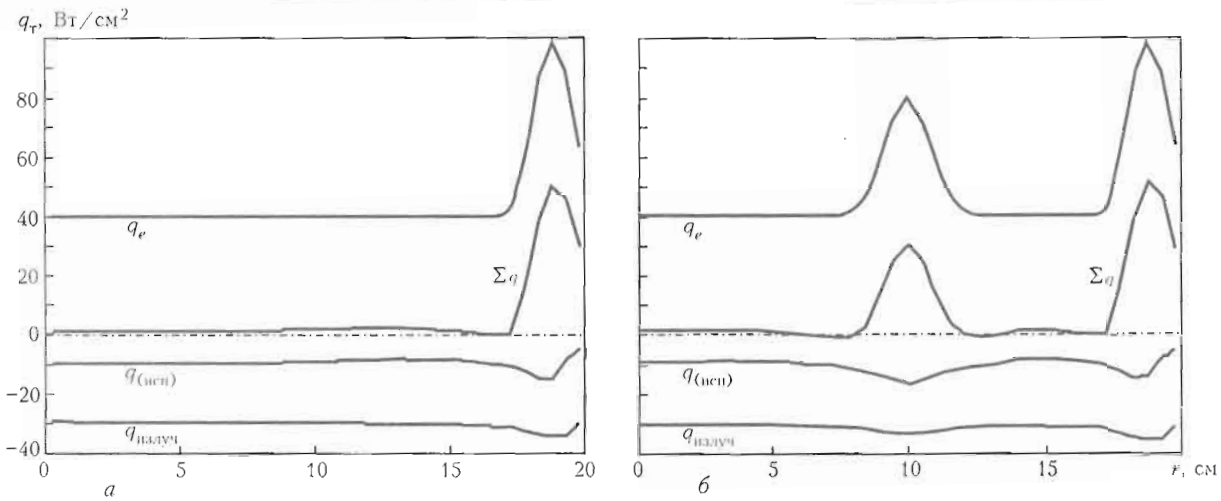


Рис. 3. Удельные тепловые потоки при равномерном (*а*) и неравномерном (*б*) обогреве центральной зоны зеркала ванны

вания к оси слитка, которое разворачиваясь, образует горизонтально направленное движение расплава вдоль свободной поверхности к стенке кристаллизатора. Вблизи свободной поверхности в зонах сосредоточенного нагрева (рис. 3, 4) наряду с глобальным вихревым течением образуются дополнительные локальные вихри, стимулирующие горизонтально направленные потоки расплава.

При этом вихрь у стенки кристаллизатора усиливает поток перегретого расплава к затвердевшему металлу, образуя характерный перегиб фронта затвердевания и цилиндрическую часть жидкой ванны. Воздействие на расплав термокапиллярных сил в зонах сосредоточенного нагрева приводит к появлению вихревых течений на верхних горизонтах ванны. Расчеты показывают, что влияние концентрационной конвекции на гидродинамику расплава из-за низких градиентов легирующего компонента незначительно по сравнению с термогравитационной и термокапиллярной конвекциями.

Исследования влияния условий обогрева зеркала ванны показали, что при параметрах плавки, обеспечивающих в установившемся тепловом режиме коэффициент формы ванны $h/R > 0,4$, изменение плотности распределения теплового потока электронно-лучевого нагрева и тепловой мощности, вкладываемой в кристаллизатор, в достаточно широком диапазоне, несмотря на гидродинамическую обстановку, не приводят к существенному изменению геометрии ванны и протяженности зоны двухфазного состояния и в основном определяет интенсивность массообменных процессов.

При схеме обогрева зеркала ванны, показанной на рис. 3, *а*, в зоне концентрированного тепловложения ($0,7R < r < 1,0R$) в приповерхностной части ванны формируются объемы расплава, наиболее обедненные алюминием (рис. 5, *а*). Конвективными потоками обедненный металл транспортируется по двум направлениям — вдоль свободной поверхности и вдоль фронта затвердевания к оси слитка, при этом расплав с более высоким содержанием легирующего компонента оттесняется в центральную часть ванны. Нисходящие вдоль фронта затвердевания потоки расплава ответственны за образование химической неоднородности формирующегося слитка. Течение вдоль свободной поверхности препятствует массопереносу более обогащенного расплава алюминием из ядра ванны к поверхности

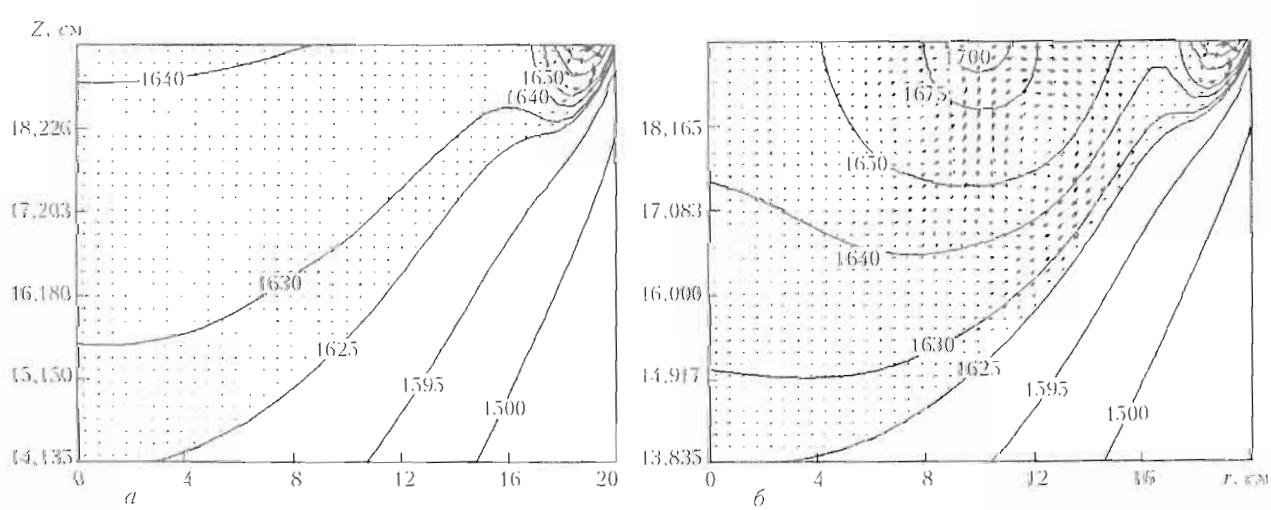


Рис. 4. Поле температур и гидродинамика расплава при равномерном (*а*) и неравномерном (*б*) обогреве центральной зоны зеркала ванны

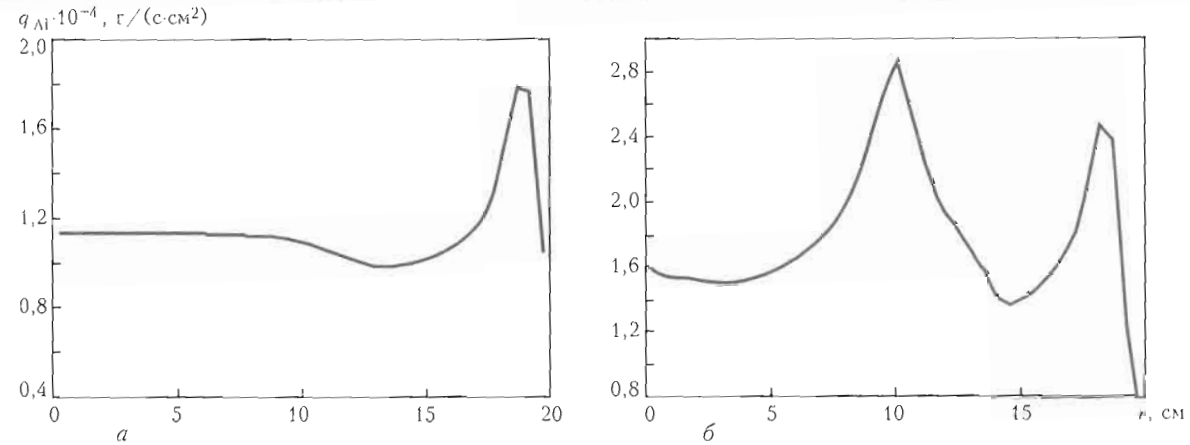


Рис. 5. Распределение удельных потоков испарения алюминия со свободной поверхности расплава при равномерном (*а*) и неравномерном (*б*) обогреве центральной зоны зеркала ванны

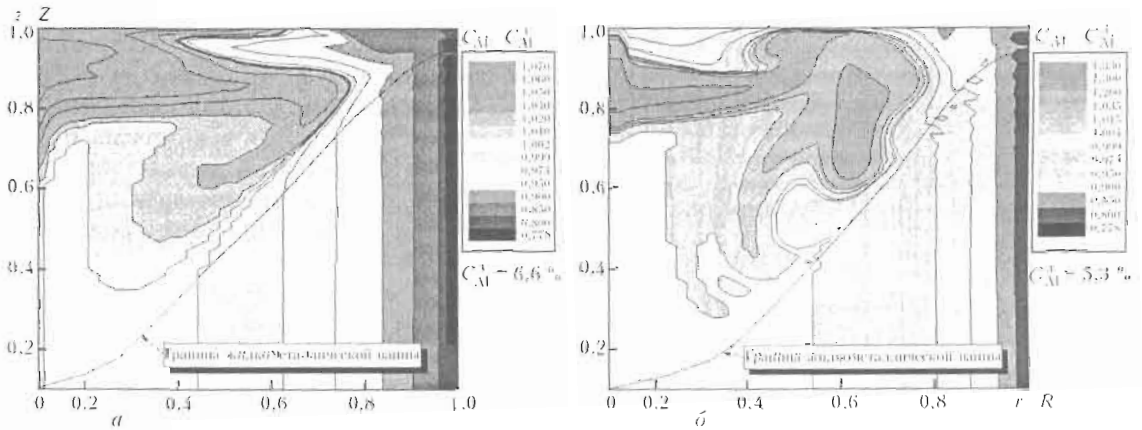


Рис. 6. Распределение относительной концентрации алюминия в твердой и жидкой фазе при равномерном (*а*) и неравномерном (*б*) обогреве центральной зоны зеркала ванны

испарения, уменьшая потери легирующего компонента, чем и обусловлено снижение потока испарения на рис. 6, *а*.

Следует отметить, что интенсивность вихревых течений (см. рис. 4), образовавшихся вблизи зон сосредоточенного нагрева, зависит от параметров концентрации теплового потока, которые в свою очередь могут быть использованы как средство для воздействия на гидродинамику ванны, и посредством ее, на процесс затвердевания. Для исследования этой возможности изменяли способ обогрева зеркала металлической ванны путем введения дополнительного сосредоточенного кольцевого источника нагрева, положение которого варьировалось вдоль радиуса слитка (см. рис. 3).

На рис. 7, *а* и 8 показано, что наименее благоприятные условия для формирования химической однородности вдоль оси слитка складываются на переходных этапах начала и окончания перелива. Периодическое поступление жидкого металла из промежуточной емкости с более высоким содержанием алюминия по сравнению с жидким метал-

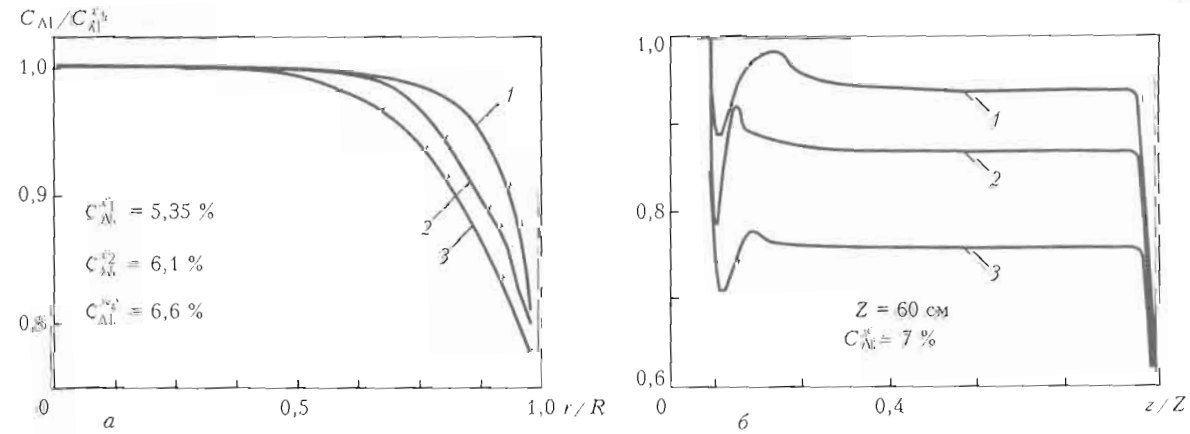


Рис. 7. Радиальная (*а* — сечение $z = 0{,}5H(t)$) и осевая (*б* — сечение $r = 0{,}5R$) химическая неоднородность слитка: *1* — подогрев дополнительно локально сосредоточен в центральной зоне зеркала ванны ($0{,}4R < r < 0{,}6R$); *2* — в осевой ($-0{,}15R \le r \le 0{,}15R$); *3* — только вблизи стенки кристаллизатора ($0{,}86R < r < 1{,}0R$)

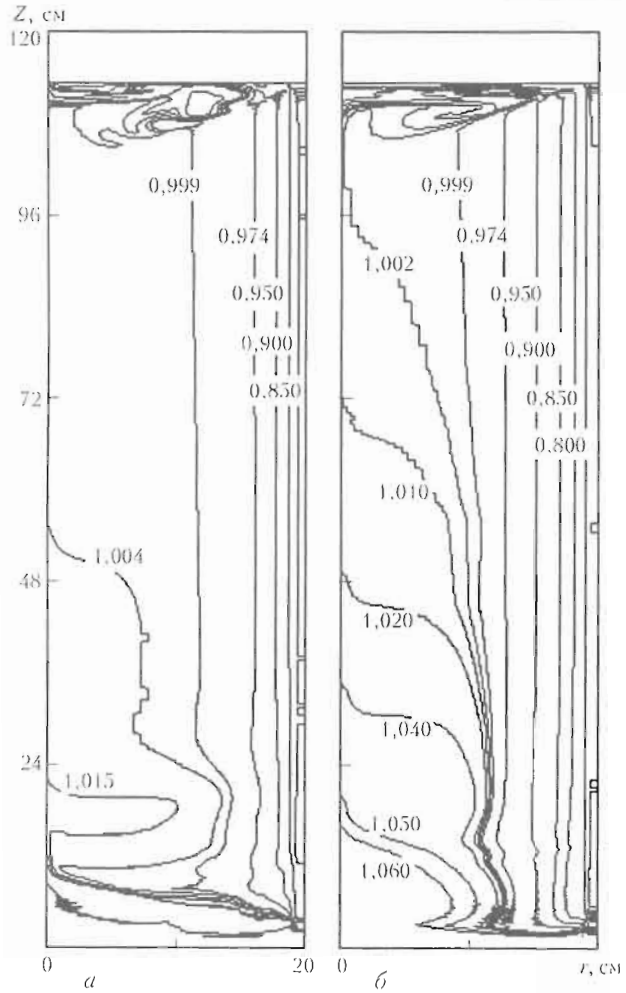


Рис. 8. Распределение относительной концентрации алюминия (C_{Al}/C^{*}_{Al}) в формирующемся слитке при равномерном ($а$ — C^{*}_{Al} = 5,3 %) и неравномерном ($б$ — C^{*}_{Al} = 6,6 %) подогреве центральной зоны зеркала ванны

лом ванны в затвердевшем металле проявляется в виде незначительных скачков концентрации только вблизи боковой поверхности слитка $0{,}95R < r < 1{,}0R$ (рис. 8). В вертикальном сечении вдоль радиуса слитка (рис. 7, $б$, 8) степень химической неоднородности затвердевшего металла выше вблизи стенки кристаллизатора, что обусловлено влиянием сосредоточенного нагрева зеркала ванны.

Результаты вычислительных экспериментов, приведенные на рис. 7, $б$ и 8, показывают, что наиболее благоприятные условия для обеспечения химической однородности в твердой фазе достигаются при дополнительном локальном сосредоточении нагрева зеркала ванны в ее центральной части. Проявление этого эффекта связано с особенностью взаимодействия термогравитационной и термокапиллярной конвекций, которая проявляется в том, что восходящие конвективные потоки в зонах максимального тепловложения, взаимодействуя на верхних горизонтах ванны, образуют нисходящий поток расплава в зоне $0{,}65R < r < 0{,}75R$ (см. рис. 4, $б$; 6, $б$). Благодаря этому повышается степень гомогенизации расплава вблизи фронта кристаллизации, что приводит к снижению химической неоднородности вдоль радиуса слитка (см. рис. 7, $б$).

Выводы

1. Разработанная математическая модель позволяет в сопряженной постановке рассчитывать нестационарные процессы тепломассообмена и гидродинамики, протекающие при ЭЛП титановых сплавов, легированных алюминием.

2. С помощью представленной модели выявлены особенности формирования химической неоднородности в затвердевающем металле при локальном сосредоточении электронно-лучевого обогрева в центральной и периферийной зоне зеркала металлической ванны.

3. Использование дополнительного подогрева центральной зоны зеркала жидкометаллической ванны позволяет расширить в радиальном направлении зону затвердевшего металла с повышенной химической однородностью более чем на 20 %. Максимально этот эффект проявляется при дополнительном подогреве сосредоточенным лучом только центральной зоны зеркала ванны $0{,}4R < r < 0{,}6R$.

1. *Белло Ж. П., Жарди А., Анс А., Аблизер Д.* Термогидродинамическое состояние расплава при электронно-лучевом переплаве слитка титана // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 3. — С. 3–18.
2. *Blum M., Choudhury A., Romberg M., Scholz H.* Electron beam remelting of superalloys with low evaporation losses and high cleanliness // Proc. conf. on electron beam melting and refining. — Reno (USA), 1992. — P. 160–168.
3. *Демченко В. Ф., Мисюра Р. С., Тарасевич Н. И.* Исследование контактного теплообмена при формировании листового слитка ЭЛП // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1977. — № 16. — С. 71–78.
4. *Демченко В. Ф., Лісний О. Б.* Лагранжево-ейлеровий метод чисельного розв'язку багатовимірних задач конвективної дифузії // Доп. НАН України. — 2000. — № 11. — С. 71–75.
5. *Демченко В. Ф., Лісний О. Б.* Порівняльний аналіз дисипативних властивостей різницевих схем для багатовимірних задач конвективної дифузії // Мат. моделирование. — Днепродзержинск. — 2000. — № 1(6). — С. 20–24.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ДУГИ В КАНАЛЕ ПЛАЗМОТРОНА

В. Л. ДЗЮБА, К. А. КОРСУНОВ
(Восточноукраинский нац. ун-т им. В. Даля, г. Луганск, Украина)

На основе принятой физической модели процессов, протекающих в канале плазмотрона, и с помощью уравнений магнитной газодинамики получены аналитические зависимости, позволяющие рассчитать электрические и тепловые характеристики нестационарной электрической дуги с учетом теплофизических свойств газа, начального распределения функции теплопроводности, изменения радиуса дуги и скорости потока газа вдоль канала плазмотрона при произвольном законе изменения тока. В частных случаях полученное решение совпадает с известными экспериментальными и теоретическими данными других авторов. Найденные аналитические зависимости могут быть использованы в инженерной практике при проектировании электродуговых плазмотронов.

Analytical dependencies have been derived on the basis of the accepted physical model of processes occurring in the plasmatron channel using the magnetic gas dynamics equations. These dependencies allow calculation of electric and thermal characteristics of the non-stationary arc, taking into account thermal-physical properties of gas, initial distribution of thermal conductivity function, variations in the arc radius and gas flow rate along the plasmatron channel with an arbitrary law of variations in the electric current. The solution obtained coincides in particular cases with known experimental and theoretical data of other authors. The found analytical dependencies can be used in engineering practice to design electric arc plasmatrons.

Промышленное применение плазмотронов для обработки материалов требует дальнейшего повышения эффективности и ресурса их работы. Известно, что характер распределения эрозии цилиндрических электродов плазмотрона соответствует линейной плотности тока. Это свидетельствует о том, что эрозия главным образом определяется большими тепловыми потоками через опорные пятна дуги. Следовательно, если каким-либо способом воздействовать на положительный столб (ПС) дуги и заставить его изменять место привязки к электродам, то можно существенно увеличить ресурс работы плазмотрона в результате более равномерного распределения эрозии по длине разрядного канала [1]. Одним из способов воздействия на ПС является наложение на дугу постоянного тока возмущающего переменного напряжения, т.е. создание нестационарного режима работы плазмотрона. При этом, изменив параметры переменной составляющей тока (амплитуду тока и частоту), можно влиять на поведение ПС дуги. Учитывая, что воздействие внешних электрических возмущений на ПС дуги является еще одним из способов повышения ресурса работы плазмотрона, а также изменения его выходных параметров (КПД, температуры, длины струи и т.д.) [2], нами предпринята попытка получить теоретические формулы для расчета электрических и тепловых характеристик, которые могут быть использованы при проектировании плазмотронов с нестационарной дугой.

Постановка задачи. В соответствии с оценками, приведенными в [3], задачу о нестационарной дуге в канале с потоком газа решаем, приняв ряд упрощающих предположений: в уравнении сохранения энергии для ПС дуги можно пренебречь работой сил статического давления и сил вязкого трения, переносом тепла в направлении оси канала за счет теплопроводности по сравнению с джоулевой диссипацией энергии, переносом тепла в радиальном направлении за счет теплопроводности, а также конвективным переносом энергии вдоль оси ПС и излучением. В указанном приближении электрические и тепловые характеристики ПС дуги описываются уравнениями сохранения энергии, неразрывности и закона Ома:

$$\rho\omega \frac{\partial W}{\partial t} + \rho v \frac{\partial W}{l\partial z} = \frac{1}{R^2 r} \frac{\partial}{\partial r}\left(r\chi \frac{\partial T}{\partial r}\right) + \sigma E^2 - 4\pi\varepsilon, \quad (1)$$

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{1}{l\omega} \frac{\partial(\rho v)}{\partial z} = 0, \quad (2)$$

$$I = 2\pi R^2 E \int_0^{\zeta} \sigma r dr, \quad (3)$$

где E, I — напряженность электрического поля и ток разряда; χ, σ, ρ, ε — тепло-, электропроводность, плотность, излучательная способность газа; R, l — радиус и длина разрядного канала; r, z — цилиндрические координаты, отнесенные соответственно к R и l; W — внутренняя энергия газа; ζ — радиус ПС дуги, отнесенный к R.

Систему уравнений (1)...(3) для ПС дуги переменного радиуса (рис. 1) решаем с учетом изменений скорости газа вдоль канала плазмотрона.

Решение поставленной задачи. Умножая уравнение (2) на W_ω, складывая его с (1) и вводя

© В. Л. ДЗЮБА, К. А. КОРСУНОВ, 2004

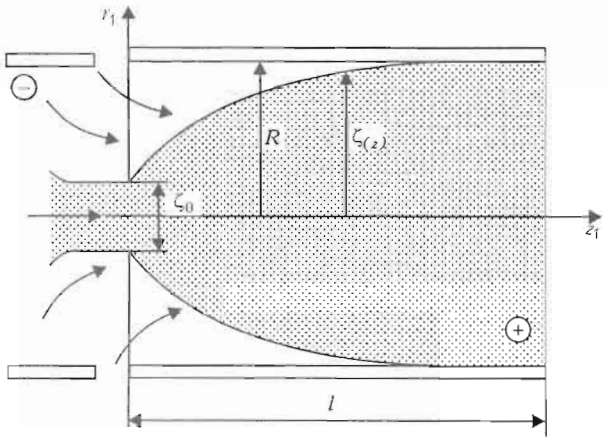


Рис. 1. Схема модели нестационарной дуги

функцию теплопроводности $S = \int_0^T \chi dT - S_*$, получаем следующую систему уравнений:

$$\frac{\partial S}{\partial t} + \frac{v}{l\omega}\frac{\partial S}{\partial z} = \frac{a}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\frac{\partial S}{\partial r}\right) + c_1E^2S - c_2S - \frac{1}{l\omega}\frac{\partial v}{\partial z}S, \tag{4}$$

$$I(t) = 2\pi R^2E(z, t)\sigma_S\int_0^{\zeta} S(r, z, t)rdr, \tag{5}$$

где S_* — значение функции теплопроводности на границе столба дуги;

$$a = \frac{1}{R^2\omega N_S};\quad c_1 = \frac{\sigma_S}{\omega N_S};\quad c_2 = \frac{\varepsilon_S}{\omega N_S};$$
$$N_S = \frac{\partial N_1}{\partial S};\quad \sigma_S = \frac{\partial\sigma}{\partial S};\quad \varepsilon_S = 4\pi\frac{\partial\varepsilon}{\partial S};\quad N_1 = \rho W. \tag{6}$$

Таким образом, задача сводится к решению системы уравнений (4) и (5) при следующих начальных и граничных условиях:

$$S(r, 0, t) = \varphi_1(r, t),\quad S(r, z, 0) = \varphi_2(r, z),$$
$$S(\zeta, z, t) = 0,\quad S_r(0, z, t) = 0. \tag{7}$$

Пусть

$$v = v_0\alpha(z),\quad \alpha(z) = 1 + k_1z,\quad k_1 > 0,$$
$$\zeta = \zeta_0\sqrt{1 + k\ln\alpha},\quad k > 0. \tag{8}$$

Перейдем к новым независимым переменным

$$r' = \frac{r}{\zeta},\quad x = z,\quad \tau = t - \ln\alpha^{\frac{1}{bk_1}},\quad b = \frac{v_0}{l\omega}, \tag{9}$$

после чего уравнение (4) принимает вид

$$ba\zeta^2\frac{\partial S}{\partial x} - \frac{1}{2}\zeta_0^2bkk_1r'\frac{\partial S}{\partial r'} = \frac{a}{r'}\frac{\partial}{\partial r'}\left(r'\frac{\partial S}{\partial r'}\right) - (c_2 + bk_1)\zeta^2S + c_1E^2\zeta^2S. \tag{10}$$

Решение уравнения (10) будем искать в виде

$$S(r', x, \tau) = \exp\left(\frac{c_1}{b}\int_0^x\frac{E^2}{\alpha}dx\right)U(r', x, \tau), \tag{11}$$

тогда получим линейное уравнение

$$ba\zeta^2\frac{\partial U}{\partial x} + (c_2 + bk_1)\zeta^2U = \frac{a}{r'}\frac{\partial}{\partial r'}\times\left(r'\frac{\partial U}{\partial r'}\right) + \frac{1}{2}\zeta_0^2bkk_1r'\frac{\partial U}{\partial r'}, \tag{12}$$

которое будем решать методом разделения переменных. Пусть

$$U(r', x, \tau) = R_1(r')F(x, \tau)). \tag{13}$$

Подставляя уравнение (13) в (12), получаем

$$r'\frac{d^2R_1}{dr'^2} + \left(\frac{\zeta_0^2bkk_1}{2a}r'^2 + 1\right)\frac{dR_1}{dr'} + \mu_n^2r'R_1 = 0, \tag{14}$$

$$ba\zeta^2\frac{dF}{Fdx} + (c_2 + bk_1)\zeta^2 + \mu_n^2a = 0. \tag{15}$$

Ограниченным решением (14) при $x = 0$ будет

$$R(r') = C\Phi_n(\mu_n, r'), \tag{16}$$

где

$$\Phi_n(\mu_n, r') = 1 + \sum_{m=1}^{\infty}a_{2m}^nr'^{2m};$$

$$a_{2m}^n = \frac{(-1)^m}{2^{2m}(m!)^2}\mu_n^2(\mu_n^2 + \beta)(\mu_n^2 + 2\beta)\ldots[\mu_n^2 + (m-1)\beta];$$

$$\beta = \frac{\zeta_0^2bkk_1}{a};$$

μ_n — корни уравнения $\Phi_n(\mu_n, 1) = 0$.

Проинтегрировав (15), получаем

$$F(x, \tau) = f_n(\tau)\left(\frac{\zeta}{\zeta_0}\right)^{-\frac{2\mu_n^2}{\beta}}\alpha^{-(c_2/bk_1 + 1)}. \tag{17}$$

В результате для функции $U(r', x, \tau)$ имеем выражение

$$U(r', x, \tau) = \sum_{n=1}^{\infty}f_n(\tau)\left(\frac{\zeta}{\zeta_0}\right)^{-\frac{2\mu_n^2}{\beta}}\times\alpha^{-(c_2/bk_1 + 1)}\Phi_n(\mu_n, r'). \tag{18}$$

Подставляя уравнение (18) в (11), находим

$$S(r', x, \tau) = \exp\left(\frac{c_1}{b}\int_0^x\frac{E^2}{\alpha}dx\right)\sum_{n=1}^{\infty}f_n(\tau)\left(\frac{\zeta}{\zeta_0}\right)^{-\frac{2\mu_n^2}{\beta}}\times\alpha^{-(c_2/bk_1 + 1)}\Phi_n(\mu_n, r'). \tag{19}$$

Для определения $E(z, t)$ из (5) и (19) находим интегральное уравнение

$$\Psi(z, t) = E(z, t) \exp\left(\frac{c_1}{b}\int_0^z \frac{E^2}{\alpha}\,dz\right), \qquad (20)$$

где

$$\Psi(z, t) = I(t) \times$$

$$\times\left[2\pi R^2\sigma_S\zeta^2\sum_{n=1}^{\infty} f_n(\tau)\left(\frac{\zeta}{\zeta_0}\right)^{-\frac{2\mu_n^2}{\beta}}\alpha^{-\frac{c_2}{bk_1}}\gamma_n\right]^{-1}; \qquad (21)$$

$$\gamma_n = \int_0^1 \Phi_n(\mu_n, r')r'dr'.$$

После возведения (20) в квадрат и умножения левой и правой частей полученного выражения на $2c_1/b\alpha$, имеем

$$2\frac{c_1}{b\alpha}\Psi^2 dz = d\exp\left(2\frac{c_1}{b}\int_0^z \frac{E^2}{\alpha}\,dz\right). \qquad (22)$$

Проинтегрировав (22) и преобразовав его, получаем

$$E(z, t) = \Psi\left(2\frac{c_1}{b}\int_0^z \frac{\Psi^2}{\alpha}\,dz + 1\right)^{-\frac{1}{2}}. \qquad (23)$$

Таким образом, формулы (19) и (23) являются решением системы уравнений (4), (5) при условиях (7) в рамках модели (6), (8).

Для расчета распределений функции теплопроводности и плотности мощности внутреннего источника тепла необходимо знать вид функции $f_n(\tau)$.

Произвольные функции $f_n(\tau)$ определим из условия (7) и выражения (19). При $z = 0$ имеем

$$S(r, 0, t) = \varphi_1(r, t) = \sum_{n=1}^{\infty} f_n(\tau)\Phi_n\left(\mu_n, \frac{r}{\zeta}\right). \qquad (24)$$

Из (24) следует, что $f_n(\tau) = A_n(t)$. Здесь $A_n(t)$ — коэффициенты Фурье в разложении $\varphi_1(r, t)$ в ряд по функциям $\Phi_n(\mu_n, r/\zeta)$ в интервале $0 < (r/\zeta) < 1$. При $t = 0$ находим

$$S(r, z, 0) = \varphi_2(r, z) = \exp\left(\frac{c_1}{b}\int_0^z \frac{E^2}{\alpha}\,dz\right)\times \qquad (25)$$

$$\times\sum_{n=1}^{\infty} f_n\left(-\ln\alpha^{\frac{1}{bk_1}}\right)\left(\frac{\zeta}{\zeta_0}\right)^{-\frac{2\mu_n^2}{\beta}}\alpha^{-(c_2/bk_1+1)}\Phi_n\left(\mu_n, \frac{r}{\zeta}\right).$$

Представим (25) в виде

$$\varphi_2(r, z) = B_n(z)\Phi_n\left(\mu_n, \frac{r}{\zeta}\right), \qquad (26)$$

где

$$B_n(z) = f_n\left(-\ln\alpha^{\frac{1}{bk_1}}\right)\exp\left(\frac{c_1}{b}\int_0^z \frac{E^2}{\alpha}\,dz\right)_{t=0}\times$$

$$\times\left(\frac{\zeta}{\zeta_0}\right)^{-\frac{2\mu_n^2}{\beta}}\alpha^{-(c_2/bk_1+1)}. \qquad (27)$$

Из (26) видно, что $B_n(z)$ — коэффициенты Фурье в разложении $\varphi_2(r, z)$ в ряд по функциям $\Phi_n(\mu_n, r/\zeta)$ в интервале $0 < (r/\zeta) < 1$. Определим

$$M = \exp\left(\frac{c_1}{b}\int_0^z \frac{E^2}{\alpha}\,dz\right)_{t=0},$$

использовав уравнение (5)

$$M = \exp\left\{\frac{c_1 I_0^2}{4\pi^2 bR^4\zeta_0^4\sigma_S^2}\int_0^z \frac{dz}{\alpha\zeta^4\left[\int_0^1 \varphi_2(r, z)r\,dr\right]^{-2}}\right\}. \qquad (28)$$

Из (27) следует, что

$$f_n\left(-\ln\alpha^{\frac{1}{bk_1}}\right) = B_n(z)F_1(z)\left(\frac{\zeta}{\zeta_0}\right)^{\frac{2\mu_n^2}{\beta}}\alpha^{c_2/bk_1+1},$$

где

$$F_1^{-1}(z) = \exp\left(\frac{c_1}{b}\int_0^z \frac{E^2}{\alpha}\,dz\right)_{t=0}.$$

Обозначим

$$\ln\alpha^{-\frac{1}{bk_1}} = \Lambda.$$

Тогда

$$f_n(\Lambda) = B_n(\varphi)F_1(\varphi)\,(1 - k\Lambda bk_1)^{2\mu_n^2/\beta}\exp\left[-\Lambda(c_2 + bk_1)\right].$$

Аналогично

$$f_n(\tau) = B_n(\varphi)F_1(\varphi)\,(1 - k\tau bk_1)^{2\mu_n^2/\beta}\times \qquad (29)$$
$$\times\exp\left[-\tau(c_2 + bk_1)\right],$$

где

$$\varphi = \frac{1}{k_1}\left[\exp\left(-\tau bk_1\right) - 1\right].$$

В результате из (24) и (29) следует

$$f_n(\tau) = \begin{cases} A_n(\tau), \tau > 0, \\ B_n(\varphi)F_1(\varphi)\,(1 - bk_1\tau)^{2\mu_n^2/\beta}\exp\left[-\tau(c_2 + bk_1)\right], \tau < 0, \end{cases} \qquad (30)$$

где $A_n(\tau)$, $B_n(\varphi)$, $F_1(\varphi)$ — функции, преобразованные из $A_n(t)$, $B_n(z)$, $F_1(z)$ в соответствии с (27) и

$$A_n(t) = 0, \tau < 0, \quad B_n(z) = 0, \tau > 0.$$

Следовательно, формула (19) принимает вид

$$S(r, z, t) = \frac{I(t)}{2\pi R^2 \sigma_S \varsigma^2 E(z, t)} \left\{ \frac{\sum_{n=1}^{\infty} A_n(\tau)(\varsigma/\varsigma_0)^{-2\mu_n^2/\beta} \Phi_n(\mu_n, r/\varsigma)}{\sum_{n=1}^{\infty} A_n(\tau)(\varsigma/\varsigma_0)^{-2\mu_n^2/\beta} \gamma_n} + \right.$$

$$\left. + \frac{\sum_{n=1}^{\infty} B_n(\varphi)(1 - bkk_1 t\varsigma_0^2/\varsigma^2)^{\mu_n^2/\beta} \Phi_n(\mu_n, r/\varsigma)}{\sum_{n=1}^{\infty} B_n(\varphi)(1 - bkk_1 t\varsigma_0^2/\varsigma^2)^{\mu_n^2/\beta} \gamma_n} \right\}. \quad (31)$$

Для распределения плотности мощности внутреннего источника тепла получим выражение

$$\Omega(z, t) = \Psi I \left(2\frac{c_1}{b} \int_0^z \frac{\Psi^2}{\alpha} dz + 1 \right)^{-1/2}. \quad (32)$$

С целью упрощения анализа полученных формул рассмотрим случай, когда

$$\varphi_1(r, t) = A_1 \Phi_1 \left(\mu_1, \frac{r}{\varsigma} \right), \quad (33)$$

$$I(t) = I_0(1 + i \cos t), \quad i = I_m/I_0.$$

Это соответствует режиму, когда на дугу постоянного тока наложены внешние электрические возмущения.

При $\tau > 0$ из (23), (31) и (33) следует

$$S(r, z, t) = I(t)\Phi_1 \left(\mu_1, \frac{r}{\zeta} \right) \times$$

$$\times [2\pi R^2 \sigma_S \zeta^2 E(z, t)\gamma_1]^{-1}, \quad (34)$$

$$E(z, t) = E_0(1 + i \cos t) \left(\frac{\zeta}{\zeta_0} \right)^{2(\mu_1^2/\beta - 1)} \times$$

$$\times \alpha^{\frac{c_2}{bk_1}} P^{-1}(z, t). \quad (35)$$

Здесь

$$E_0 = I_0(2\pi R^2 \sigma_S \zeta_0^2 A_1 \gamma_1)^{-1},$$

$$P(z, t) = \left(2\frac{c_1}{b} \int_0^z \frac{\Psi^2}{\alpha} dz + 1 \right)^{-1/2}, \quad (36)$$

$$\Psi(z, t) = E_0(1 + i \cos t) \left(\frac{\zeta}{\zeta_0} \right)^{2(\mu_1^2/\beta - 1)} \alpha^{c_2/bk_1 + 1}. \quad (37)$$

Определим

$$P = \left[2\frac{c_1}{b} \int_0^z (1 + i\cos t)^2 \left(\frac{\varsigma}{\varsigma_0} \right)^{4(\mu_1^2/\beta - 1)} \alpha^{c_2/bk_1 + 1} dz + 1 \right]^{-1/2}.$$

После замены $\tau = t + \ln \alpha^{\frac{1}{bk_1}}$ имеем

$$(1 + i \cos t)^2 = 1 + 2i \cos \tau \cos \left(\ln \alpha^{\frac{1}{bk_1}} \right) -$$

$$- 2i \sin \tau \sin \left(\ln \alpha^{\frac{1}{bk_1}} \right) + \frac{1}{2} i^2 \times$$

$$\times \left[1 + \cos 2\tau \cos \left(2 \ln \alpha^{\frac{1}{bk_1}} \right) \right] - \sin 2\tau \sin \left(2 \ln \alpha^{\frac{1}{bk_1}} \right).$$

С помощью табличного интеграла

$$\int x^n \exp(px) dx = \frac{\exp(px)}{p^{n+1}} \times$$

$$[(px)^n - n(px)^{n-1} + n(n-1)(px)^{n-2} + \ldots$$

$$\ldots + (-1)^{n-1} n!(px) + (-1)^n n!], \quad n \geq 0,$$

получаем

$$P^2 = \frac{c_1 E_0^2 \exp[-(2/k)(c_2/bk_1 + 1)]}{bkk_1} \times$$

$$\times \{2(1 + 1/2i^2)[\theta_1(z) - \theta_1(0)] + 2i \times$$

$$\times \exp[\tau - (bkk_1)^{-1}][\theta_2(z) - \theta_2(0)] +$$

$$+ 2i \exp[(bkk_1)^{-1} - \tau][\theta_3(z) - \theta_3(0)] + 1/2i^2 \times$$

$$\times \exp[2\tau - 2(bkk_1)^{-1}][\theta_4(z) - \theta_4(0)] +$$

$$+ 1/2i^2 \exp[2(bkk_1)^{-1} - 2\tau][\theta_5(z) - \theta_5(0)] + 1\}.$$

Здесь

$$\theta_m(z) = \frac{\exp(v_m \zeta^2/\zeta_0^2)}{v_m^{2\mu_1^2/\beta - 1}} \{(v_m \zeta^2/\zeta_0^2)^{(2\mu_1^2/\beta - 1)} -$$

$$- 2(\mu_1^2/\beta - 1)(v_m \zeta^2/\zeta_0^2)^{2(\mu_1^2/\beta - 1)} + \ldots$$

$$\ldots + (-1)^{2(\mu_1^2/\beta - 1) - 1} [2(\mu_1^2/\beta - 1)]! \times$$

$$\times (v_m \zeta^2/\zeta_0^2) + (-1)^{2(\mu_1^2/\beta - 1)} [2(\mu_1^2/\beta - 1)]!\},$$

$$v_1 = 2(c_2 + bk_1)/bkk_1, \quad v_2 = 1/bkk_1 + v_1,$$

$$v_3 = -1/bkk_1 + v_1, \quad v_4 = 2/bkk_1 + v_1,$$

$$v_5 = -2/bkk_1 + v_1, \quad \theta_m(0) = \theta_m(z = 0).$$

Анализ полученных результатов. Рассмотрим особенности нестационарного нагрева газов в плазмотроне и влияние тока, расхода газа, геометрических размеров разрядного канала и физических свойств газа на характеристики ПС. Для этого зависимости (34)...(36) представим в виде

$$S = \frac{I_0 \Phi_1}{\sqrt{2\pi\sigma_S R \zeta_0^2 A_1}} \left(\frac{I\rho}{N_S G} \right)^{1/2} \times \quad (38)$$

$$\times [1 + k \ln(1 + k_1 z)]^{-\mu_1^2/\beta} (1 + k_1 z)^{-(c_2/bk_1 + 1)} P^*,$$

$$E = \left(\frac{N_S G}{2\pi R^2 \sigma_S I \rho}\right)^{1/2} \times$$

$$\times [1 + k \ln (1 + k_1 z)]^{\mu_1^2/\beta - 1} (1 + k_1 z)^{(c_2/bk_1 + 1)} P^*,$$

$$P^{*2} = \int_0^z [1 + k \ln (1 + k_1 z)^{2(\mu_1^2/\beta - 1)}] \times \qquad (39)$$

$$\times (1 + k_1 z)^{c_2/bk_1 + 1} (1 + i \cos t) dz.$$

Если род газа задан, то основными независимыми параметрами на практике являются I, G и R. Из (38) видно, что явная зависимость S от I является линейной и увеличение тока приводит к возрастанию S по линейному закону. Однако при рассмотрении влияния тока на характеристики дуги и плазмотрона необходимо учесть и то, что радиус дуги также зависит от I. Поэтому необходимо учитывать влияние I через ζ_0 и γ_1. С повышением тока ζ_0 увеличивается, γ_1 уменьшается, причем рост ζ_0 происходит быстрее. Величина

$$M_1 = [1 + k \ln(1 + k_1 z)]^{-\mu_1^2/\beta}$$

с ростом ζ_0 при ее малых значениях практически не изменяется, затем при дальнейшем возрастании ζ_0 резко увеличивается. Следовательно, рост S с увеличением I происходит сначала медленнее, а затем быстрее, чем по линейному закону. Таким образом, температура столба с повышением тока увеличивается, что согласуется с экспериментом [4].

Влияние I на напряженность электрического поля можно проследить через параметр β. С повышением тока величина β увеличивается, поэтому E уменьшается, это подтверждается экспериментально [5]. Величины

$$M_2 = [1 + k \ln(1 + k_1 z)]^{2(\mu_1^2/\beta - 1)}, \quad M_3 = (1 + k_1 z)^{c_2/bk_1 + 1},$$

входящие в (39), с ростом G при его достаточно больших значениях не изменяются, поэтому рост расхода газа приводит к возрастанию напряженности поля, об этом также свидетельствуют опытные данные [5]. Увеличение G приводит к росту β, следовательно, сужению профиля функции Φ_1 и уменьшению теплового потока через поверхность столба

$$q = -2\pi \frac{\partial}{\partial r} S(\zeta, z, t).$$

Следует отметить, поскольку ζ возрастает в соответствии с (8), величина q вдоль канала плазмотрона увеличивается.

Существенное влияние на параметры дуги оказывает и радиус разрядного канала плазмотрона. Из (38) следует, что с ростом R величина S должна уменьшаться, при этом профиль распределения Φ_1 расширяется. В соответствии с (39) рост R вызывает понижение E. По полученным формулам можно оценить зависимости S и E от физических свойств газа. Как видно из (38), с увеличением электропроводности и излучательной способности плазмы S понижается, а значит, уменьшается температура столба. Более теплоемкий газ имеет большую внутреннюю энергию, следовательно, величина N_S также больше. Существенное увеличение N_S вызывает резкое возрастание величины M_1, причем она растет быстрее, чем $\sqrt{N_S}$. Поэтому, как следует из (38), газ имеющий большую теплоемкостью будет иметь большую температуру. Так, например, известно, что температура водородной плазмы выше температуры плазмы воздуха. При сильном возрастании N_S величина M_2 почти не изменяется, поэтому, как видно из (39), E увеличивается. Этот факт известен, напряженность электрического поля в гелии, имеющем большую теплоемкость, выше, чем в воздухе [5].

Рассмотрим зависимость одного из важнейших параметров дуги — напряженности электрического поля от z_1. На рис. 2 представлены распределения среднего значения напряженности поля за период колебания тока. Как видно, значение E с ростом z_1 монотонно уменьшается, приближаясь к предельному значению. Сравнение теоретических расчетов по [6], где не учитывалась переменность радиуса электропроводной области, с экспериментальными данными [7], полученными для развитого участка дуги, показывает их удовлетворительное согласие. Однако расхождение расчетных и опытных данных для начального участка дуги, характеризующегося сильным изменением ζ, значительное. Из рис. 2 следует, что учет переменности ζ вдоль канала плазмотрона приводит к удовлетворительному качественному и количественному согласию результатов расчета по формулам (34)...(36) с экспериментальными данными [7]. Это говорит о существенном влиянии изменения радиуса электропроводной области на характеристики плазмотрона.

Частные случаи. Рассмотрим полученные формулы при постоянстве радиуса электропроводной области вдоль канала, т.е. при $k = 0$.

Переход к пределу $k \to 0$ дает

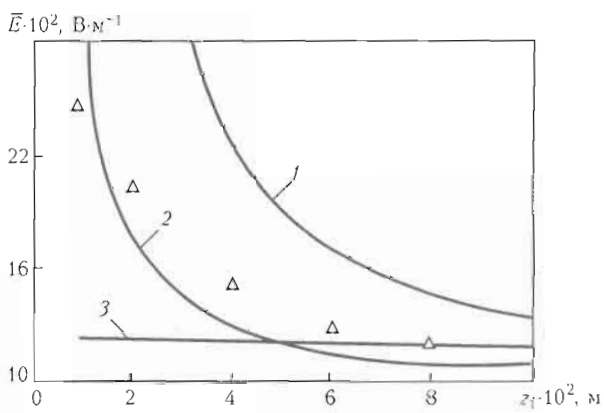


Рис. 2. Распределение напряженности электрического поля вдоль канала плазмотрона ($I_д$ = 50 А; G = 0,2...10^{-3} кг/с; f = = 4 кГц; $I_{эф}$ = 24 А; k_1 = 4): *1*, *2* — расчет по (34)...(36) соответственно при k = 10 и 40; *3* — по [6]; Δ — по [7]

$$\lim_{k \to 0} [1 + k \ln(1 + k_1 z)]^{\mu_1^2/\beta - 1} = \Gamma,$$

$$\ln \Gamma = \lim_{k \to 0} (\mu_1^2/\beta - 1) \ln [1 + k \ln(1 + k_1 z)].$$

Раскрывая неопределенность типа $0/0$, находим

$$\Gamma = \alpha^{\mu_1^2 a / b k_1 \zeta_0^2}. \qquad (40)$$

Аналогично

$$\lim_{k \to 0} \Psi = \Psi_1 = E_0(1 + i \cos t)\alpha^{(\mu_1^2 a/\zeta_0^2 + c_2 + b k_1)/b k_1}. \qquad (41)$$

Подставляя уравнение (41) в (36), находим

$$P_1 = P_{k=0} = \left[\frac{E_\infty^2}{E_0^2} + \frac{p_1}{p_1 + k_1}\left(1 + \frac{i^2}{2}\right)\alpha^{2(p_1 + k_1)/k_1} + \right.$$
$$\left. + 4i\theta^*(z,t) + \frac{i^2}{2} F^*(z,t)\right]^{1/2}, \qquad (42)$$

где

$$\theta^* = \frac{p_1 b}{4b^2(p_1 + k_1)^2 + 1}\{[2b(p_1 + k_1)\cos t +$$
$$+ \sin t]\alpha^{2(p_1 + k_1)/k_1} - [2b(p_1 + k_1)\cos \tau + \sin \tau]\};$$

$$F^* = \frac{p_1 b}{b^2(p_1 + k_1)^2 + 1}\{[b(p_1 + k_1)\cos 2t +$$
$$+ \sin 2t]\alpha^{2(p_1 + k_1)/k_1} - [b(p_1 + k_1)\cos 2\tau + \sin 2\tau]\};$$

$$E_\infty^2 = \frac{\mu_1^2 + \varepsilon_S R^2 \zeta_0^2}{\sigma_S R^2 \zeta^3}, \quad E_0' = I_0 \mu_1 (2\pi R^2 \zeta^2 \sigma_S A_1 J_1)^{-1};$$

$$p_1 = (\mu_1^2 a/\zeta_0^2 + c_2)/b.$$

Подставляя (40)...(42) в формулы (34) и (35), получаем решение, аналогичное найденному в работе [6].

Пусть $\zeta_0 = 1$, $k_1 = 0$, $k = 0$. Из (35) и (40) получаем

$$\lim_{k_1 \to 0} (1 + k_1 z)^{(k_1 + k_1)/k_1} = \exp(p_1 z). \qquad (43)$$

Из уравнения (41) следует

$$\lim_{k_1 \to 0} \Psi = E_0(1 + i \cos t) \exp(p_1 z). \qquad (44)$$

Подставляя (44) в (36), находим

$$P_2 = \left\{1 - \left(1 - \frac{E_\infty^2}{E_0^2}\right)\exp(-2p_1 z) + 4i\theta'(z,t) + \right.$$
$$\left. + \frac{i^2}{2}[1 - \exp(-2p_1 z) + F'(z,t)]\right\}, \qquad (45)$$

где

$$\theta' = \frac{p_1 b}{4b^2 p_1^2 + 1}\{2p_1 b \cos 2t + \sin t -$$
$$- [2bp_1 \cos(t - z/b) + \sin(t - z/b)]\exp(-2p_1 z)\};$$

$$F' = \frac{p_1 b}{p_1^2 b^2 + 1}\{p_1 b \cos 2t + \sin 2t -$$
$$- [p_1 b \cos 2(t - z/b) + \sin 2(t - z/b)]\exp(-2p_1 z)\};$$

$$E_\infty'^2 = \frac{\mu_1^2 + \varepsilon_S R^2}{\sigma_S R^2}; \quad E_0'' = I_0 \mu_1 (2\pi R^2 \sigma_S A_1 J_1)^{-1}.$$

Здесь вместо τ записано $t - z/b$, поскольку

$$\lim_{k_1 \to 0} \tau = t - z/b.$$

Следовательно, при $\zeta_0 = 1$, $k_1 = 0$, $k = 0$ получены формулы из работы [8].

При дуге постоянного тока, т.е. когда $i = 0$, получаем известную формулу теории [9]

$$E(z) = E_\infty' \left[1 - \left(1 - \frac{E_\infty'^2}{E_\infty''^2}\right)\exp(-2p_1 z)\right]^{-1/2}.$$

Таким образом, полученные аналитические зависимости позволяют рассчитать тепловые и электрические характеристики ПС нестационарной дуги переменного радиуса с учетом физических свойств, расхода и изменения скорости газа вдоль оси плазмотрона, геометрических размеров разрядного канала и начального распределения функции теплопроводности при произвольном законе изменения тока. В частных случаях полученное решение совпадает с результатами известных теорий Г. Ю. Даутова и Ф. А. Сальянова. Сравнение полученных результатов расчета с экспериментальными и теоретическими данными других авторов показало их удовлетворительное согласие.

1. *Влияние* внешних электрических возмущений на ресурс плазмотрона / В. Л. Дэюба, С. Н. Сергиенко, К. А. Корсунов, А. Л. Косолапов // Тез. докл. III Междунар. конф. «Электромеханика и электротехнологии», Клязьма. — М.: МЭИ, 1998. — С. 384–385.
2. *Дэюба В. Л., Корсунов К. А., Быковский О. Г.* Исследование модулированных дуг в плазмотронах для обработки порошковых материалов // Вісн. Східноукр. нац. ун-ту ім. В. Даля. — 2002. — № 7 (53). — С. 13–14.
3. *Даутов Г. Ю., Дэюба В. Л., Карп И. Н.* Плазмотроны со стабилизированными электрическими дугами. — Киев: Наук. думка, 1984. — 168 с.
4. *Дэюба В. Л.* Обобщение экспериментальных и теоретических исследований по созданию высокоресурсных электротермических плазменных генераторов: Дис. ... д-ра техн. наук. — Коммунарск, 1989. — 401 с.
5. *Юревич Ф. Б., Куликов В. С.* Электродуговой нагрев газа. — Минск: Наука и техника, 1973. — 192 с.
6. *Сальянов Ф. А., Шаранов М. М.* К теории положительного столба электрической дуги в канале с потоком газа // Инж.-физ. журн. — 1982. — 42, № 4. — С. 47–50.
7. *Шаранов М. М.* Экспериментальное и теоретическое исследование нестационарного нагрева воздуха в плазмотроне: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Казань, 1981. — 16 с.
8. *Даутов Г. Ю., Исмагилов Р. Х., Сальянов Ф. А.* Исследование положительного столба нестационарной дуги в канале с потоком газа // Физика и химия обраб. материалов. — 1979. — № 3. — С. 51–55.
9. *Даутов Г. Ю.* Цилиндрическая дуга в аргоне // Журн. прикл. механики и техн. физики. — 1963. — № 2. — С. 21–25.

МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИМИТАЦИЯ ПРОЦЕССА МНОГОПРОХОДНОЙ СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ПОДОГРЕВОМ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

У. ДИЛТАЙ, О. МОКРОВ, В. ПАВЛЫК
(Ин-т сварки и соединения, Аахенский ун-т, Германия)

Ранее разработанная модель однопроходной сварки плавящимся электродом в защитных газах, использованная в пакете программ SimWeld (который был представлен на предыдущей конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»), доработана и теперь может применяться для многопроходной сварки толстых листов. Вспомогательные модели теплопереноса и деформации свободной поверхности остались прежними, как и для случая однопроходной сварки. Модифицирована вспомогательная модель источника тепла для учета влияния разделки кромок на погонную энергию при сварке. В модель плавления проволоки и образования капель включен алгоритм регулирования источника питания. Специальная геометрия кромок требует изменения распределения теплового потока на поверхности сварочной ванны и изделия непосредственно перед ванной в отличие от сварки изделия с плоской поверхностью. Кроме того, требует изменения модель объемного источника тепла вследствие образуемых капель. Подготовка кромок и изменение геометрии вследствие выполнения предыдущих сварочных проходов рассматриваются в рамках унифицированного алгоритма, который позволяет эффективно моделировать общие случаи многопроходной сварки плавящимся электродом в защитных газах. Простая установка исходной температуры изделия на заданную величину или величину, рассчитанную по предыдущему сварочному проходу, позволяет учитывать температуру предварительного нагрева или температуру перед выполнением следующего прохода. Предварительный нагрев имеет большое значение с точки зрения предупреждения образования трещин при сварке сталей с высоким содержанием углерода. Экспериментальная проверка метода моделирования проводилась на угловых соединениях стали Ст45 с К-образной разделкой кромок. Геометрия шва и температурные циклы, полученные с помощью моделирования, хорошо согласуются с экспериментальными результатами.

The model of single-run GMA welding process, which has been developed earlier and implemented in the software package SimWeld (presented at the previous conference MMITWRP-1), was extent to multi-pass welding of thick plates. The sub-models of heat transfer and free surface deformation remain the same as in the case of single-run welding, but the sub-model of the heat source was modified in order to take into account the influence of edge preparation on the heat input. In the model of the wire melting and droplet formation, regulation algorithm of power source was included. The specific edge geometry requires modification of the heat flux distribution at the molten pool and the workpiece surface just in front of the pool, in comparison with welding on a flat workpiece. Also, the volumetric heat source from the droplets must be modified. The edge preparation and the changes in geometry due to previous welding passes were considered in a framework of a unified algorithm, that allows simulating efficiently general cases of multi-pass GMA welding. A simple setting of the initial work piece temperature to a given value, or to the value calculated from the previous welding pass, enables to take into account the preheating or the interlayer temperature. The preheating is important when welding steels with high carbon content, in order to avoid cracking. The experimental verification of the modelling technique was carried out using fillet joints of St45 steel with K-edge preparation. Both simulated weld geometry and temperature cycles show a well agreement with the experimental findings.

За последние два десятилетия наблюдается существенный прогресс в области моделирования и компьютерной имитации процесса сварки в защитных газах. К важным задачам компьютерной имитации относятся предсказание температурного поля и вычисление размеров и формы сварного шва с учетом режима (скорости сварки и подачи проволоки), характеристик импульса и других технологических параметров, свойств материала, диаметра проволоки, геометрических характеристик соединения (типа соединения, величины зазора, пространственного положения). В работе [1] дан обзор состояния исследований в этой области, а также рассмотрен процесс однопроходной сварки в защитных газах, который применяется для соединения пластин толщиной до 5 мм. Сварка более толстых пластин выполняется, как правило, за несколько проходов и с предварительной подготовкой кромок.

Высокий уровень разработок в области моделирования однопроходной сварки стимулирует применение компьютерных технологий в промышленности для моделирования и имитации этого процесса. В рамках коллективного исследовательского проекта «Интегративное моделирование материа-

© У. ДИЛТАЙ, О. МОКРОВ, В. ПАВЛЫК, 2004

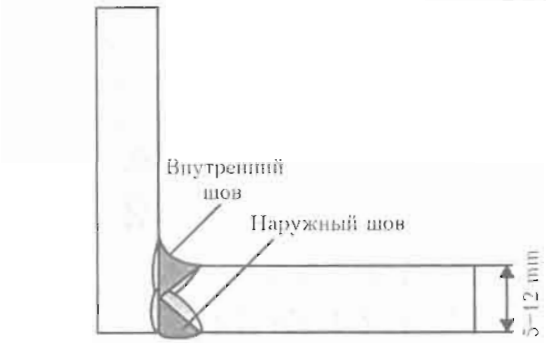


Рис. 1. Схема углового соединения с К-образной разделкой кромок, свариваемого за два прохода

лов» SFB 370 (http://lx1.imm.rwth-aachen.de/sfb370/html/index.html), который уже несколько лет существует в Аахенском университете, сварка угловым швом рассматривается как заключительный производственный этап при изготовлении углового профиля из углеродистой стали Ст45. Представленная в этом докладе модель разработана в рамках данного проекта.

Сварочные эксперименты. Схема сварного соединения показана на рис. 1. Для обеспечения полного проплавления и предупреждения дефектообразования в корне швов была использована К-образная разделка кромок. Первый проход выполняли с внутренней стороны. С целью предотвращения закалочных трещин применяли предварительный подогрев до 180...200 °С и такую же температуру поддерживали между проходами. Для сварки использовали новейший цифровой инверторный источник CLOOS Quinto II фирмы CLOOS Schweißtechnik (рис. 2) в импульсном режиме с *I/U*-модуляцией, что обеспечивает высокую стабильность процесса.

Пример сварного шва с внутренней стороны приведен на рис. 3. Зажимное приспособление, которое фиксирует свариваемые пластины, позволяет также быстро переворачивать изделие в перерыве между выполнением проходов, чтобы не допустить охлаждения ниже температуры между проходами.

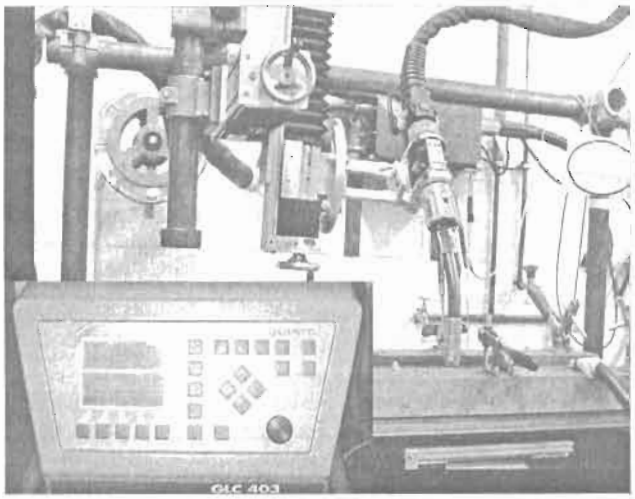


Рис. 2. Экспериментальная установка с цифровым инверторным источником питания CLOOS Quinto II и сварочной горелкой фирмы CLOOS Schweißtechnik

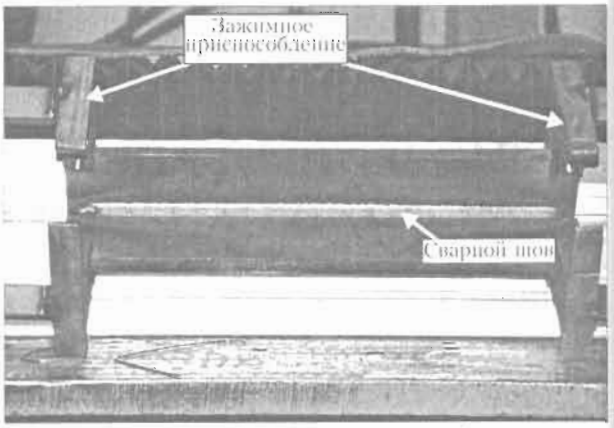


Рис. 3. Внутренний шов и зажимное приспособление

Температуру в зоне термического влияния измеряли с помощью термопар, помещенных в глухие высверленные отверстия, что позволяло контролировать предварительный нагрев и подогрев между проходами, а также получать экспериментальные кривые нагрева и охлаждения для верификации модели. Была выполнена сварка пластин толщиной 8,65 мм из стали Ст45 (0,49 вес. % С) в К-образную разделку (угол разделки кромок 45°; ширина зазора 0,9 мм) проволокой диаметром 1,2 мм. Контактное расстояние составляло 15 мм. Остальные параметры для обоих проходов представлены в таблице.

Моделирование. Для расчета температурного поля и формы сварного шва последовательно и итерационно решали следующие связные задачи, основные детали которых были описаны ранее [1, 2]:

- нахождение интегральных характеристик источника тепла (дуги);
- нахождение распределения теплоты в сварном соединении;
- нахождение свободной поверхности ванны.

С точки зрения моделирования многопроходная сварка имеет два основных отличия от однопроходной. Во-первых, нужно учитывать предварительный подогрев изделия и подогрев предыдущими проходами. Во-вторых, необходимо учитывать геометрию разделки и предыдущих валиков, а также их влияние на распределение вводимого в изделие тепла от дугового источника.

Если температура изделия перед сваркой контролируется экспериментально, как в рассматрива-

Параметры при сварке внутреннего и наружного шва

Параметр	Внутренний шов	Наружный шов
Скорость сварки, см/мин	45	54
Скорость подачи проволоки, м/с	8	8
Длительность импульса, с	1,9	1,9
Частота, Гц	180	180
Базовый ток, А	50	55
Импульсный ток, А	450	460
Коэффициент длины дуги, %	76	70

емом здесь случае, она тривиально учитывается в численном решении заданием начальной температуры изделия перед очередным проходом. В случае же, когда задан интервал между проходами, длина расчетной области в рамках стационарной модели должна быть выбрана достаточно большой, чтобы определить, до какой температуры охладилось изделие перед наплавкой очередного валика. Для изделий малых размеров необходимо решать нестационарную задачу.

При наличии разделки распределение теплового потока на кромках изделия отличается от такового в случае горения дуги на плоскую поверхность. Сильное влияние геометрии разделки на столб плазмы особенно проявляется при короткой дуге, горящей в ограниченном с боковых сторон пространстве. Аккуратный расчет распределения теплового потока в таком случае может быть произведен только в рамках связной модели «дуга–катод», которая находится в настоящее время на стадии разработки [3]. Поэтому в данной работе для описания распределения теплового потока на поверхности изделия применяли упрощенный подход.

Как было описано ранее [1, 2], тепловая мощность дуги Q_{arc} состоит из трех частей:

$$Q_{arc} = Q_c + Q_a + Q_{col}, \qquad (1)$$

где Q_c – тепловая мощность в эффективном катодном пятне; Q_a – тепловая мощность капель электродного металла; Q_{col} – тепловая мощность столба дуги.

Распределение катодной составляющей теплового потока q_c на плоской поверхности было принято в виде квадратично модифицированного гауссова распределения (рис. 4):

$$q_c(r) = \frac{6Q_c}{\pi^{3/4} r_s^2} \exp\left(-\left(3\frac{r^2}{r_s^2}\right)^2\right), \qquad (2)$$

где r – расстояние от оси источника; r_s – Рыкалинский радиус источника. Затем это распределение проецировали на линию разделки, т. е. координату r в (2) заменяли расстоянием l вдоль кромки от точки пересечения оси горелки с изделием до точки на разделке (см. рис. 4). Подобным образом проецировалось нормальное распределение тепла капель Q_a с радиусом r_a и равномерное распределение части мощности столба дуги Q_{col} в круге с радиусом r_{col}. Эмпирические радиусы распределений r_c, r_a и r_{col} при этом соответствовали случаю однопроходной сварки без разделки кромок.

Подмодель источника тепла [1, 2] была модифицирована по двум направлениям. Одномерная модель переноса тепла в проволоке была расширена до двумерной осесимметричной. Это позволило описывать температурное поле в капле с учетом ее формы, что имеет принципиальное значение. Например, в случае короткой дуги и большого объема расплавленного металла на конце проволоки одномерная модель может приводить к короткому замыканию, т. к. жидкий металл (по определению) может занимать только цилиндрический объем с радиусом, равным радиусу проволоки. В двумерной модели с учетом ширины капли ее высота будет меньше высоты воображаемого цилиндра и короткое замыкание не произойдет.

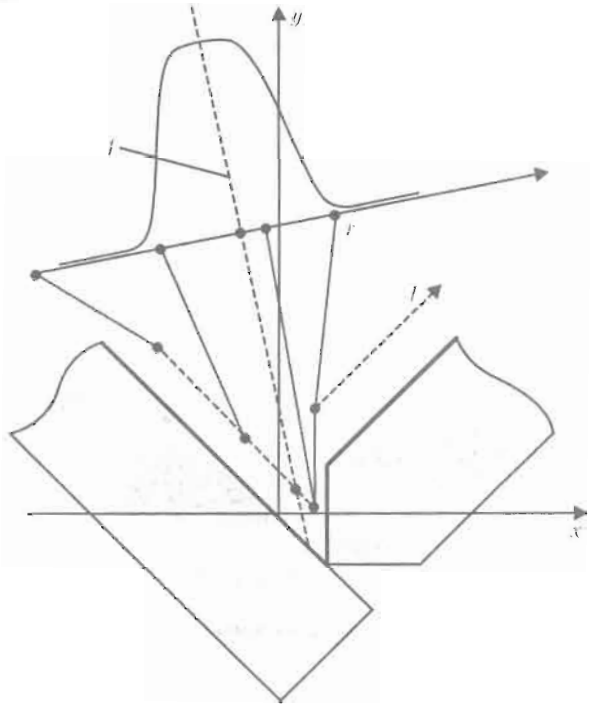


Рис. 4. Схема распределения теплового потока в угловом шве с разделкой кромок: *1* – ось горелки

Далее, в модель был включен внешний регулятор длины дуги при импульсном режиме сварки с *I*/*I*-модуляцией, который в том или ином виде реализован во многих современных источниках питания. Внешнее регулирование длины дуги при задании тока необходимо, поскольку естественная саморегуляция при задании тока, а не напряжения не приводит к стабилизации длины дуги. Математическая модель регулятора сварочного источника CLOOS Quinto II была интегрирована в подмодель источника тепла в сотрудничестве с фирмой CLOOS Schweißtechnik. Длина дуги может быть оценена по измеренному значению напряжения в импульсной фазе. Суть регулирования длины дуги состоит в модификации параметров импульса, например, частоты, базового тока или продолжительности, с тем чтобы это напряжение совпадало с заданным значением. Таким образом, в процессе сварки параметры импульса постоянно меняются, что также будет отражено в результатах моделирования.

Подмодель источника тепла была реализована в модуле Presolver программного пакета SimWeld [1, 2]. Окно интерфейса и результатов моделирования этого модуля представлено на рис. 5. В левой верхней части окна задаются параметры процесса, а правее расположено изображение сварочной горелки, температурного поля в проволоке и капле и форма капли. В правой верхней части

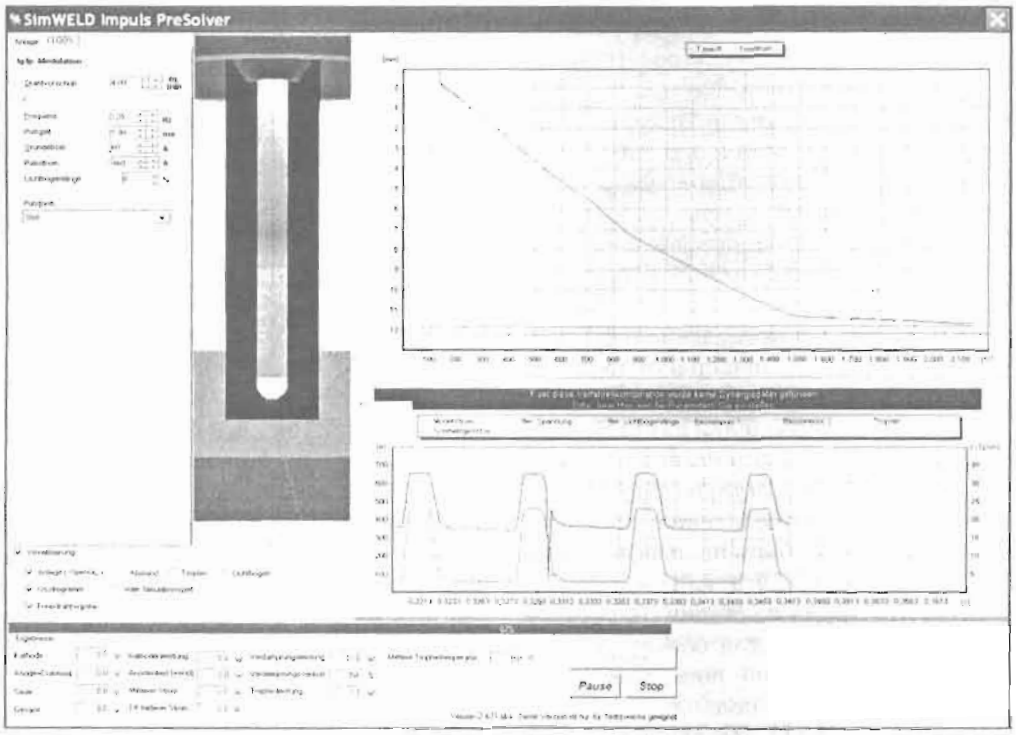


Рис. 5. Модуль Presolver программного пакета SimWeld

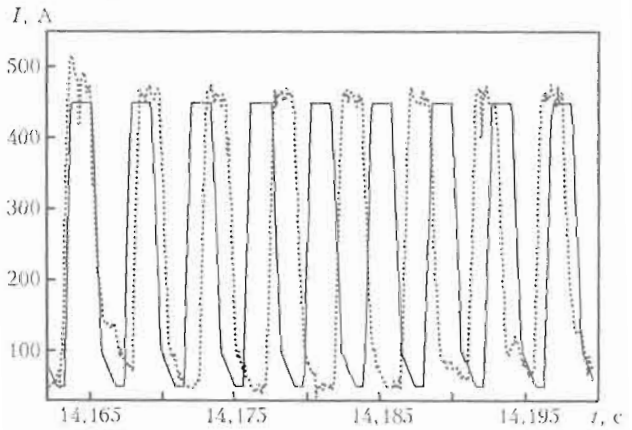


Рис. 6. Сравнение расчетной (сплошная линия) и экспериментальной (штриховая) осциллограмм тока при сварке внутреннего шва ($I_{ср}$ = 249 А, f = 235 Гц и $I_{ср}$ = 241 А, f = 210 Гц соответственно)

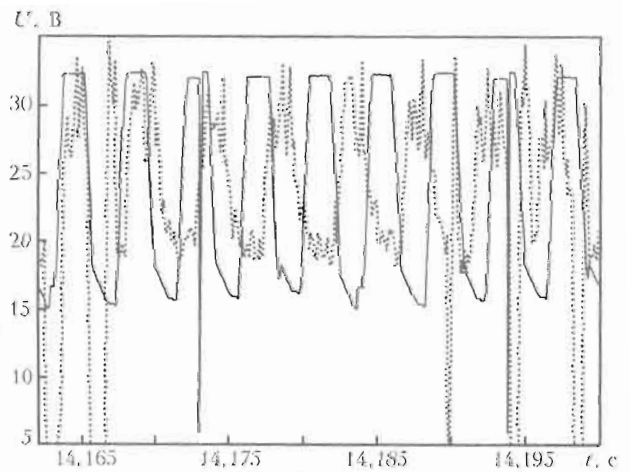


Рис. 7. Сравнение расчетной (сплошная линия) и экспериментальной (штриховая) осциллограмм напряжения при сварке внутреннего шва ($U_{ср}$ = 24 В, f = 235 Гц и $U_{ср}$ = 22,7 В, f = 210 Гц соответственно)

графически представлено распределение температуры по длине проволоки, под которым выводятся осциллограммы тока и рассчитанного напряжения. В нижней части окна представляются интегральные результаты расчета, например, усредненные падения напряжения на разных участках дуги, средний ток, мощность на катоде и аноде (тепло, переносимое каплями). Эти значения служат входными данными для описания источника тепла при моделировании температурного поля в изделии и расчета формы сварного шва.

Результаты и обсуждение. На рис. 6–8 представлены результаты имитации теплового источника в виде осциллограмм тока, напряжения и электрической мощности в сравнении с экспериментальными данными. Графики соответствуют сварке внутреннего шва с параметрами импульса, указанными в таблице. Как видно из осциллограммы тока (рис. 6), измеренная частота импульсов составляет

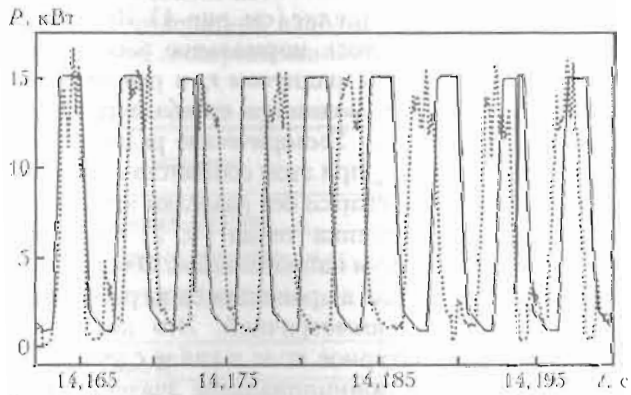


Рис. 8. Сравнение расчетной (сплошная линия) и экспериментальной (штриховая) осциллограмм мгновенной электрической мощности при сварке внутреннего шва ($P_{ср}$ = 7,42 и 6,25 кВт соответственно)

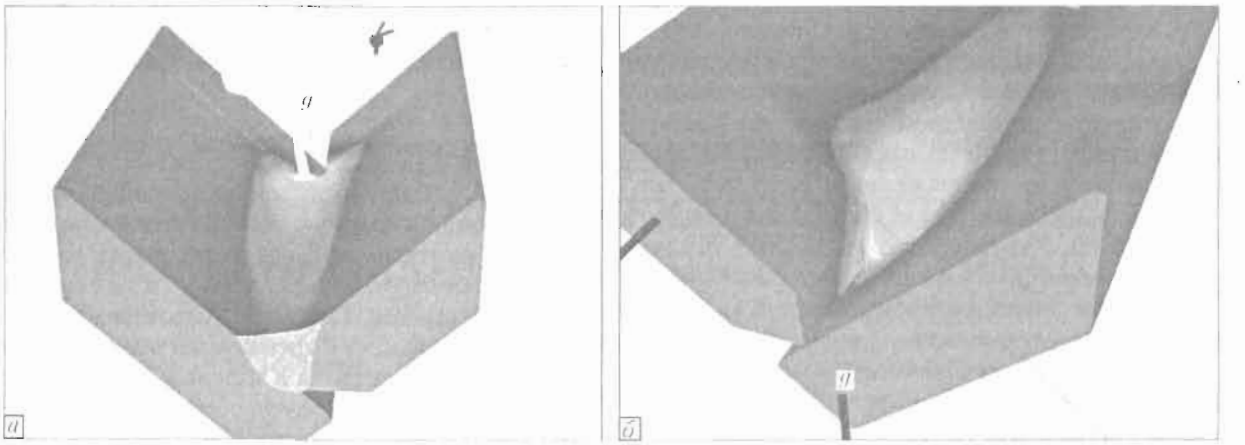


Рис. 9. Результат имитации формы внутреннего шва и температурного поля: *а* — поперечное сечение шва; *б* — сварочная ванна со свободной поверхностью

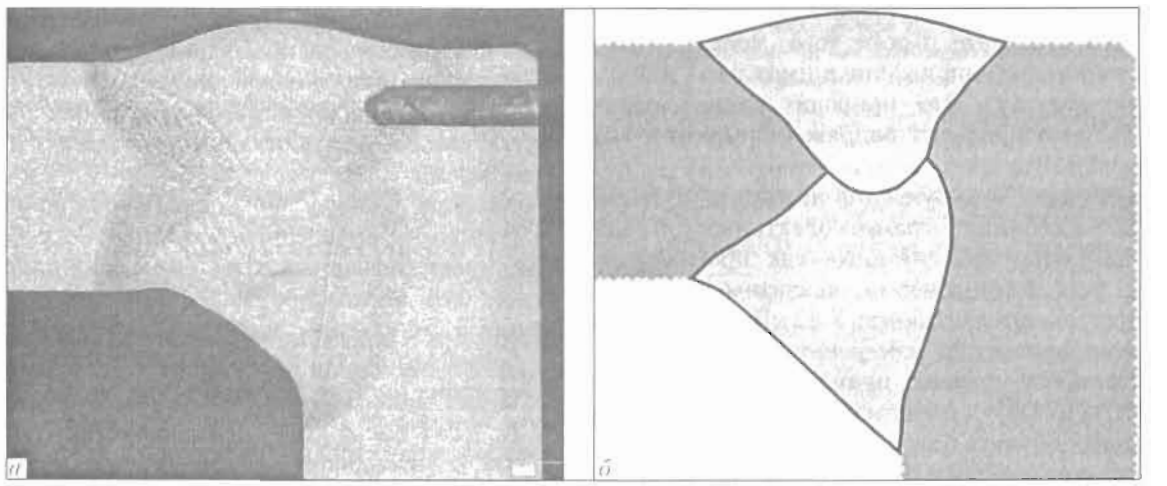


Рис. 10. Сравнение экспериментальной (*а*) и расчетной (*б*) формы поперечного сечения швов

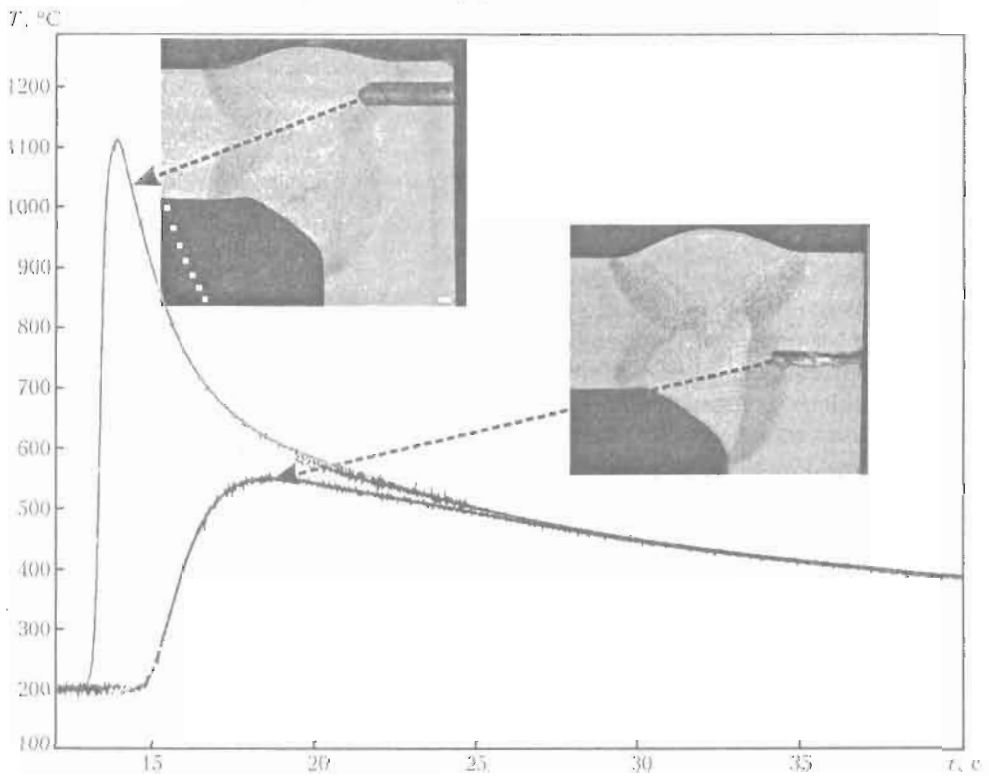


Рис. 11. Сравнение расчетных (сплошные линии) и экспериментальных (символы) температурных циклов в разных точках сварного соединения отпущенных сталей СН5 (□) и СН8 (Δ) с внутренним швом

210 Гц, хотя на источнике было установлено 180 Гц. Это расхождение является результатом вмешательства в процесс работы регулятора, степень которого контролируется параметром, названным коэффициентом длины дуги и по сути определяющим заданное (желаемое) напряжение в импульсе. Численная модель с этим же регулятором приводит к частоте 235 Гц. Учитывая, что на разных участках шва частота постоянно меняется, а выбрать точно соответствующие участки в эксперименте и модели не представляется возможным, имеет смысл рассматривать только среднеинтегральные значения. Так, отклонение среднего тока от экспериментального значения составляет 3 %.

Из представленных на рис. 7 осциллограмм напряжения следует, что частота коротких замыканий (отрицательные пики на графиках) в эксперименте выше, чем в расчете. Кроме того, модель выдает более стабильное напряжение в импульсах и более высокую частоту. Это приводит к завышению рассчитанного среднего напряжения против экспериментального на 6 %.

Полученные в результате имитации и экспериментальные осциллограммы электрической мощности процесса, рассчитанные как произведение кривых тока и напряжения, показаны на рис. 8. Как видно, средняя мощность 7,42 кВт, получаемая из модели, превышает измеренную на 20 %. Учитывая сложность дуговых процессов и процесса капельного переноса, а также наличие регулирующего алгоритма, получить более точный расчет мощности в рамках имеющейся модели не представляется возможным.

Результат численной имитации формы шва и температурного поля при выполнении внутреннего валика с тепловым потоком, который был рассчитан в модуле Presolver по описанной выше подмодели источника, показан на рис. 9. Рассчитанная форма поперечного сечения внутреннего и наружного шва, представленная на рис. 10, *б*, находится в хорошем соответствии с экспериментальным поперечным шлифом (рис. 10, *а*). Несколько большая площадь поперечного сечения расчетного внутреннего шва по сравнению с экспериментальным обусловлена завышенным значением рассчитанной тепловой мощности процесса, как упоминалось выше. Это также приводит к более высоким расчетным температурным пикам по сравнению с измеренными, как показано на рис. 11. В целом же, соответствие расчета и эксперимента можно считать удовлетворительным.

Выводы

В данной работе представлено расширение ранее разработанной модели однопроходной сварки плавящимся электродом в среде защитных газов для случая многопроходной сварки толстых пластин с разделкой кромок. Основное усложнение модели в этом случае связано с адекватным описанием распределения потока тепла в изделии.

Показано, что в рамках допущения простого линейного отображения распределения на поверхность кромок в случае предполагаемой плоской поверхности может дать удовлетворительное согласование с экспериментом. Более физически обоснованное описание распределения теплового потока на геометрически сложной поверхности может быть достигнуто только в рамках связных моделей «дуга–катод», разработка которых ведется в настоящее время.

Наличие в современных сварочных источниках с цифровым управлением регулирующих алгоритмов, предназначенных для стабилизации процесса, усложняет адекватное моделирование тепловложения в импульсном процессе, особенно в режиме I/I-модуляции. В рамках разработанной в настоящее время модели тепломассопереноса в проволоке и капле с учетом регулятора точность расчета тепловложения при I/I-модуляции, которая может быть достигнута, составляет около 20 %.

1. *Моделирование* процесса и имитационные программы для сварки в активных и инертных газах / У. Дилтай, И. Дикшев, О. Мокров, В. Павлык // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2002. — С. 201–209.
2. *Software* package SimWeld for simulation of welding process. Part 1. Gas-metal-arc-welding of steels and aluminium alloys / U. Dilthey, V. Pavlyk, O. Mokrov, I. Dikshev // Mathematical modelling of weld phenomena 7: Proc.of 7th Int. Seminar on the Numerical Analysis of Weldability, Graz-Seggau, 29 Sept.–1 Oct. 2003 / Ed. by H. Cerjak, H.K.D.H. Bhadeshia, E. Kozeschnik. — Graz Tech. University, 2004 (in publ.).
3. *Fan H. G., Kovacevic R.* A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2004. — 37. — P. 2531–2544.

СУПЕРКОМПЬЮТЕРНОЕ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

В. И. ДЬЯЧЕНКО
(РУП «Минский тракторный завод», Республика Беларусь)
С. В. МЕДВЕДЕВ, О. П. ЧИЖ
(Объединенный ин-т проблем информатики НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь)

Рассмотрены структура, технические возможности и характеристики суперкомпьютеров семейства СКИФ для выполнения конечноэлементных прочностных динамических расчетов реальных сварных конструкций на достаточно мелкой пространственной сетке. Приведены примеры использования расчетных методик анализа остаточных сварочных деформаций для алгоритмически синтезируемых конструкций почвообрабатывающих агрегатов. Механические расчеты выполняются в операционной системе Linux и универсальных пакетах ANSYS-LS-DYNA, развернутых на суперкомпьютерах СКИФ.

Structure, technical potentialities and characteristics of SKIF family supercomputers in connection with FE dynamic structural analyses of real welded structures are considered, the 3D mesh being quite fine. Examples of computational procedures to analyse residual welding strains for algorithmically synthesised designs of soil-cultivating machines are given. Mechanical calculations are carried out in Linux OS and ANSYS-LS-DYNA packages deployed on the SKIF supercomputers.

В рамках российско-белорусской программы СКИФ (Суперкомпьютерная инициатива Феникс) разработан и передан в промышленное использование суперкомпьютер СКИФ К-500 (рис. 1, 2), вошедший по своим характеристикам в список «Top-500» суперкомпьютерных систем мира (www.top500.org) [1]:

Основные технические характеристики суперкомпьютера СКИФ К-500

Peak performance (Linpack performance)	716.8 (475.3) Gflops
Type of processor	Intel Xeon 2.8 GHz
Number of computational nodes/processors	64/128
RAM of node/product	64 × 2 = 128 GB
HDD	64 × 60 = 3840 GB
System network	SCI, 3D-tor, D336
Auxiliary network	GB Ethernet

Результаты тестирования установки К-500 (www.topcrunch.org) на задаче столкновения трех автомобилей (конечноэлементная модель из элементов разных типов содержит около 1,5 млн степеней свободы) показали высокую эффективность применения суперкомпьютерных технологий при

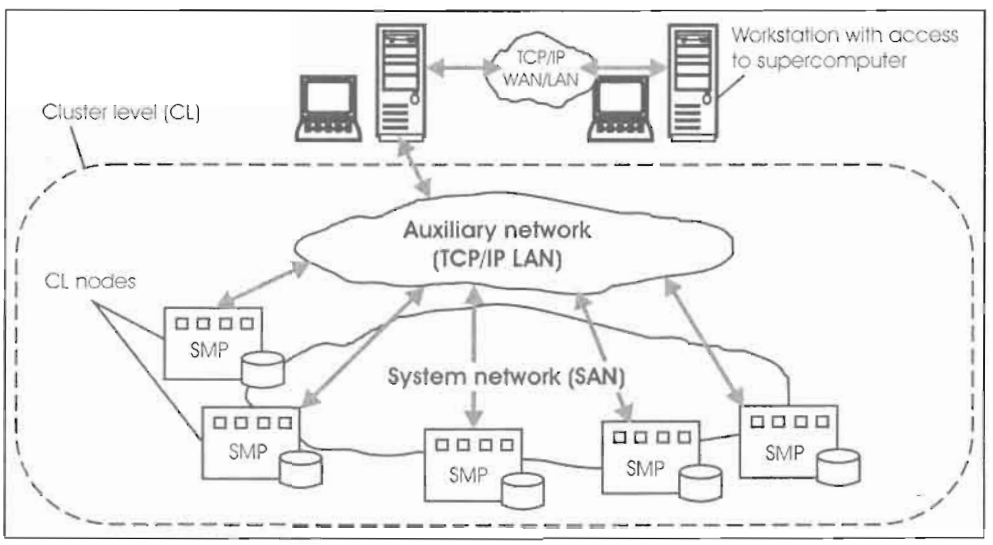


Рис. 1. Структурная схема суперкомпьютера СКИФ К-500

© В. И. ДЬЯЧЕНКО, С. В. МЕДВЕДЕВ, О. П. ЧИЖ, 2004

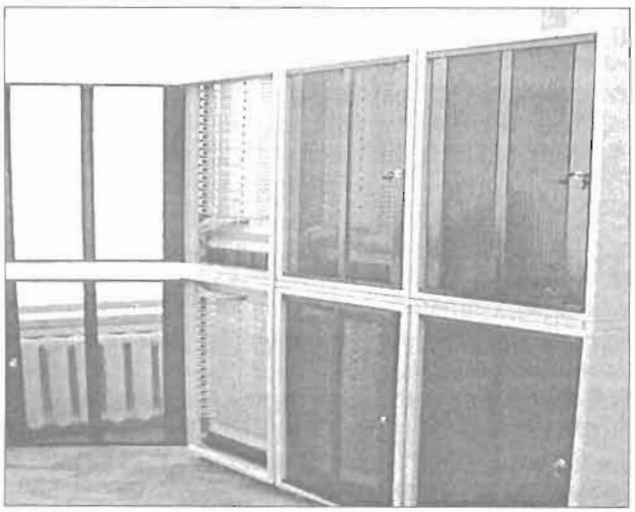


Рис. 2. Общий вид суперкомпьютера СКИФ К-500, используемого в Объединенном институте проблем информатики НАН Беларуси

моделировании технологических и эксплутационных процессов.

Практика ставит задачу оперативной оценки рациональности конструктивных вариантов изделий, увязки их характеристик с возможностями существующих технологий именно на этапе проектирования и конструирования новой продукции и изделий. Инженеры-конструкторы и технологи по сварке в своей каждодневной практической работе должны иметь возможность оценить конструктивно-технологические варианты и совместно найти компромиссные технические решения, открывающие большие резервы энерго- и ресурсосбережения, а также повышения качества и конкурентоспособности сварной продукции.

Авторы полагают, что большинство рациональных предложений по улучшению качества сварных изделий сводятся (или могут быть сведены) к принципам конструктивно-технологического проектирования Н. О. Окерблома [2], но с существенными поправками на высокий современный уровень развития и использования информационных технологий проектирования, моделирования и виртуальных испытаний.

Конструктивно-технологическое проектирование предполагает оперативный анализ остаточных сварочных напряжений и деформаций. Тем не менее, в повседневную практику рядового инженера-технолога, судя по данным белорусских предприятий и проектных организаций, такие расчеты никоим образом не входят.

На данный момент, к тому же, отсутствуют доступные инженерные методики и программные средства. В универсальных коммерческих системах конечноэлементного анализа сварочная специфика представлена явно недостаточно. Появляющиеся на рынке СНГ специализированные программные продукты (например, SYSWELD [3]) стоимостью в десятки тысяч долларов только усугубляют ситуацию, т. к. их широкое применение промышленными предприятиями и проектно-конструкторскими организациями не представляется возможным по финансовым соображениям.

Производительность, объемы памяти, удаленный доступ к суперкомпьютерам семейства СКИФ

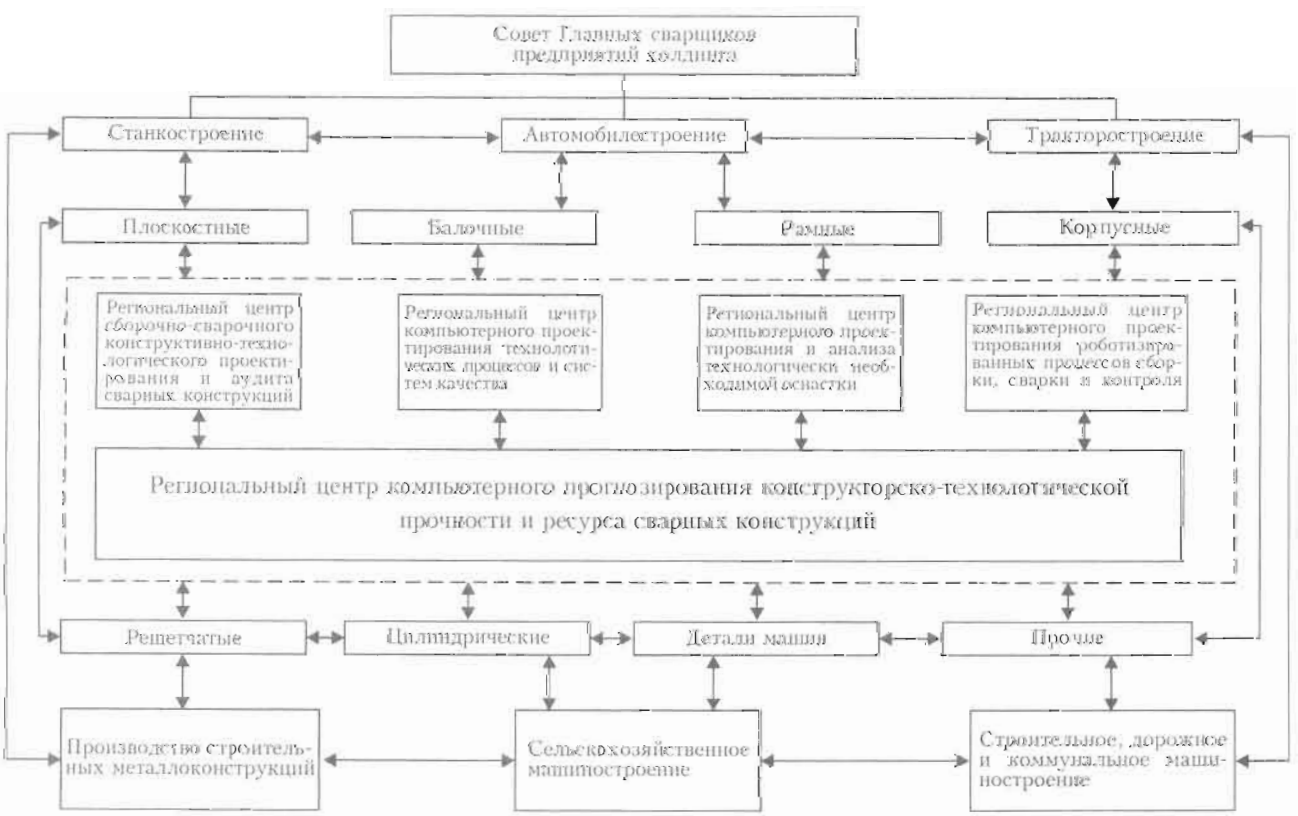


Рис. 3. Структура виртуального сборочно-сварочного холдинга предприятий комплексного региона

обеспечивают возможность построения систем проектирования конкурентоспособных сварных конструкций, в которых процессы поиска конструктивно-технологических вариантов совмещены по времени с процессами расчетов динамической прочности и ресурса конструкций с учетом особенностей технологических процессов сборки-сварки.

В Объединенном институте проблем информатики НАН Беларуси создается суперкомпьютерное подразделение с высокопроизводительными вычислительными средствами коллективного пользования, имеющее филиал на Белорусском автомобильном заводе. Подразделение будет располагать как кластерными системами, так и лицензионным программным обеспечением мирового уровня. Предполагается создание регионального межведомственного центра компьютерного прогнозирования конструкторско-технологической прочности и ресурса сварных конструкций, в состав которого входят четыре модуля: конструктивно-технологического проектирования и аудита сварных конструкций; проектирования графотехнологических процессов и систем качества; разработки и анализа технологически необходимой

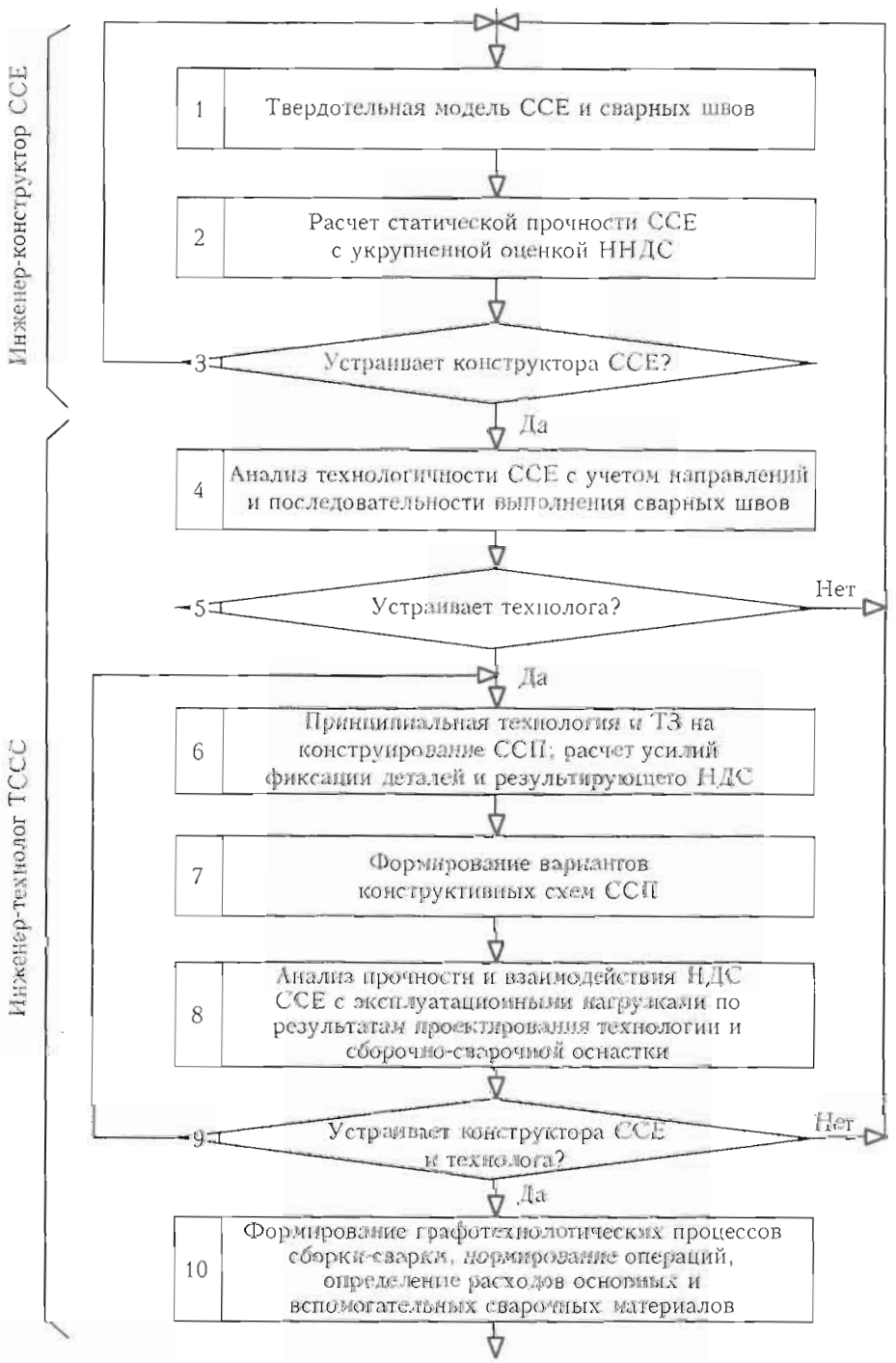


Рис. 4. Интеграция конструкторских и технологических проектных процедур относительно трехмерных моделей сварных конструкций

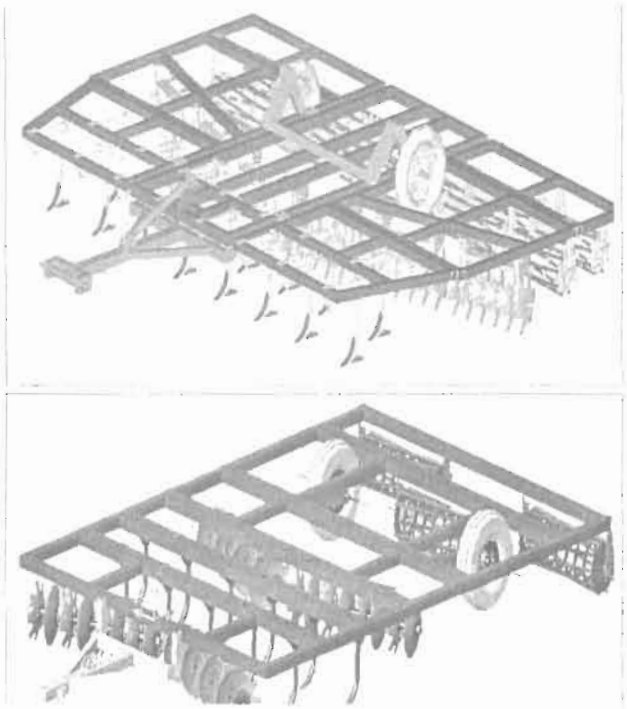


Рис. 5. Конструкции почвообрабатывающих агрегатов, формируемые алгоритмически по техническому заданию пользователя

оснастки; разработки роботизированных процессов сборки-сварки и контроля. Подобная структура отражает представления авторов о сборочно-сварочном холдинге (рис. 3), размещенном в компактном регионе с развитым машиностроительным комплексом. Наличие супервычислителя позволяет реально интегрировать процессы конструкторского и технологического проектирования сварных конструкций относительно трехмерных компьютерных моделей деталей и сборочных единиц (рис. 4) при ведущем мнении инженера-технолога по сварке и оперативной оценке напряженно-деформированных состояний изделий.

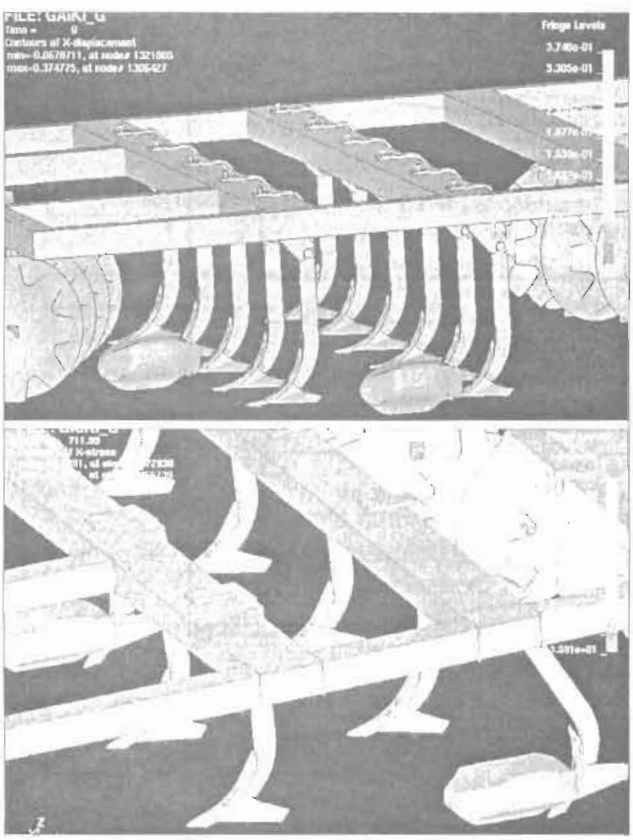


Рис. 6. Результаты динамического анализа рамной конструкции почвообрабатывающего агрегата для условий столкновения рабочих органов с неподвижным препятствием

На суперкомпьютере СКИФ развернут лицензионный пакет LS-DYNA версии 970 MPP, имеющей развитые интерфейсы с программными системами конечноэлементного анализа ANSYS и NASTRAN, выполнена интеграции системы ИНСВАР автоматизированного проектирования сборочно-сварочных приспособлений [2] с LS-DYNA [4] в целях оценки напряженно-деформированных состояний изделий с учетом закреплений в оснастке, параметров сварочных режимов, а также последовательностей и направлений выполнения сварных швов. Параллельно с разработкой сварных конструкций в универсальных графических системах, сварочной технологии и оснастки создаются модели виртуальных испытательных стендов, что позволяет более обоснованно подходить к оценке ресурса сварных конструкций на стадии проектирования [5–8].

Проиллюстрируем некоторые положения суперкомпьютерного конструктивно-технологического проектирования сварных конструкций на конкретных примерах.

На рис. 5 показаны компьютерные модели почвообрабатывающих агрегатов, основные несущие конструкции которых представляют собой плоские рамы из стандартных прямоугольных труб, а материалом сварных конструкций является малоуглеродистая и низколегированная сталь обычного качества. Конструкции агрегатов сформированы интерактивно-алгоритмически программным комплексом ИНСВАР–АГРЕГАТ по заполненному пользователем техническому заданию на автоматизированное проектирование. Обращает на себя внимание тот факт, что сварные конструкции представленных почвообрабатывающих агрегатов технологически отработаны с точки зрения процессов сборки-сварки, а также обеспечения необходимого эксплуатационного ресурса.

Супервычислитель дает возможность использовать достаточно мелкую объемную конечноэлементную сеть, размеры которой сопоставимы с основными размерами сварных швов. При наличии соответствующих программных функций нагружения околошовных зон продольными и поперечными усадочными силами [5] становится возможным расчет напряженно-деформированных состояний сварной конструкции с учетом внешних нагрузок и остаточных сварочных напряжений. На рис. 6 показаны примеры подобных расчетов для условий столкновения рабочих органов почвообрабатывающего агрегата с неподвижным препятствием. По результатам проведенных вычислительных экспериментов максимальные размеры конечноэлементных моде-

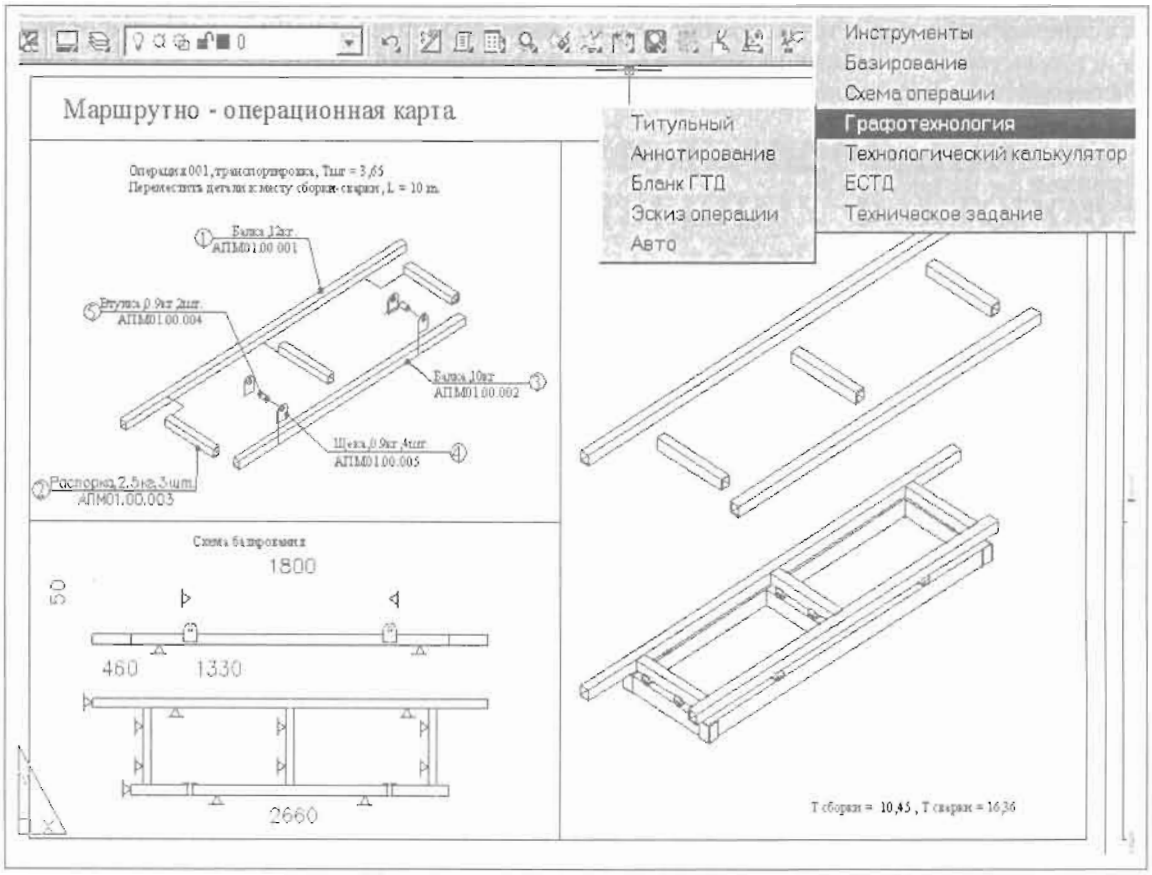


Рис. 7. Пример графотехнологического сборочно-сварочного документа

лей составляют более 3 млн объемных элементов, размеры файлов — более 400 Мб на жестком диске компьютера. Время вычислений во многих случаях линейно сокращается в зависимости от числа используемых процессоров. Крайне важный момент для специалистов-сварщиков заключается в том, что появляется возможность сборки компьютерной модели сварной конструкции из моделей отдельных деталей с автоматическим определением контактов между ними, а также указанием пространственного положения, типа, калибра, последовательности и направления выполнения сварных швов с учетом основных параметров режимов дуговой сварки. Если результаты конечноэлементного анализа ока-

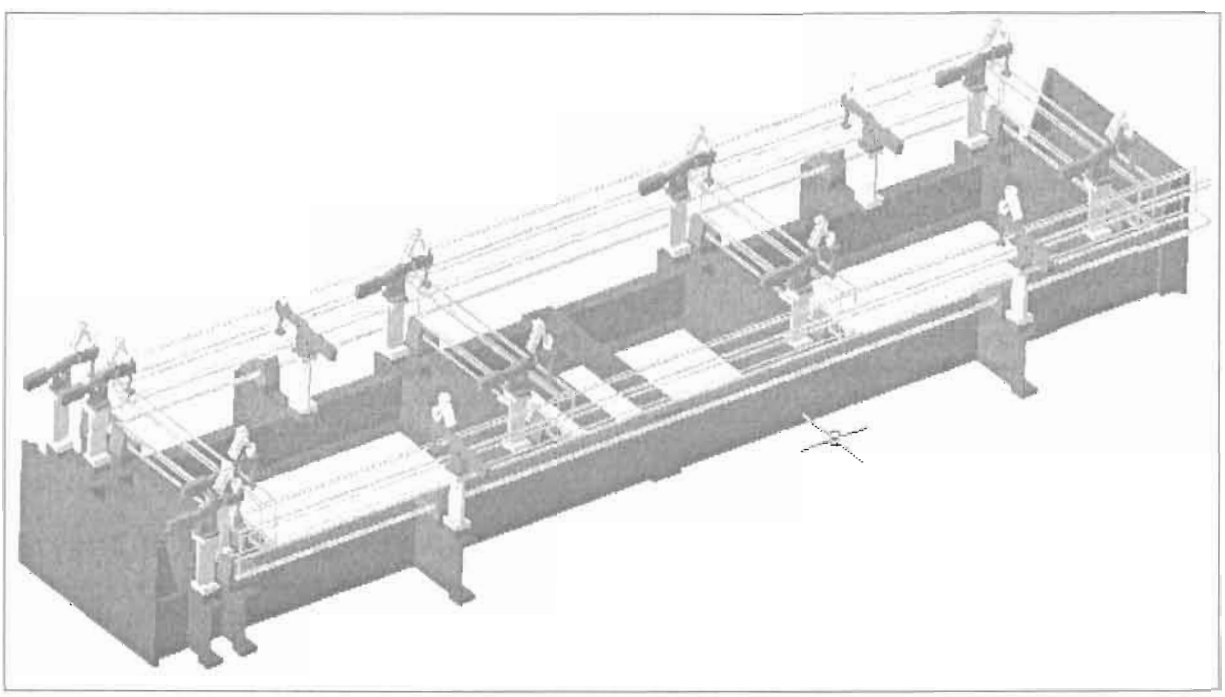


Рис. 8. Компьютерная модель сборочно-сварочного стенда, синтезированная программным комплексом ИНСВАР

зываются приемлемыми как с точки зрения разработчика агрегата, так и специалиста-сварщика, то можно переходить к этапу технологической подготовки производства.

Еще два примера применения суперкомпьютера СКИФ приведены на рис. 7 и 8.

Выводы

1. В СНГ появилось серийно выпускаемое семейство суперкомпьютеров, технические характеристики которых позволяют на качественно новом уровне ставить и решать актуальные задачи компьютерного моделирования сварочных процессов и явлений, направленные на повышение конкурентоспособности и ресурса сварных конструкций.

2. Назрела необходимость объединения усилий пока немногочисленных коллективов специалистов по информационным технологиям в сварке с целью создания развитой компьютерной системы конструкторско-технологического проектирования, виртуальных испытаний и мониторинга сварных конструкций.

3. Представляется целесообразным под эгидой ИЭС им. Е. О. Патона развернуть координированные работы по созданию оригинальных методических и информационных средств компьютерного моделирования сварочных процессов и явлений, предназначенных для инженеров-технологов, а также по реализации методических и информационно-алгоритмических средств компьютерного моделирования сварочных явлений и процессов в технологиях параллельного программирования и удаленного доступа к вычислительным ресурсам региональных суперкомпьютерных центров.

На взаимовыгодных условиях заинтересованным предприятиям и учебным заведениям может быть организован удаленный доступ через Интернет к вычислительным ресурсам суперкомпьютеров семейства СКИФ, размещенным в Суперкомпьютерном центре Объединенного института проблем информатики НАН Беларуси.

1. *Официальный* сайт программы СКИФ: www.skif.bas-net.by
2. *Медведев С. В.* Компьютерные технологии проектирования сборочно-сварочной оснастки. — Минск: ИТК, 2000. — 194 с.
3. *Сайт* с информацией о системе SYSWELD: www.esi-group.com
4. *LS-DYNA*. Theoretical manual. — Livermore Software Technology Corp., 1998. — 498 p.
5. *Medvedev S. V.* Computer modeling of residual welding strains in technological design of welded structures // Welding Int. — 2002. — **16**, № 1. — P. 59–65.
6. *Denisov L. S., Medvedev S. V.* A differentiated approach to the computer design of welded structures // Ibid. — 2003. — **17**, № 11. — P. 899–904.
7. *Медведев С. В.* Формирование технологических сварочных документов // Свароч. пр-во. — 1998. — № 3. — С. 37–40.
8. *Конструктивно-технологическое* проектирование сварных конструкций в универсальных графических системах / В. И. Дьяченко, В. А. Лактионов, В. В. Минепок, С. В. Медведев // Там же. — 2004. — № 2. — С. 33–39.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ФАКТОРОВ НА ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

П. В. ЗАНКОВЕЦ, В. К. ШЕЛЕГ

(Белорусский гос. научно-производственный концерн порошковой металлургии НАН Беларуси, Государственное учреждение «Научно-исследовательский и конструкторско-технологический ин-т сварки и защитных покрытий с опытным производством», г. Минск, Республика Беларусь)

Выполнены исследования и анализ влияния производственных факторов на образование дефектности сварных соединений. Определены основные и доминирующие факторы и их удельный вес в образовании дефектности. Установлено, что причиной 90...97 % дефектов сварки являются подготовка и сборка, квалификация исполнителей, сварочные материалы, сварочное оборудование и технология сварки. Показано, что по каждому доминирующему фактору образуется только ему присущая структура дефектности. Этот важный вывод позволяет совершенствовать технологические процессы и качество сборочно-сварочных работ по обратным связям по алгоритму «дефект–причина–фактор».

Research and analysis were conducted to study the effect of production factors on formation of defects in welded joints. Main and dominating factors, as well as their specific weight in formation of defects were determined. It was found that 90...95 % of welding defects are caused by preparation and assembly operations, skill of performers, welding consumables, welding equipment and welding technology. It is shown that each of the dominating factors results in a peculiar structure of defectiveness. This important conclusion allows improvement of the technological processes and quality of assembly-welding operations through feedback using the «defect–cause–factor» algorithm.

Обычно причины возникновения дефектов трактуются на основе особенностей металлургических и тепловых процессов, а также особенностей формирования шва, связанного с режимом сварки и материалами. Однако эти причины, как правило, не учитывают конкретных особенностей и условий сварочных работ для отдельной статистически однородной базовой (генеральной) совокупности (БС) [1], поэтому нами проведены исследования определения причин, учитывающих специфику работ, т.е. установления связей в цепочке фактор–причина–дефект (Ф–П–Д). После изучения конкретного технологического процесса и его режимов установлена зависимость качества заключительной операции — сварки от определенных производственных факторов, влияющих на процесс [2, 3]. Дополнительные исследования в этом направлении показали, что при проведении сварочных работ на качество сварного соединения влияет множество различных факторов [4, 5]. К основным производственным факторам относятся квалификация исполнителей, подготовка и сборка свариваемых кромок, сварочные материалы, сварочное и вспомогательное оборудование, сварочный процесс, условия сварки, организация работ, термообработка, дефектоскопический контроль, квалификация ИТР, время года, ритмичность работ. Из этих факторов необходимо установить, какие из них являются доминирующими в образовании дефектности [6, 7].

Каждый фактор представляет собой определенное состояние материалов, оборудования, исполнителей, условий и т.д., учитываемых конкретными параметрами для конкретной базовой совокупности сварных соединений. Назовем эти параметры факторными параметрами [8]. Пример таких параметров по электродам УОНИ-13/45 приведен в табл. 1, из которой видно, что фактор «сварочные материалы» имеет, по крайней мере, шесть установленных параметров по электродам УОНИ-13/45. Факторные параметры, удовлетворяющие требованиям технических условий (ТУ) и обеспечивающие ведение операции сварки с минимальным образованием дефектности, назовем положительными. Например, входной контроль качества электродов дал положительные результаты. Электроды на объекте просушиваются и прокаливаются. Сварщик на объекте имеет герметичный пенал для сохранности электродов от увлажнения и выполняет сварку неотсыревшими электродами. Эксцентрич-

Таблица 1. Фактор «сварочные материалы»: пример параметров состояния электродов УОНИ-13/45

№ параметра	Факторные параметры
1.1	Внешний вид (наличие трещин, вмятин, отколов)
1.2	Прочность обмазки
1.3	Наличие эксцентричности обмазки
1.4	Состояние поверхности электродного стержня
1.5	Влажность обмазки
1.6	Сварочно-технологические свойства электродов

© П. В. ЗАНКОВЕЦ, В. К. ШЕЛЕГ, 2004

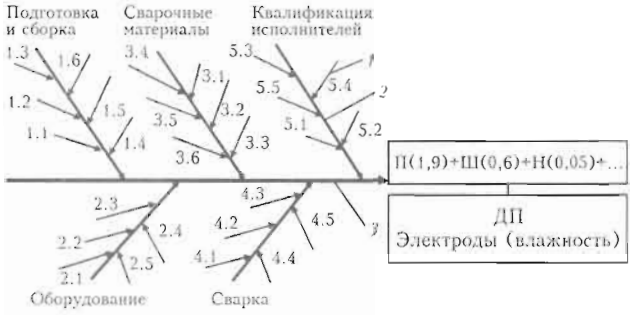


Схема систематизации «причина–дефект»: *1* – состояние факторного параметра; *2* – состояние фактора; *3* – состояние сварного соединения (дефектность); 1.1, 1.2, 1.3, ..., 5.3, 5.4, 5.5 – факторные параметры; П (поры), Ш (шлаковые включения), Н (непровары), ... – дефекты

ность отсутствует. Дефекты, связанные со сварочно-технологическими свойствами и влажностью обмазки, отсутствуют. Все параметры фактора сварочных материалов – электродов УОНИ-13/45 положительные. Это значит, что при сварке этими электродами образование дефектов за счет случайных отклонений будет минимальным. Факторные параметры, не удовлетворяющие требованиям ТУ и вызывающие появление систематической дефектности, назовем отрицательными. Например, при выборе электродов, имеющихся на объекте у сварщика, обнаружена эксцентричность обмазки. Электроды перед сваркой не прокаливали, при сварке обмазка электродов плавится неравномерно, образуются так называемые козырьки, вызывающие появление пористости и частичный непроплав. Параметры 1.3 и 1.5 из табл. 1 не соответствуют требованиям и являются отрицательными. Отрицательные факторные параметры, вызывающие систематическое появление дефектности при сварке, будем называть факторными причинами, или просто причинами дефектов. Факторные параметры, как правило, переменные величины. Под действием различных производственных условий на конкретном объекте они могут изменяться (хранение, транспортировка, условия эксплуатации и т.д.). Поэтому учет параметров должен быть постоянным, а проверка их состояния систематической. Аналогично показанному примеру параметрически оценивается состояние каждого производственного фактора: «квалификация исполнителей» – разряд, стаж, тренированность, возраст, состояние здоровья; «подготовка и сборка» – разделка кромок (угол), состояние кромок, зазор, прихватка, зачистка и т.д. (рисунок).

Таким образом, установлена зависимость состояния факторов от состояния его параметров. Исследованиями установлено, что ряд факторов имеет достаточно высокую вероятность по сравнению с другими и высокую значимость в образовании дефектности. По этим факторам проведены дополнительные эксперименты, подтвердившие полученные ранее выводы. На этом основании были приняты пять важнейших факторов, названных нами доминирующими. Определен также их удельный вес в образовании дефектности (табл. 2).

Из полученных результатов исследований вытекает важный вывод, что дефектность каждой конкретной базовой совокупности стыков можно рассматривать как многопараметрический регулятор управления качеством, а цепочку Ф–П–Д – как управляющую по обратной связи. Общая схема модели, по которой исследовали и устанавливали причины появления дефектности в сварных швах, выглядит следующим образом.

Если уровень дефектности (количество и размер дефектов) в сварном соединении был выше установленного уровня, то определяли причины ее образования. После устранения обнаруженных причин вновь определяли уровень дефектности. Эту процедуру выполняли до тех пор, пока уровень дефектности не устанавливался в пределах требуемых техническими условиями границ. Определение дефектности производили по данным визуального, рентгено- и гаммаграфического контроля.

В первом случае (до устранения причины) определяли связь конкретной причины с конкретными дефектами. Во втором случае (после устранения причины) – влияние данной причины на объем и структуру дефектности. Как показали выполненные исследования, дефекты образуются в результате сочетания различных причин (нарушений), но всегда при какой-то одной-двух доминирующих причинах (ДП). Сложность определения причин заключается в том, что при изменении какой-то одной причины дефект может переходить из одного состояния (типа) в другое, с другими формами и размерами. Поэтому изучение связей Ф–П–Д возможно не вообще, а конкретно для каждой БС в определенных, заранее известных условиях. На основании исследований связи причина–дефект установлена статистическая зависимость между ДП и структурой дефектности. Статистическая связь подтверждается на большом объеме анализов, выполненных на объектах сборочно-сварочных работ.

В дальнейшем все исследования будем проводить с этими установленными факторами, которые преимущественно и вносят разладку в технологические процессы сборочно-сварочных работ на объектах и являются причиной 90...97 % возникающих дефектов.

Для практических условий важно определить вероятность того, что данная структура дефект-

Таблица 2. Влияние доминирующих факторов на образование дефектности

№ фактора	Наименование фактора	Колебания удельного веса по БС, %	Средний удельный вес, %
1	Подготовка и сборка под сварку	24...34	29
2	Квалификация исполнителей	19...31	25
3	Сварочные материалы	17...30	19
4	Сварочные процессы	11...19	15
5	Сварочное оборудование	5...13	9

ности представляет собой конкретную ДП и, как следствие, конкретный фактор технологического процесса сварки, т.е. вероятность

$$0 < P(\text{ДП}) < 1 \qquad (1)$$

или

$$P(\text{ДП}) = p \qquad (2)$$

определяли на основании статистических данных неразрушающего контроля за год:

$$P(\text{ДП}) = (A/\Sigma(\Phi_a\text{П}))\cdot 100\ \%, \qquad (3)$$

где $\Sigma(\Phi_a\text{П})$ – количество повторений причины; A – число практических подтверждений данной причины.

За год по фактору «сварочные материалы» на примере электродов УОНИ-13/45 выявлено 220 случаев, когда ДП возникшей недопустимой дефектности определялись некачественные электроды, из них подтвержденных практически – 190 случаев. Вероятность достоверности определения причины дефектности по ее структуре составила

$$P(\text{ДП})_э = \frac{190}{220} = 0{,}86.$$

Анализ причин дефектности в цепочке Ф–П–Д проводили с использованием массивов истории качества по конкретной БС по следующей методике.

Из отчетов операторов предупредительного контроля или экспертным путем устанавливали основные причины и дефектность, выявленную на участке контроля в момент действия указанной причины. Причины и дефектность систематизировали и обрабатывали с помощью компьютерной техники.

В табл. 3, 4 представлены результаты исследования причин дефектности. Как видно из анализа, ДП являются: низкое качество применяемых электродов, неудовлетворительная сборка стыков под сварку и недостаточная квалификация сварщиков, которые составляют 63 % и дают около 65 % всей дефектности. Некачественная подготовка стыков и нарушение технологии составляют 26 % и дают около 17 % всей дефектности. Функциональной связи причин с количеством дефектов не обнаружено. Однако хорошо просматривается статистическая связь структуры образуемой дефектности с ее причиной. Например, структура недопустимой дефектности, образуемая из-за низкого качества электродов, отмечается насыщенностью пор – 1,6 на участок контроля, шлаковых включений, а также скоплениями и цепочками пор и шлаков (СПШ) – по 0,6 шт./уч. Вместе с тем, количество непроваров для этой причины минимально – один непровар на 20 участков.

При некачественной сборке пор и шлаков меньше в 1,5...2 раза, а дефекты СПШ отсутствуют. Однако резко возрастает (в 10...12 раз) количество непроваров – один непровар на 1...2 участка. Низкая квалификация приводит к наличию всех видов технологических дефектов.

Основными ДП дефектности стыков, свариваемых в среде углекислого газа, являются: низкое качество поверхности сварочной проволоки (ржавчина, загрязненность); повышенная влажность углекислого газа; низкое качество подготовки кромок под сварку. Эти причины составляют 61,2 % и генерируют около 86 % всех дефектов данной БС, поэтому и являются на данный период доминирующими. Структура дефектности, образуемая из-за грязи и ржавчины на поверхности проволоки, а также повышенной влажности газа, имеет большое количество недопустимых пор (2,9 на участок контроля).

При некачественной подготовке и сборке преобладают протяженные дефекты (непровары, смещение кромок) – около 1,0 на участок контроля. Существенное влияние на образование дефектов оказывает также нарушение технологии (поры – 1,9 на участок контроля) и условия сварки (поры – 2,0 на участок контроля).

Анализ причин дефектности и расчеты структурных формул дефектности проведены по ос-

Таблица 3. Связь между дефектностью и ее причинами для различных способов сварки

№ п/п	Дефектность, шт./уч.				Удельный вес, %	Причина
	П	Ш	СПШ	Н + Пр		
Дуговая сварка						
1	4,8	1,1	4,9	0,17	24,0	Электроды
2	0,6	0,7	1,3	1,3	17,5	Сборка кромок под сварку
3	1,5	1,6	2,1	1,9	13,0	Подготовка свариваемых кромок
4	2,4	0,9	3,3	0,1	7,1	Условия работы
5	1,2	0,7	1,9	0,2	8,1	Сварка
6	1,5	0,4	0,9	0,3	3,3	Оборудование
7	1,9	2,9	2,5	0,7	9,5	Небрежность сварщика
8	3,1	2,4	3,2	0,5	16,5	Квалификация сварщика
Газовая сварка						
1	1,2	0,5	1,7	0,4	24,6	Подготовка свариваемых кромок
2	0,1	0	0,1	0,95	22,3	Сборка кромок под сварку
3	0,6	0,6	1,2	0,4	9,9	Сварка
4	3,3	0	3,3	0,1	7,0	Условия сварки
5	1,7	1,0	2,7	0,2	9,6	Проволока присадочная
6	1,8	1,2	3,0	0,23	20,4	Квалификация сварщика
7	2,8	1,1	3,9	0,72	6,2	Небрежность сварщика
Сварка в CO_2						
1	3,1	0,1	3,2	0,6	20,5	Сварочная проволока + CO_2
2	2,1	0,1	2,2	0,6	16,0	Подготовка свариваемых кромок
3	1,9	0,6	2,5	0,5	12,5	Сварка
4	3,3	0	3,3	0,3	9,0	Условия сварки
5	0,1	0,8	0,9	0,4	13,5	Квалификация сварщика
6	0,1	0	0,2	0,1	7,0	Оборудование

Примечание. Пр – прочие дефекты.

Таблица 4. Результаты анализа причин дефектности (РДС, Ø 219...325 мм)

Причина	Характеристика причин						
	Количество, шт.	Частота, %	Забраковано уч., шт.	Количество дефектов, $Д_б$			Значимость
				всего	шт./уч.	шт./причину	
Электроды	22	26	57	165	2,9	8	2,2
Сборка	14	16	38	82	2,2	6	1,0
Квалификация	11	10	36	99	2,7	9	0,9
Подготовка	17	19	25	89	2,5	5	0,9
Технология	14	18	21	73	3,4	5	0,9
Небрежность	5	6	24	45	1,8	9	0,5
Условия	3	3	3	3	1,0	1	0,03
Оборудование	2	2	2	2	1,0	0,5	0,01
Итого	88	100	206	558	2,2	5,6	

Таблица 4 (продолжение)

Причина	Типы дефектов и их количество									
	П		Ш		СПШ		Н		Пр	
	всего	шт./уч.	всего	шт./уч.	всего	шт./уч.	всего	шт./уч.	всего	шт./уч.
Электроды	96	1,6	34	0,6	30	0,6	5	0,05	–	–
Сборка	42	1,1	11	0,3	–	–	22	0,6	2	0,05
Квалификация	24	0,7	63	1,7	7	0,2	5	0,1	–	–
Подготовка	55	1,6	20	0,6	25	0,05	6	0,2	3	0,1
Технология	44	2,1	20	0,9	–	–	7	0,3	1	0,04
Небрежность	35	1,4	6	0,2	–	–	4	0,2	–	–
Условия	3	1,0	–	–	–	–	–	–	–	–
Оборудование	–	–	2	1,0	–	–	–	–	–	–
Итого	299	1,2	156	0,7	62	0,17	49	0,2	6	0,02

Примечания. Значимость определена по формуле Зн = частота·$\Sigma Д_б$/ΣДП, а количество дефектов на причину по формуле — Кол. = = $\Sigma Д_б$/ ΣДП, где ДП — количество случаев на причину, например, для электродов — ΣДП = 22.

новным БС. При этом установлены ДП дефектности, количество участков, забракованных по каждой причине, среднее количество дефектов, образующихся на участке контроля, а также на каждый действующий фактор. Важным результатом нашего исследования является установление причинно-следственных связей между ДП и структурой дефектности, образующейся под влиянием этих причин. Каждая ДП по конкретной БС характеризуется: количеством ее повторений (частотой); суммой участков, забракованных по этой причине; суммой дефектов, генерируемых этой причиной; типом дефектов (поры, шлаки, непровары и т.д.); размерностью и структурой дефектов.

Следовательно, каждую ДП можно характеризовать формулой дефектности (ФД БС):

$$[ДП]_{iФ} \rightarrow \Sigma\Sigma\ Д_б \rightarrow [\text{П}X_б + \text{Ш}Y_б + \text{Н}Z_б + \ldots], \quad (4)$$

или

$$[ДП]_{iФ} \rightarrow \Sigma\Sigma\ L_б \rightarrow [\text{П}X_б + \text{Ш}Y_б + \text{Н}Z_б + \ldots], \quad (5)$$

где iФ — i-й доминирующий фактор БС; П, Ш, Н и т.д. — типы дефектов; $L_б$, $X_б$, $Y_б$, $Z_б$ и т.д. — количество недопустимых по СНиП дефектов на участке контроля.

На основании выполненных исследований разработаны алгоритм и методы объединения и систематизации различных причин, под действием которых возникают те или иные дефекты.

Таким образом, чтобы совершенствовать уровень качества сварки на объекте, необходимо анализировать алгоритм «фактор–причина–дефект» по обратным связям «дефект–причина–фактор» и производить корректировать технологии и условия производства. Установление этих связей позволит перейти от пассивного, только регистрирующего брак, к активному предупредительному контролю и управлению технологическими процессами и качеством сборочно-сварочных работ на объектах.

1. *Занковец П.В., Здор Г. Н., Шелег В. К.* Количественные показатели дефектности и оценка качества сварных соединений // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. — 2004. — № 2. — С. 118–122.
2. *Совершенствование* технологических процессов и оптимизация качества сборочно-сварочных работ / П. В. Занковец, В. К. Шелег, Л. С. Денисов, Н. Ю. Бербасова, С. К. Павлюк. — Минск, 2004. — 343 с.
3. *Волченко В. Н.* Статистические методы управления качеством по результатам неразрушающего контроля. — Минск, 1976. — 64 с.
4. *Денисов Л. С.* Контроль и управление качеством сварки: Сб. науч. тр. — Киев, 1984. — С. 12–26.
5. *Денисов Л. С., Занковец П. В.* Технический уровень, затраты на качество и достижение конкурентоспособности в сварочном производстве // Сварка и родственные технологии. — Минск. — 1999. — № 2. — С. 73–76.
6. *Исикава К.* Японские методы управления качеством. — М.: Экономика, 1988. — 215 с.
7. *Денисов Л. С., Занковец П. В.* Управление качеством сварочных работ // Автомат. сварка. — 1996. — № 12. — С. 26–31.
8. *Занковец П. В.* Надежность и безопасность магистрального трубопроводного транспорта // Тез. докл. IV Междунар. науч.-техн. конф. — Новополоцк, 2003. — С. 76–78.

КОМПЬЮТЕРНЫЕ СИСТЕМЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ПОДГОТОВКИ ПРОИЗВОДСТВА СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Г. Н. ЗДОР, Г. А. ИВАНОВ, П. В. ЗАНКОВЕЦ

(Государственное учреждение «Научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт сварки и защитных покрытий с опытным производством», Белорусский гос. научно-производственный концерн порошковой металлургии НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь)

Описаны компьютерные системы для решения расчетных задач проектирования технологических процессов сварки: определения норм расхода сварочных материалов (электродов, проволоки, флюса, газа) и расчета параметров режима на наиболее распространенные способы дуговой и контактной сварки. Описаны состав и структура базы данных и знаний. Приведены примеры форм с подготовленными исходными данными и результатами расчета.

Described are the computer systems intended for solving calculation problems in design of technological welding processes, such as determination of rates of application of welding consumables (electrodes, wire, flux, gas) and calculation of process parameters for the most popular arc and resistance welding methods. Composition and structure of the data and knowledge base are presented. Examples of forms with prepared input data and calculation results are given.

В ряде организаций и предприятий СНГ достигнуты определенные успехи в создании автоматизированных систем технологической подготовки производства [1–5]. Как показал анализ этих систем, в них с различной степенью полноты решаются расчетные задачи и задачи принятия проектных решений, которые составляют основу этих систем. Объективной причиной этого является сложность создания автоматизированных методов, программных средств и больших по объему и сложных по структуре баз данных и знаний.

Данная работа является расширением функциональных возможностей ранее разработанных авторами систем в области проектирования технологии сборочно-сварочного производства [3, 4].

В процессе проектирования технологии сварки и связанных с ней необходимых операций необходимо решение ряда расчетных задач, а именно:

- определение норм расхода сварочных материалов (электродов, проволоки, флюса, газа);
- расчет параметров режима дуговой сварки;
- расчет параметров режима контактной сварки.

Система определения норм расхода сварочных материалов (электродов, проволоки, флюса, газа). Система построена на основе известных методик [6–8] и состоит из трех подсистем и базы данных. Подсистемы решают следующие функциональные задачи:

- подготовку исходных данных для расчета с накоплением их на магнитных носителях;
- расчет площади поперечного сечения сварного шва;
- расчет норм расхода сварочных материалов (электродов, проволоки, флюса, газа).

В системе заложены основные типы, конструктивные элементы и размеры сварных соединений по следующим стандартам: ГОСТ 5264–80 (ручная дуговая сварка (РДС)), ГОСТ 14771–76 (сварка в защитном газе), ГОСТ 8713–79 (сварка под флюсом), ГОСТ 11534–75 (РДС, соединения под острыми и тупыми углами), ГОСТ 11533–75 (АДС и МДС под флюсом, соединения под острыми и тупыми углами), ГОСТ 14806–80 (ДС алюминия и алюминиевых сплавов в инертных газах).

База данных содержит два файла нормативно-справочной информации, представленной в виде таблиц: файл конструктивных элементов и размеров сварных соединений по способам сварки и типам сварных соединений, а также файл, содержащий марки сварочных материалов (электродов, проволоки, сгруппированные по группам свариваемых материалов), защитные газы и флюсы, коэффициенты потерь в зависимости от марки электрода и другие сведения.

Кроме того, в базе данных содержится множество файлов в формате .bmp, в которых подготовлены изображения разделки кромок сварных швов в соответствии с приведенными выше стандартами и множество файлов в формате .txt, используемых при создании меню системы.

Подсистема подготовки исходных данных работает в режиме диалога с пользователем, форма и перечень исходных данных, которые выводятся на экран, зависят от способа сварки, формируются на основе допустимых для каждого способа сварки значений, что практически исключает возможность допущения ошибок. По результатам работы подсистемы формируется файл, который используется в расчетах, выполняемых последующими подсистемами.

© Г. Н. ЗДОР, Г. А. ИВАНОВ, П. В. ЗАНКОВЕЦ, 2004

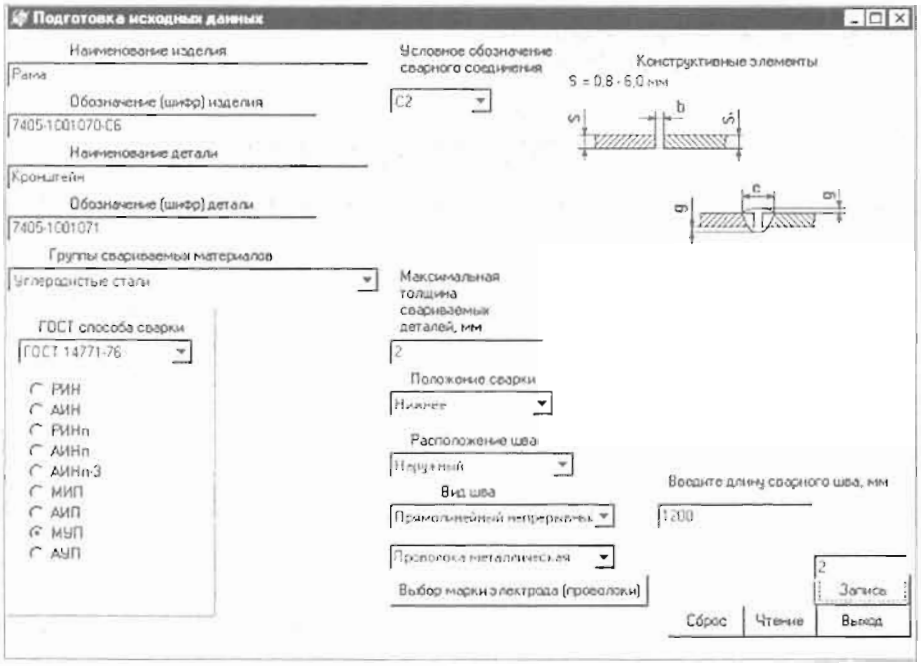


Рис. 1. Форма подготовки данных для расчета норм расхода сварочных материалов при дуговой сварке в защитном газе

Подсистема расчета площади поперечного сечения шва работает в автоматическом режиме. Она читает файл исходных данных (рис. 1), по которым определяется имя таблицы, содержащей конструктивные элементы и размеры выбранного типа шва, и выбирается расчетная формула, в которую они подставляются. Полученное значение площади поперечного сечения шва и другие данные передаются в подсистему расчета норм расхода присадочного металла, где определяется расход присадочного металла на длину сварного шва и удельный расход на метр шва. В зависимости от способа сварки также определяется расход защитного газа и флюса. Результаты расчета выводятся на экран в виде таблицы, приведенной на рис. 2, и сохраняются в базе данных.

Описанная выше система позволяет определять расход сварочных материалов на сварное соединение, сборочную единицу (узел) и изделие по маркам и диаметрам электродов (проволоки).

Система расчета параметров режима дуговой сварки. Система предназначена для расчета параметров режима сварки: сталей (низкоуглеро-дистых, углеродистых, низколегированных, легированных конструкционных теплоустойчивых, высоколегированных жаропрочных, высоколегированных коррозионностойких), алюминия и алюминиевых сплавов, меди и медноникелевых сплавов, титана и титановых сплавов.

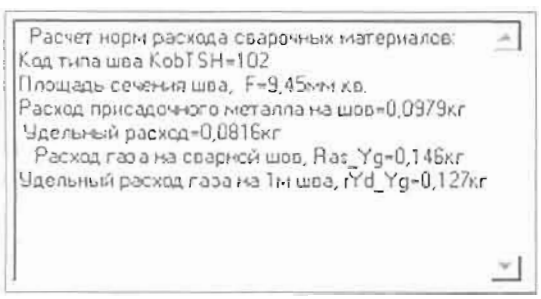


Рис. 2. Результаты расчета

Расчет параметров режима выполняется на наиболее распространенные способы сварки в соответствии со стандартами, приведенными выше.

Система состоит из программного комплекса и базы данных.

Программный комплекс состоит из трех подсистем: подготовки исходных данных и записи их на магнитные носители; расчета площади поперечного сечения шва; расчета параметров режима сварки.

Первые две подсистемы используются из системы определения норм расхода сварочных материалов и дополнены данными, необходимыми для расчета параметров режима сварки.

База данных содержит три файла нормативно-справочной информации:

- файл конструктивных элементов и размеров сварных соединений по способам сварки и типам сварных соединений (из подсистемы определения площади поперечного сечения сварного шва);
- файл, содержащий нормативно-справочную информацию по режимам сварки;
- файл, содержащий марки сварочных материалов (электродов, проволоки, сгруппированные по группам свариваемых материалов), защитные газы и флюсы, коэффициенты потерь в зависимости от марки электрода и другие необходимые для расчетов сведения.

Значения из файла исходных данных и значение площади поперечного сечения шва передаются в подсистему расчета параметров режима сварки. Полученные результаты выводятся на экран и могут быть выведены при необходимости на принтер, а также сохранены для использования при проектировании технологических процессов. Форма и результаты, полученные в подсистеме расчета ре-

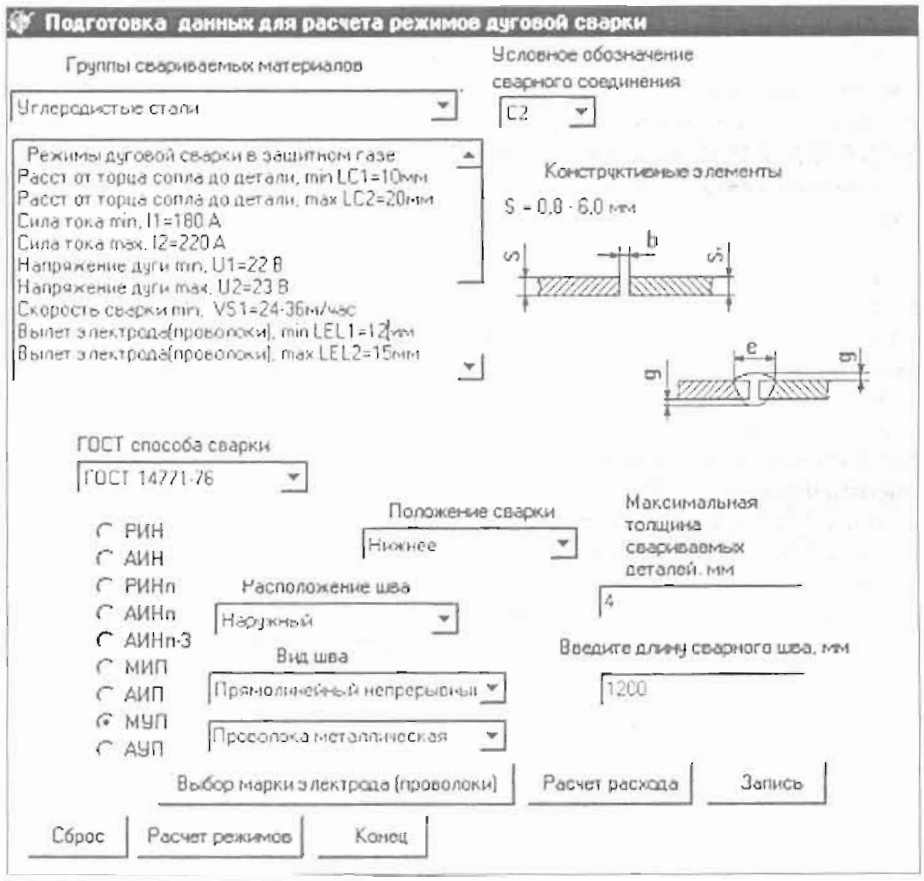


Рис. 3. Форма подготовки данных и результаты расчета режимов дуговой сварки в защитном газе

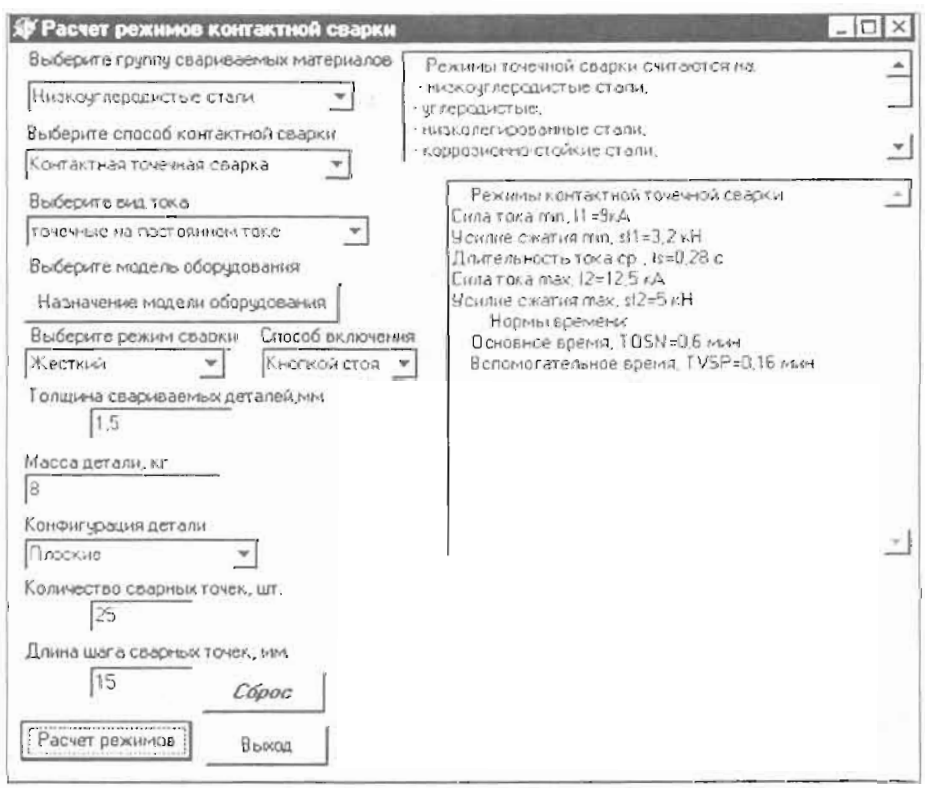


Рис. 4. Форма с подготовленными данными и результатами расчета режима контактной точечной сварки

жима дуговой сварки в защитном газе, приведены на рис. 3.

Расчет параметров режима дуговой сварки производится на основе данных общемашиностроительных нормативов и проверенных на практике данных ряда предприятий России и Украины.

Система расчета параметров режима контактной сварки. Система обеспечивает решение следующих расчетных задач:

- расчет параметров режима контактной точечной, шовной, рельефной и стыковой (оплавлением и сопротивлением) сварки сталей, алюминия и его сплавов, меди и медноникелевых сплавов, титана и его сплавов;
- определение норм основного и вспомогательного времени, связанного со сваркой.

Основными данными, влияющими на параметры режима, являются: материал, способ сварки, толщина свариваемых деталей, модель оборудования и др.

Пример формы с подготовленными данными и результатами расчета режимов контактной точечной сварки приведен на рис. 4.

Общие сведения. Программные средства систем разработаны на языке Object Pascal в среде визуального программирования Delphi.

Базы данных разработаны с использованием СУБД InterBase и проблемно-ориентированной СУБД, предназначенной для подготовки и обработки таблиц со сложными логическими связями между значениями аргументов и функций.

Разработанные системы предназначены для использования как в автономном режиме, так и в процессе работы пользователя в различных системах подготовки текстовой технологической документации на предприятиях и в организациях машиностроения, приборостроения и судостроения.

Системы функционируют на ПЭВМ типа Pentium ряда I, II и выше.

В процессе работы системы обеспечивают: диалоговую интеллектуальную поддержку пользователя при расчетах; ввод, визуализацию, контроль и корректировку входной информации; формирование баз данных и знаний и все требуемые манипуляции над данными; адаптацию и настройку базы данных и знаний на условия пользователей; расширение функциональных возможностей в части материалов, способов сварки, типов сварных соединений.

Дальнейшим направлением развития разработанных программных средств является расширение их функциональных возможностей и комплексирование их с системами конструирования и технологической подготовки производства.

1. *Бабкин А. С., Костин А. А.* САПР технологии сварки и наплавки, интегрированная в АСУ предприятия // Свароч. пр-во. — 2002. — № 10. — С. 27–31.
2. *Махненко В. И., Королева Т. В., Лавринец И. Г.* Компьютерная система выбора сварочных материалов для дуговой сварки конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 2003. — № 2. — С. 14–18.
3. *Иванов Г. А., Стрельцов А. И., Лазарсон Э. В.* Автоматизация технологической подготовки сборочно-сварочного производства // Свароч. пр-во. — 2000. — № 7. — С. 49–52.
4. *Бардусова И. И., Иванов Г. А.* Система формирования маршрутной и операционной технологии на основе аналогов и элементов типовых решений // Сварка и родственные технологии. — 2002. — Вып. 5. — С. 35–37.
5. *Ерофеев В. А.* Оптимизация САПР технологии сборочно-сварочного производства //Свароч. пр-во. — 1995. — № 4. — С. 19–21.
6. *Юрьев В. П.* Справочное пособие по нормированию материалов и электроэнергии для сварочной техники. — М.: Машиностроение, 1972. — 152 с.
7. *Методы* расчета расхода покрытых электродов и электроэнергии при изготовлении сварных конструкций / Н. И. Панащенко, А. А. Мазур, А. К. Карпаух, А. М. Бейнин // Автомат. сварка. — 1995. — № 8. — С. 39–46.
8. *Нормирование* расхода материалов и электроэнергии при сварке под флюсом / Н. И.Панащенко, А. К. Карпаух и др. // Автомат. сварка. — 1995. — № 12. — С. 39–42, 45.

FE-MODELLING OF THE THERMOMETALLURGY AND STRESS-DISTORTION BEHAVIOUR DURING PTA HARDFACING

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 plasma transferred arc (PTA) deposition of thick hardfacing layers (vanadium-based alloys V12 and V18) on the base material (structural steel S355J0). The differences in the thermo-mechanical properties, local thermo-plastic deformations and phase transformations 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 (FEM). All thermo-mechanical parameters are dependent on the temperature. The simulated results are compared with measurements of temperature distribution and distortions in order to increase the quality of the numerical models. Using the verified and improved FE-models one can study the influence of welding parameters on the deformations and residual stresses with the aim to optimize the weldments. For thick deposit layers the austenite-martensite transformations have a significant influence on the residual stresses and distortions. Technical applications are shown.

В докладе рассматривается процесс плазменной наплавки дугой прямого действия (PTA) твердых износостойких слоев (сплав В12 и В18 на основе ванадия) на основной металл (конструкционную сталь S355J0). Различия в термомеханических свойствах, локальных термопластических деформациях и фазовых превращениях могут вызвать высокие остаточные напряжения и деформации. Переходные термоупругопластические характеристики материала, наплавленного процессом PTA, исследуются с использованием трехмерных моделей по методу конечных элементов. Все термомеханические параметры зависят от температуры. Результаты моделирования сравниваются с измерениями распределения температуры и деформации для повышения качества числовых моделей. Проверенные и улучшенные конечноэлементные модели можно использовать для изучения влияния параметров сварки на деформации и остаточные напряжения с целью оптимизации сварных изделий. В случае толстых наплавленных слоев аустенитно-мартенситные превращения оказывают значительное воздействие на остаточные напряжения и деформации. Приведены примеры технических применений.

Because of its high-temperature strength Stellite can be applied in hardfacing of forming tools working in the temperature range beyond 600 °C. In [1] the authors presented the modeling and FE-simulation of the PTA welding process applied to such forming tools. The paper considered in detail the FE-models, results of the numerical simulations and comparison with experiments.

Other excellent and very hard deposit materials are iron-based alloys with a high percentage of vanadium (materials V12 and V18 with 12–18 % V). As these materials do not have high-temperature strength they can be used essentially under cold or moderate warm conditions. Examples are technical blades for cutting of paper, waste (electronic and other), or bones. These blades may have lengths of more then 4 m. Figure 1 shows a typical cross-section of the blank. The blade edges are subject to high wear. That is why the groove of 30 mm breadth is filled with one layer V12/V18 of 4 mm depth using PTA powder deposit welding. The process was investigated experimentally and by means of numerical simulation.

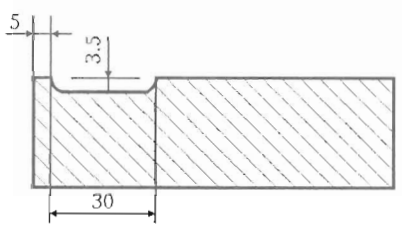


Figure 1. Typical groove cross-section of technical blades

In these investigations we were interested in residual stresses leading to significant distortions both «about the thickness» (V_t) and «about the high edge», i.e. about the breadth (V_b) (Figure 2). For very long blades the remaining distortion V_b can exceed 30 mm. In such cases, re-machining eliminates

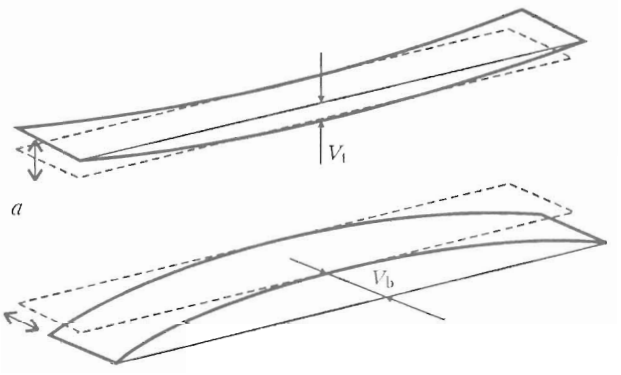


Figure 2. Distortions about the thickness V_t (*a*) and about the breadth V_b (*b*) of blades

© U. SEMMLER, K. ALALUSS, K.-J. MATTHES, 2004

the hardfacing completely, i.e. produces a scrap component.

To obtain built-up welds with low distortion and low residual stresses, knowledge is necessary about the weld pool size, as well as about the thermal-metallurgical and mechanical behaviour during the process of welding, heat treatment, and end machining. A possibility to consider these questions in combination with their mutual dependencies, as well as to investigate the processes with temperature-dependent material properties is the numerical modelling and simulation by means of the FEM. First, there is the necessity to know the essential mechanical and thermo-physical processes during build-up welding. Secondly, one should to be able to model these processes including the important physical interactions and to omit the irrelevant ones. Finally, methods are required for the solution of the models and calculation of the significant values of the processes.

The paper presents the FE-models used to calculate the distortions and residual stresses resulting from build-up welding. These calculations are compared with the results of experimental investigations. Some experiments were used to adjust unknown or insufficient known model parameters.

FE-modelling of the welding process. *Thermo-mechanical model.* The temperature distribution is described by the following non-stationary and non-linear equation of heat conduction and convection:

$$c_p\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\lambda\nabla T) - \nabla (c\rho \vec{v}T) + q_{vol}. \qquad (1)$$

For long cutting blades, and if not considered 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, the heat conduction and convection equation can be written in a moving co-ordinate system:

$$c_p\rho v_s \frac{\partial T}{\partial x} = \nabla(\lambda\nabla T) + q_{vol}. \qquad (2)$$

The equation (2) is used to adjust the thermal boundary conditions [1], and can also reduce the computational costs in the FE-models. But the calculation of temperature distribution using (2) requires that also the mechanical problem has to be solved in the moving co-ordinate system which causes some problems in calculating realistic distortions. That is why all thermo-mechanical simulations are carried out using equation (1) in a body-fixed co-ordinate system omitting the convective terms (the weld pool convection is approximately modelled by an artificially increased thermal conductivity).

The different materials are considered to be homogenous and isotropic with depending on the temperature thermo-physical parameters λ and ρc. The thermal boundary conditions read:

• The plasma arc is modelled by a moving elliptic source with Gaussian energy distribution (Goldak's heat source [2]). Because of the thick layer deposit welding a volumetric Goldak's heat source fits the real process better than a surface source (the low welding velocity implies equal values of heat distribution for the forward and the rear part of the moving heat source):

$$q_{vol} = q(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}Q}{abc\pi\sqrt{\pi}} e^{\frac{-3x^2}{a^2}} e^{\frac{-3y^2}{b^2}} e^{\frac{-3z^2}{c^2}}. \qquad (3)$$

Using weave-bead welding the torch moves with a welding speed v_s of approximately 1 mm·s^{-1} in the welding direction (y-axis) and with a maximal velocity v_w = 7 mm·s^{-1} and a width W = 28 mm in the transversal direction. The periodic weave movement is $x_W(t)$. 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:

$$q_{vol} = q(x, y, z) = \int_0^{1/f} q_{lim}(x + x_W(t, y, z)\partial t. \qquad (4)$$

As shown in Figure 3, on both sides of the seam the heat source density has a maximum because the pendulum movement changes its direction at these points and, additionally, a delay in time is chosen in these positions.

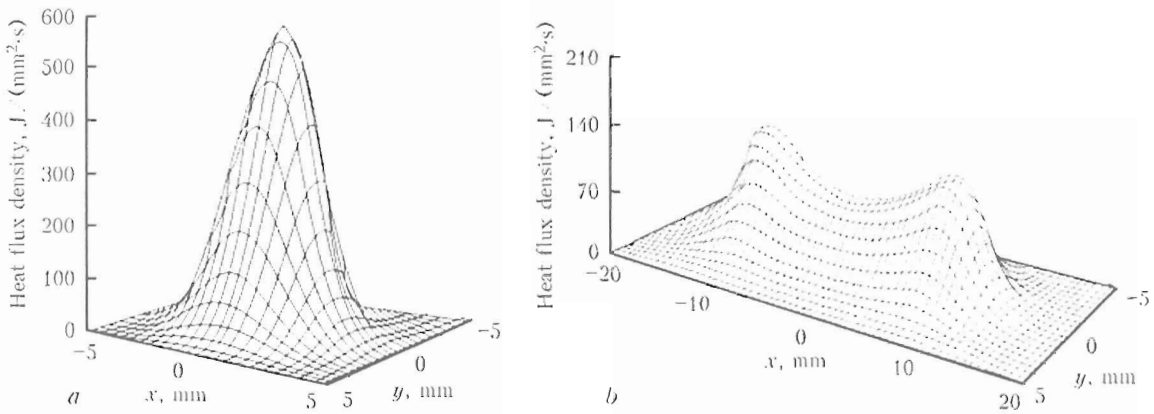


Figure 3. Heat density distribution for linear (*a*) and weave (*b*) welding at weave width of 28 mm, weave velocity of 7 mm/s and delay time of 0.6 s

Table 1. Chemical composition of base material

Material	Chemical composition, %					
	C	Fe	Mn	N	P	S
S355J0	≤ 0.2	Bal.	1.24	–	0.012	0.007

• On all sides of the target the thermal transfer is defined by radiation and convection to the surrounding media:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha (T - T_0) + \varepsilon C_0 (T - T_0)^4, \qquad (5)$$

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.

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 [3, 4] or are given by the manufacturers of the materials. The base material is structural steel S355J0, for its chemical composition and for the composition of the filler materials V12 and V18 see Tables 1 and 2.

The temperature distribution in the specimens strongly depends on the thermal transfer coefficient between the target and the welding equipment desk. 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 is why temperature measurements were carried out using thermocouples, a simple stationary FE-model was developed and the parameters Q and α have been adjusted with measured temperature values [1].

Using the calculated temperatures and metal phases at all time steps of the thermal cycle the temporal development of the thermo-elastic-plastic strains is computed over the same time interval. Because in the welding experiments the clamping of the parts was incomplete, only such mechanical boundary conditions were chosen which assure the stability of the mechanical model (exclusion of rigid body movements in the numerical models) (Figure 4).

The total strains consist of elastic, plastic, thermal and transformation induced strains

$$d\varepsilon_{ij}^{\text{total}} = d\varepsilon_{ij}^{\text{el}} + d\varepsilon_{ij}^{\text{pl}} + d\varepsilon_{ij}^{\text{th}} + d\varepsilon_{ij}^{\text{tr}}. \qquad (6)$$

To calculate the plastic strains the theory of incremental plasticity is applied using isotropic multilinear, depending on temperature yield curves for the

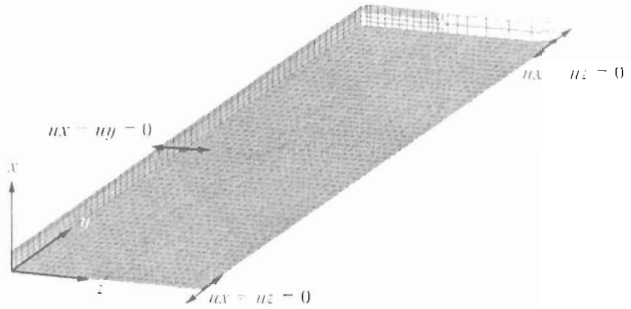


Figure 4. Mechanical boundary conditions for rigid body movement exclusion

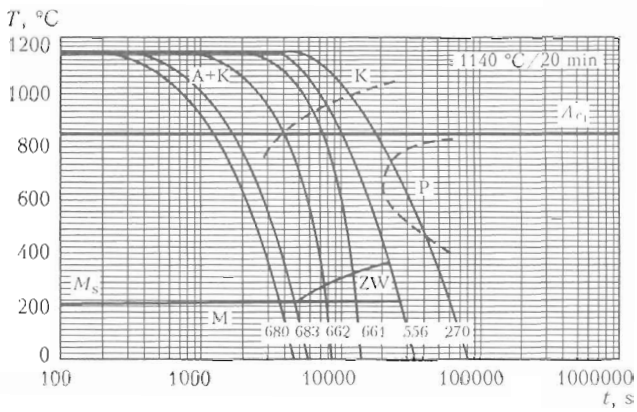


Figure 5. Measured CCT diagram of the filler material V12

considered materials. Steel and filler materials which underlie austenite-ferrite transformations cause volumetric changes during the transformation. These changes lead to additional strains, resulting in additional residual stresses. To take into consideration the effects of metallurgical transformation, CCT diagrams have to be included into the numerical simulation. Whereas for the steel S355J0 the welding CCT diagram is known [5], for the filler V12 it was measured (Figure 5). For any cooling rate the martensite transformation starts at temperature M_s = 200 °C. At the ambient temperature the remaining austenite portion is approximately 30 %.

For high temperature close to the fusion temperature it is difficult to find realistic thermo-physical materials parameters in literature or to measure them. The thermo-physical and mechanical parameters can be different for several material phases. For temperatures above the fusion temperature the yield stress had been chosen very small.

FE-model and numerical realisation. The mesh of the hole cutting blade blank including the built-up layer consists of approximately 7900 8-node brick ele-

Table 2. Chemical composition of filler materials

Material	Chemical composition, %								Hardness HRC
	C	Co	Cr	Mo	Ni	Si	V	Fe	
V12	2.8	–	4.5	1.3	0.4	0.9	12.0	Bal.	62
V18	4.0	–	4.5	1.3	0.4	0.9	18.0	Same	64

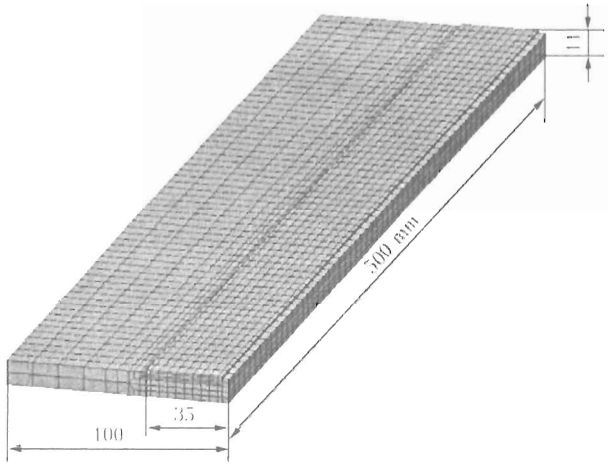


Figure 6. FE-mesh of a technical cutting blade of 500 × 100 × × 10 mm basic geometry

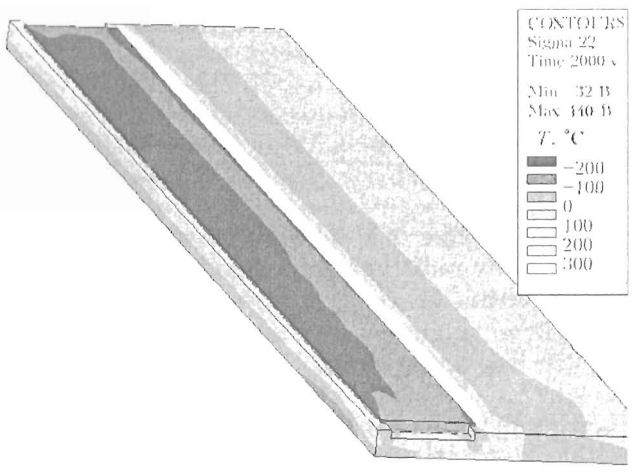


Figure 9. Residual longitudinal stress distribution after complete cooling

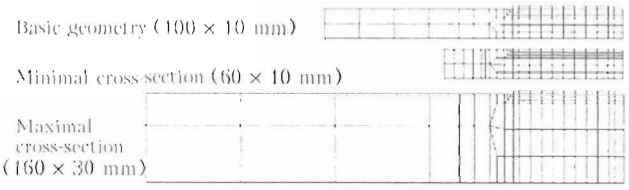


Figure 7. Basic and scaled cross sections of the FE-model

ments (Figure 6). The modelling and the calculations are carried out with the FE Code SYSWELD™ [6].

The model 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. The work focused on investigating how the geometry of the blades (cross-section and length) affects the distortions. For that reason the basic cross-section 100 × 10 mm was scaled both in depth (10, 15, 20 and 30 mm) and in breadth (60, 100 and 160 mm). Figure 7 shows the basic, minimal and maximal cross-sections. The number of elements in the cross-section did not change. Prolongation from 500 to 1000 and 2000 mm was done by copying the mesh along the axis increasing the number of elements by factors 2 and 4.

In the first stage of the numerical process the whole non-stationary thermal-metallurgical cycle (from the beginning of welding to the end of cooling) was considered, and, hereafter, on the base of calculated non-stationary temperature and phase distribution the thermo-elastic-plastic stress and deformation development. The appearance of new deposit material in the built-up layers was modelled in SYSWELD by means of the element activation during the computational process (using so-called birth and death elements). The calculations took into consideration the metallurgical transformations (CCT diagrams) and the dependencies of the thermo-mechanical properties from the material phases.

Results of the numerical simulation. After its solidification the deposit material tends to shrink. This shrinking generates tensile stresses and leads to a concave shape in thickness direction (distortion V_t), as well as perpendicular to it (distortion V_b). In contrast to Cr- and Ni-based superalloys (for example, Stellite and Ni625), the V-based filler materials perform martensite transformations at the temperature 200 °C (see Figure 5) with a volumetric expansion of about 1 %. The models and numerical simulations include the transformation kinetics. This transformation induces expansion during cooling and leads to compressive stresses in the build-up bead. For blades of 10 mm (and partially for 15 mm) thickness these compressive stresses reverse the shape into a convex contour when the workpiece cools down under the martensite start temperature. Figure 8 shows the tem-

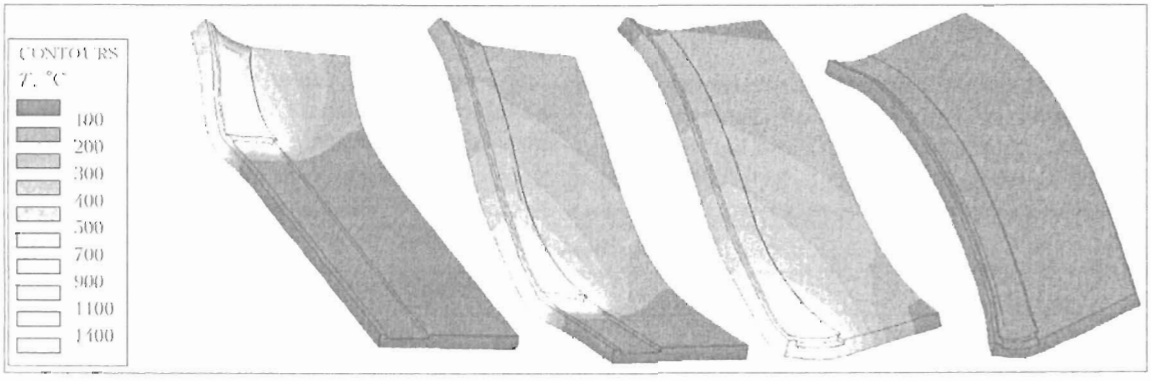
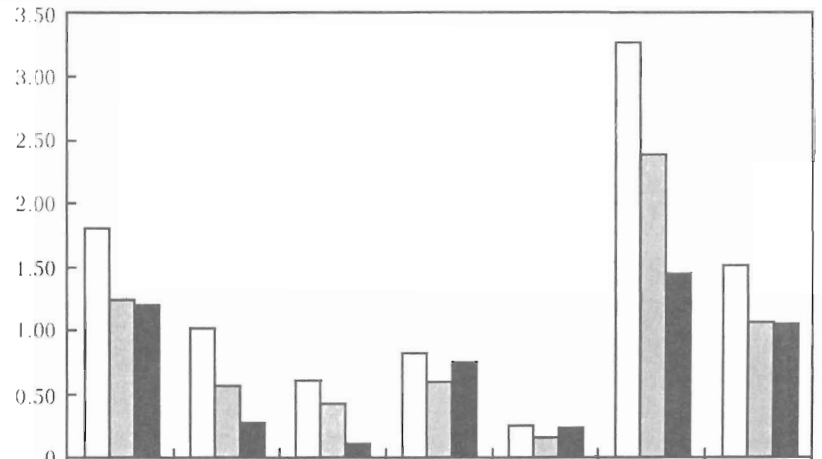


Figure 8. Temperature distribution and deformation behaviour of PTA hardfaced blade of geometry 100 × 10 × 500 mm at welding velocity 1 mm/s



	100×10	100×15	100×20	160×15	160×30	60×10	60×15
Permanent	1.80	1.02	0.61	0.83	0.25	3.26	1.51
Impuls	1.24	0.58	0.42	0.59	0.16	2.37	1.07
FEM	1.21	0.28	0.11	0.75	0.23	1.46	1.04

Figure 10. Measured and calculated distortions (mm) about the breadth for different cross-sections

perature distribution and deformation process (magnification factor 20) after 150, 400 and 500 s (end of welding) and 2000 s (almost complete cooling to ambient temperature).

The resulting longitudinal stresses range between maximal compressive stress of 328 MPa in the seam and maximal tensile stress of 440 MPa in the HAZ (Figure 9)

It is relatively easy to eliminate the distortions V_t about the thickness by clamping and straightening but the removal of the distortions V_b about the breadth is incomparably more difficult. The calculated by FEM distortions V_b compared with measured values for workpiece 500 mm length are shown in Fi-gure 10. Two different PTA welding methods are used: with constant and with pulsed welding current. The impulse method needs less energy to melt a fixed amount of deposit material. This leads to less distortion. The heat source in the FE-model was adjusted for the impulse regime. The simulation results agree quali-tatively with the measured values but the quantitative deviations require further investigations.

Because of possible distortions of more than 30 mm, the end-working of the blades can lead to the complete disappearance of the weld seam and therefore to scrap parts. It is very important to determine in advance the expected distortions V_b. Knowing the values the compensation of the distortion can be achieved by rough-bending of the blank or by forming a curved weld seam against the expected distortions.

The computation time on a PC with a 1 GHz processor is approximately 5 h for the basic model (blade length of 500 mm, i.e. 7900 elements), up to 3 days for the length of 2000 mm, and unacceptable for longer ones. Using the experimental or numerical results of short targets (for instance of the length $l_0 = 500$ mm) it is possible to predict the distortions of long targets ($l >> l_0$) by multiplying with a factor f. In Figure 11, *a* the distortions V_b of blades with basic cross-section are compared for different lengths. The scaling of the lengths with $f_l = l/l_0$ and of the distortions with $f = (l/l_0)^{3/2}$ gives a sufficient good approximation of the expected distortions (Figure 11, *b*).

Practical examples and concluding remarks. The first practical example, built-up welding of transverse-rolling mills, is shown in [1]. In the second practical example, the hardfacing of narrow but long tech-

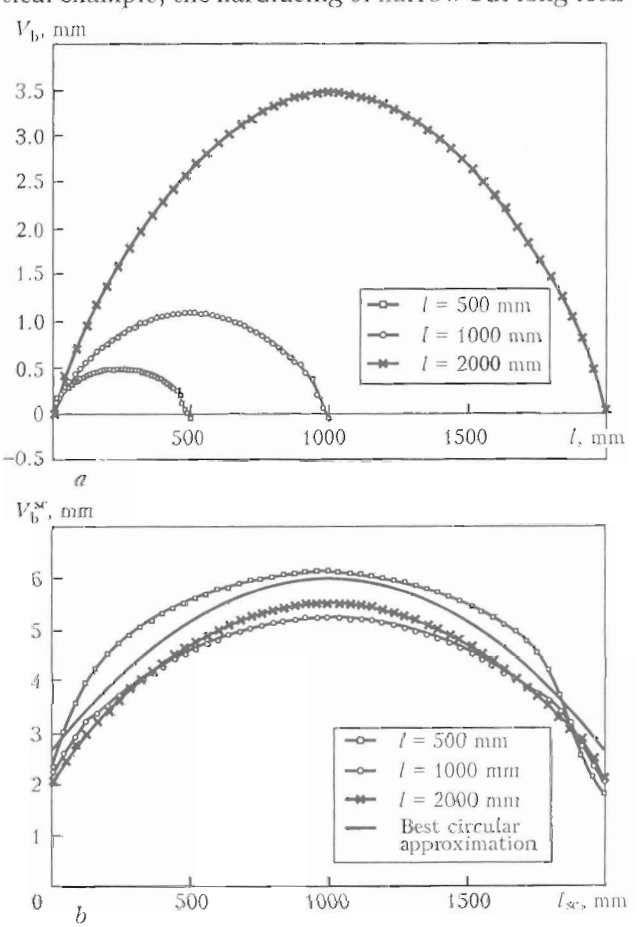


Figure 11. Comparison of calculated distortions V_b of 100 × 10 mm cross-section for different lengths: *a* — real; *b* — scaled distortions

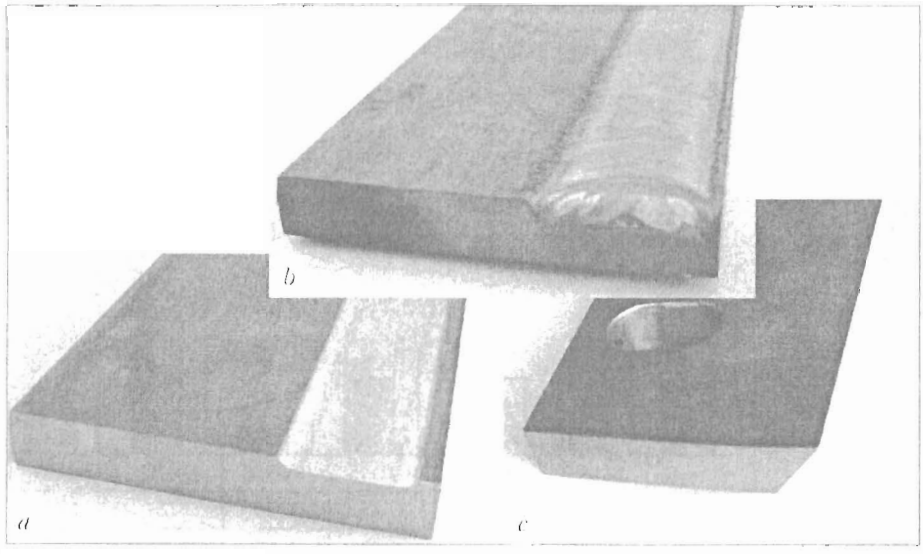


Figure 12. Hardfaced technical blades: *a* – blank part; *b* – workpiece after welding; *c* – after end machining

nical cutting blades (Figure 12), the simulated distortions coincide in quality with the measured ones. The simulations give the possibility to investigate the effect of geometrical parameters and of various welding conditions on the workpiece distortions and to estimate the distortions of long parts having reliable results for short blades. For long blades the knowl-edge of expected distortions about the breadth allow forming a curved seam in order to achieve a straight seam after cooling down to ambient temperature and to reduce re-machining.

The cause of remaining quantitative deviations in the distortions is the insufficient knowledge about the real materials data, in particular the phase transformation kinetics, the dependence of the parameters on the phases and on temperature (especially close to and above the fusion point). The reduction of these deviations will be the content of further investigations.

Other examples for applying FE-simulations on PTA build-up welding are dies for spin extrusion and hard-faced valves of big diesel engines.

Acknowledgement. *The presented theoretical and experimental investigations were promoted and supported by the German Federal Ministry of Economics and Labour (AiF project No. 12793 BR) and by the German Research Society in the context of the Special Research Section 283: Process Chains in Bulk Forming.*

1. Semmler, U., Alaluss, K., Matthes, K.-J. (2002) Finite element analysis of the PTA welding with applications to hardfacing. In: *Proc. of 1st Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes*, Sept. 16–20, 2002, Katsiveli, Ukraine. Kiev: PWI. P. 243–248.
2. Goldak, J., Chakravarti, A, Bibby, M. (1984) A new finite element model for welding heat sources. *Metallurg. Transact. B*, 15, 299–305.
3. Richter, F. (1983) Die wichtigsten physikalischen Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit. *Stahleisen Sonderberichte*, 14(10).
4. Touloukian, Y.S. (1979) In: *Thermophysical properties of mater.* Vol. 14. N.Y.
5. Seyffarth, P., Meyer, B., Scharff, A. (1992) *Großer Atlas der Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Düsseldorf: DVS-Verlag.
6. (2000–2004) *SYSWELD™ Manuals*. http://www.esi-group.com

ИНФОРМАЦИОННЫЙ БАНК ПО КОНСТРУКЦИОННЫМ И СВАРОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ

Ю. В. КАШИРСКИЙ, А. С. ЗУБЧЕНКО
(ФГУП ЦНИИТМАШ, г. Москва, РФ)

Банк включает информацию о 2 тыс. российских (бывшего СССР) и более 21 тыс. зарубежных марках материалов, среди которых стали, чугуны, сплавы и пластмассы, используемые в энергетике, металлургии, транспорте и тяжелом машиностроении. Он содержит знания о различных свойствах свариваемости этих материалов, их изготовлениях и поставках, а также об их аналогах.

The bank contains information on 2,000 Russian (former Soviet Union) and more than 21,000 foreign grades of materials, including steels, cast irons, alloys and plastics applied in power engineering, metallurgy, transport and heavy engineering industries. The bank contains data on different welding properties of these materials, their manufacture and delivery, as well as on their analogues.

Более десяти лет в ЦНИИТМАШе функционирует, постоянно совершенствуясь и пополняясь, автоматизированный банк данных (АБД) по материалам, используемым в машиностроении и энергетике. Он состоит из трех главных частей: разделов, включающих общие сведения о марках материалов; информации по технологическим и эксплуатационным характеристикам изучаемых материалов и данных о фирмах и заводах-производителях. Кроме того, разработана совместимая с основным банком, но практически полностью автономная база по пластмассам и полимерным материалам, выпускаемым в настоящее время.

Система является информационным комплексом фактографического типа. Для реализации указанных целей система управления банком данных выполняет функции формирования базы данных, ее ведения, обработки запросов и организации ответов на них.

Дополнительно создана рекламно-обучающая система на русском и английском языках, которая в автоматическом режиме демонстрирует работу банка данных по металлам и действия пользователя на конкретном примере.

Структура банка реализует сведения, приводимые в паспортах металлического и полимерного материала. Пояснением к виду вводимых параметров служат реквизиты паспортов.

Большое внимание уделено степени достоверности данных для всей информации, помещенной в банк, имеются ссылки на соответствующие источники (ГОСТы, РТМ, ТУ, отчеты, техническую и справочную литературу). Список использованной библиографии составляет более 800 наименований.

В базе данных по металлам содержится в достаточно полном виде информация примерно о 2 тысячах отечественных материалах, среди которых свыше 100 чугунов и 500 сплавов (жаропрочные, жаростойкие и коррозионностойкие, на никелевой основе, алюминиевые, титановые, магниевые и медные). В данных отражено состояние приблизительно по 300 параметрам. Естественно, не все показатели определены и присутствуют в источниках информации для каждой марки материала; недостающие данные восполняются с помощью изучения новой научно-технической информации и привлечения к работе по созданию банка специалистов-технологов и металловедов ФГУП ЦНИИТМАШ. В качестве справочного материала прилагаются Руководство пользователя и Описание системы маркировки сталей в основных промышленных странах мира.

Сведения о предприятиях-производителях стран СНГ взяты из информационно-рекламных листов самих заводов [1, 2], некоторых журналов. При обработке зарубежных материалов использован тот же паспорт, что и для отечественных. В первую очередь были внесены данные, относящиеся к зарубежным аналогам отечественных марок. Кроме того, занесены химический состав и назначение и по другим материалам, данные, помогающие на практике проводить замену материалов и оценивать ее эффективность.

Всего введены сведения о более чем 21 тысяче зарубежных марок.

Основные сведения о зарубежных сталях и сплавах взяты из работ [3–5].

Главные блоки системы по металлам и подробная расшифровка подсистем по технологическим свойствам приведены на рис. 1–6.

Для сварочных свойств разработаны специальные программы, позволяющие по данным химического состава определять класс стали, способы сварки, необходимость подогрева. Аналогичные программы составлены для определения по данным

© Ю. В. КАШИРСКИЙ, А. С. ЗУБЧЕНКО, 2004

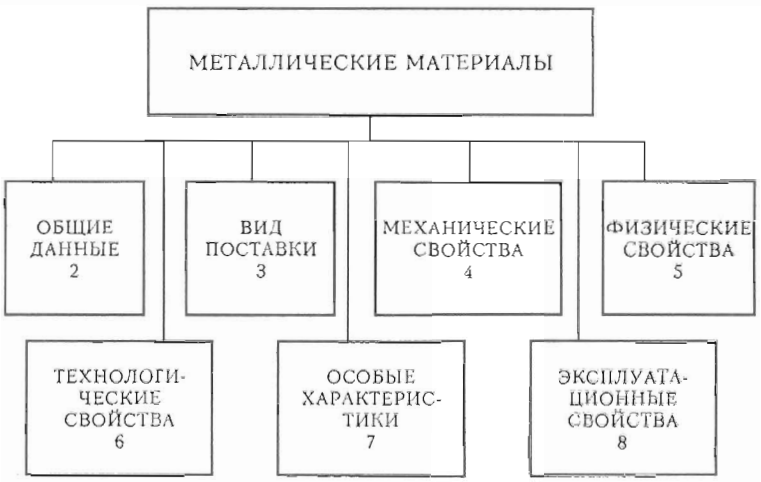


Рис. 1. Укрупненная схема

химического состава при различных температурах испытания таких физических свойств, как коэффициент диффузии водорода и коэффициент предельного насыщения водородом. Разработана подсистема по взаимосвариваемости материалов.

Для создания методики автоматического анализа и выдачи рекомендаций по свариваемости различных сталей и сплавов была предложена схема вариантов их сочетания.

Все материалы были разбиты на 7 классов и 11 подклассов. Для каждого варианта указан способ сварки и необходимые для этого электроды, флюсы и сварочная проволока, имеются ссылки на соответствующие стандарты и справочники. Данные ка-

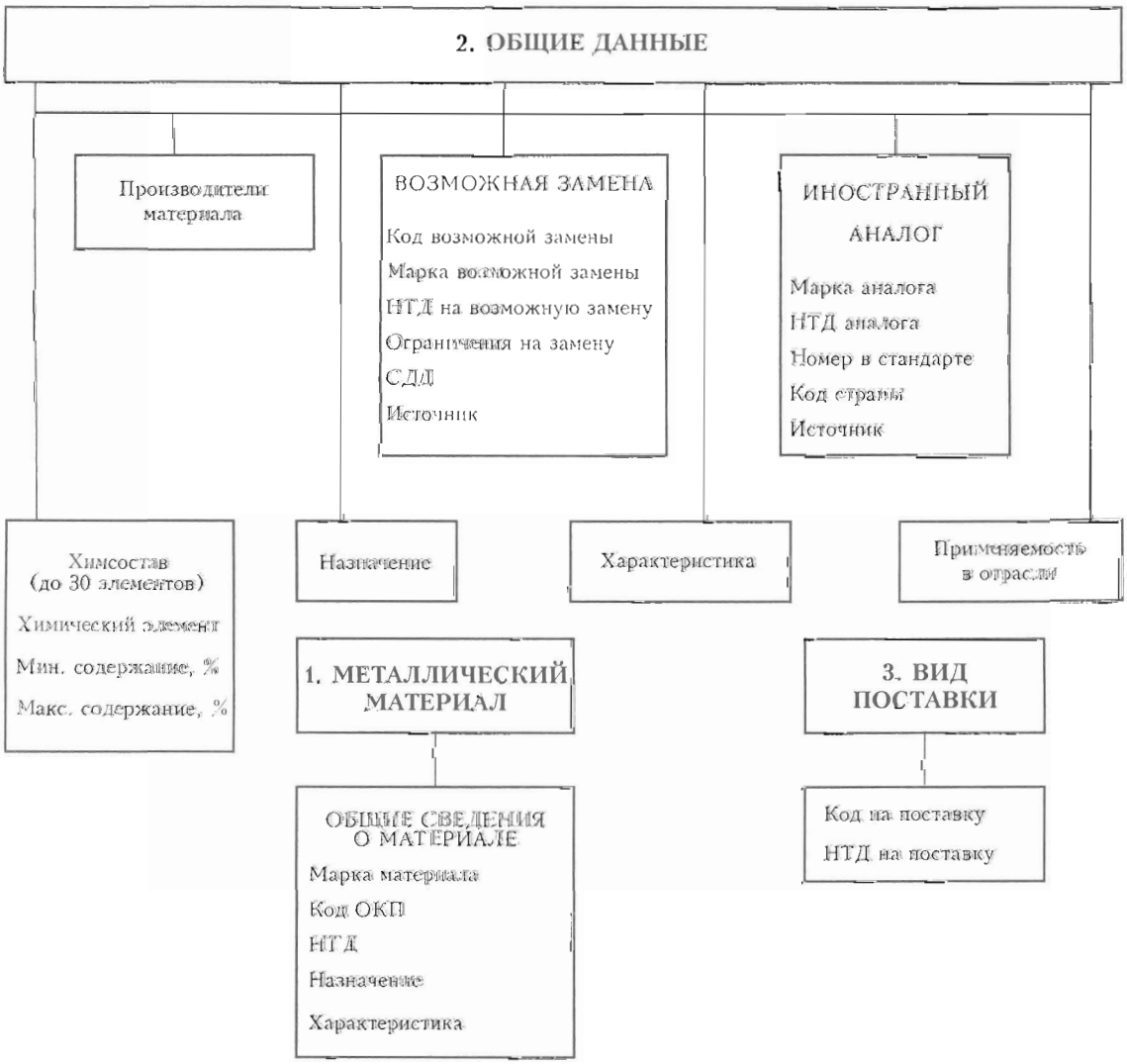


Рис. 2. Общие сведения (ОКП — общесоюзный классификатор продукции; НТД — научно-техническая документация, а именно: ГОСТ, ОСТ, ТУ; СДД — степень достоверности данных)

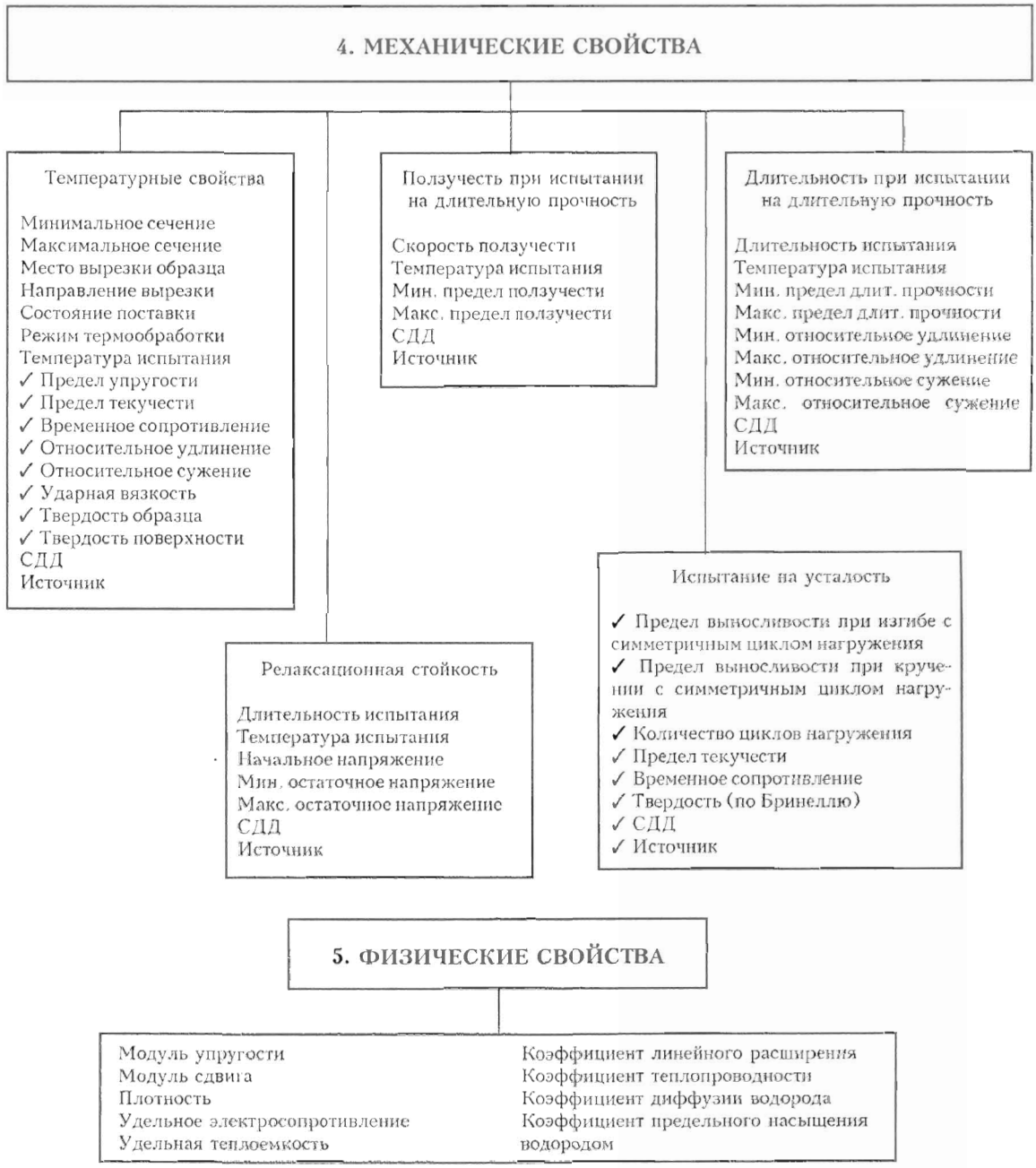


Рис. 3. Механические и физические свойства. Параметры, отмеченные «галочкой», задаются своими минимальным и максимальным значениями. По каждому параметру физических свойств даются: его значения при различных температурах испытания, СДД, источник

саются почти всех отечественных (бывших советских) марок, включенных в банк.

В случае появления новых материалов эксперты-специалисты по сварке ФГУП ЦНИИТМАШ установят, к какой группе они относятся, и для них будут автоматически выданы соответствующие рекомендации.

Что касается базы по пластмассам, то ее структура аналогична структуре банка по металлам, но несколько проще: количество вводимых характеристик в ней около 100, она содержит около 500 различных полимеров. Информация для нее бралась из [6], сведений отделов института и некоторых других источников.

Взаимодействие пользователя персонального компьютера с банком данных осуществляется следующим образом.

После входа выясняется, какую часть банка предполагается использовать: основную (банк по металлам) или базу по пластмассам.

В первом случае переходят к главному меню банка по металлам:

1. Отечественные материалы.
2. Иностранные материалы.
3. Фирмы и заводы-производители.
4. Работа со словарями.
5. Работа с системой.
6. Выход из системы.

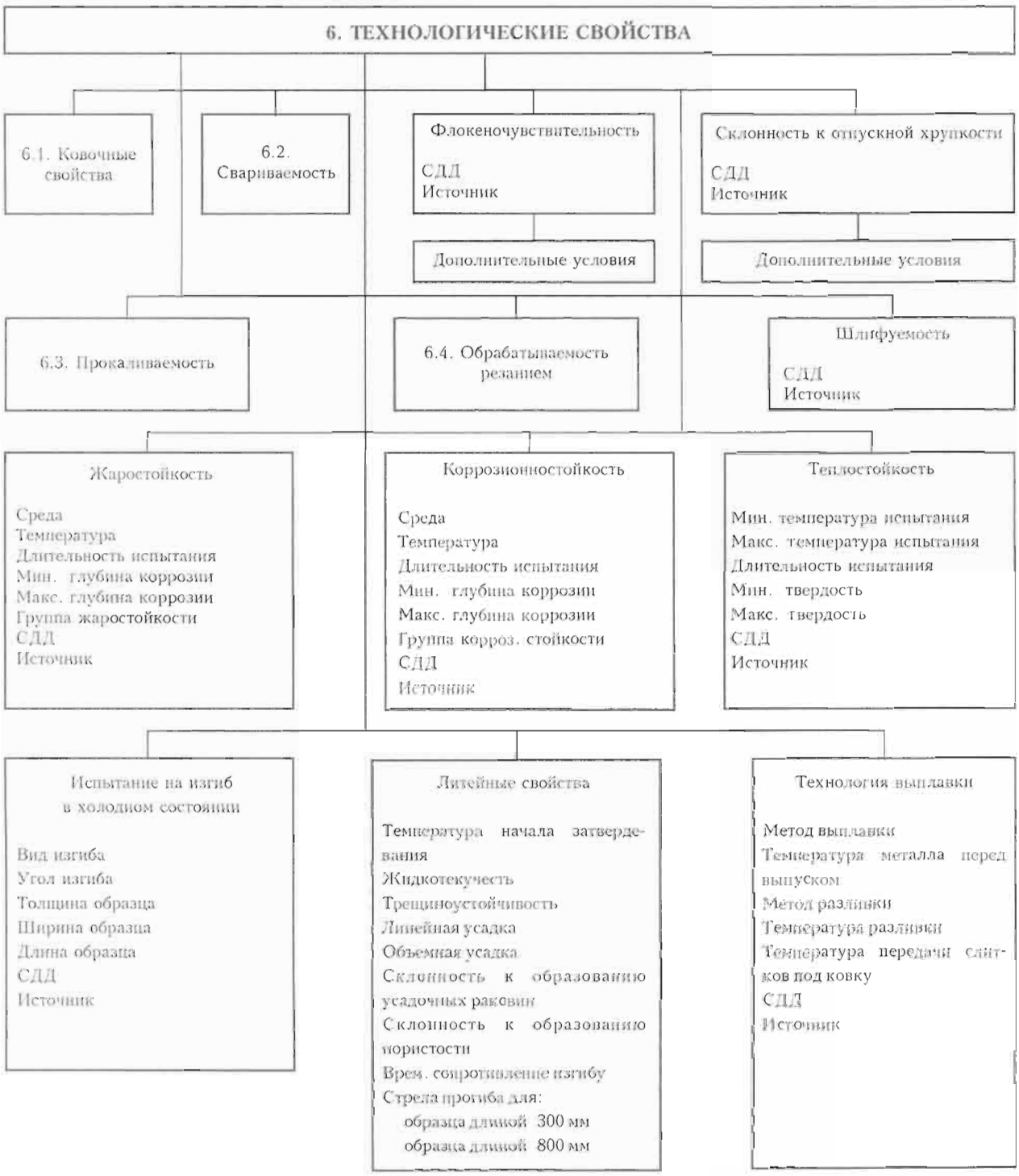


Рис. 4. Технологические свойства (для литейных свойств указываются минимальные и максимальные значения, СДД, источник)

При обращении к пунктам 1–3 главного меню происходит переход к основным меню соответствующих разделов.

Пункт 4 поддерживает работу со словарями, в которых содержатся перечни разновидностей параметров системы с кодами или сокращениями, используемыми в АБД.

Пункт 5 включает основные процедуры, обеспечивающие существование системы, ее тестирование (проверку правильности и надежности функционирования), работу с паролями (защиту информации от вмешательства несанкционированного пользователя), сжатие баз (для экономии памяти компьютера), архивирование и разархивирование системы, специальные функции, работу с дискетой.

Основное меню для отечественных материалов состоит из следующих пунктов:

1. Просмотр материалов.
2. Ввод и корректировка материалов.
3. Запросы.
4. Работа с базами.
5. Классификатор.
6. Ретро.
7. Выход.

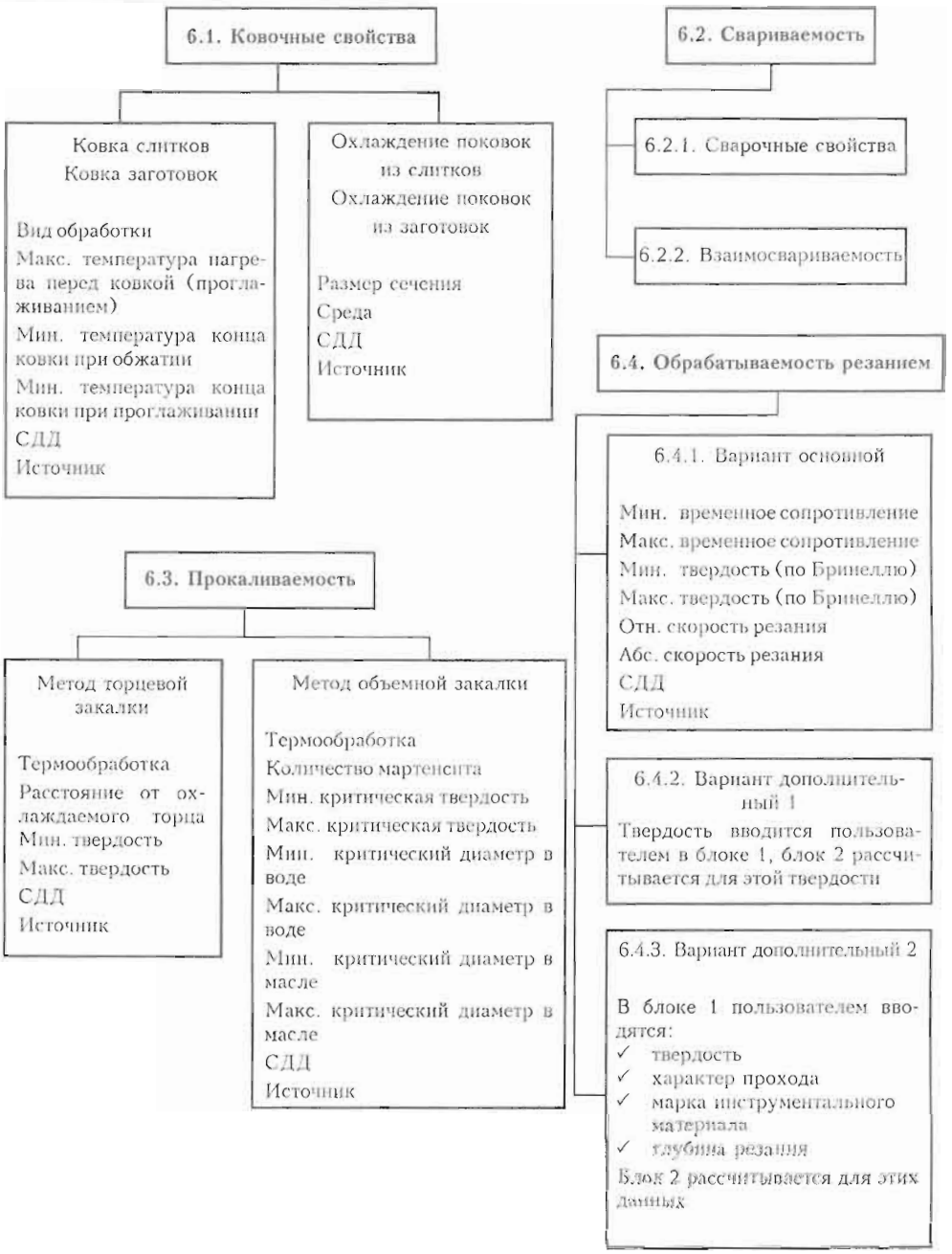


Рис. 5. Технологические свойства. Отдельные блоки

С помощью пункта 1 меню можно просмотреть необходимые характеристики выбранной марки материала (прямой запрос).

С помощью пункта 2 меню можно ввести новые или скорректировать имеющиеся данные по каждой марке материала.

Пункт 3 меню позволяет пользователю найти в базе те марки материалов, которые удовлетворяют поставленным им условиям (обратный запрос).

Результаты работы с запросами можно просмотреть на экране дисплея или распечатать.

Пункт 4 предназначен для специалиста — системного программиста, он позволяет менять структуру банка и его разделов, обычному пользователю без подготовки в него входить не рекомендуется.

Пункт 5 обеспечивает возможность выделить отдельные классы материалов и, если нужно, работать только с ними, что повышает скорость получения информации и облегчает пользование ею.

Пункт 6 меню — это выход на указатель, позволяющий идентифицировать материалы, имеющие различные обозначения.

Основные меню для иностранных материалов и по фирмам-производителям аналогичны предыдущему, только в них отсутствуют пункты 5 и 6.

С помощью этих меню можно получить информацию о сталях, сплавах и чугунах промышленно развитых стран мира, а также о предприятиях, выпускающих машиностроительные материалы, включая виды их поставки, классы сталей и (или) марки, производимые на заводе, основные характеристики марок, сведения об изделиях, изготовляемых из таких материалов.

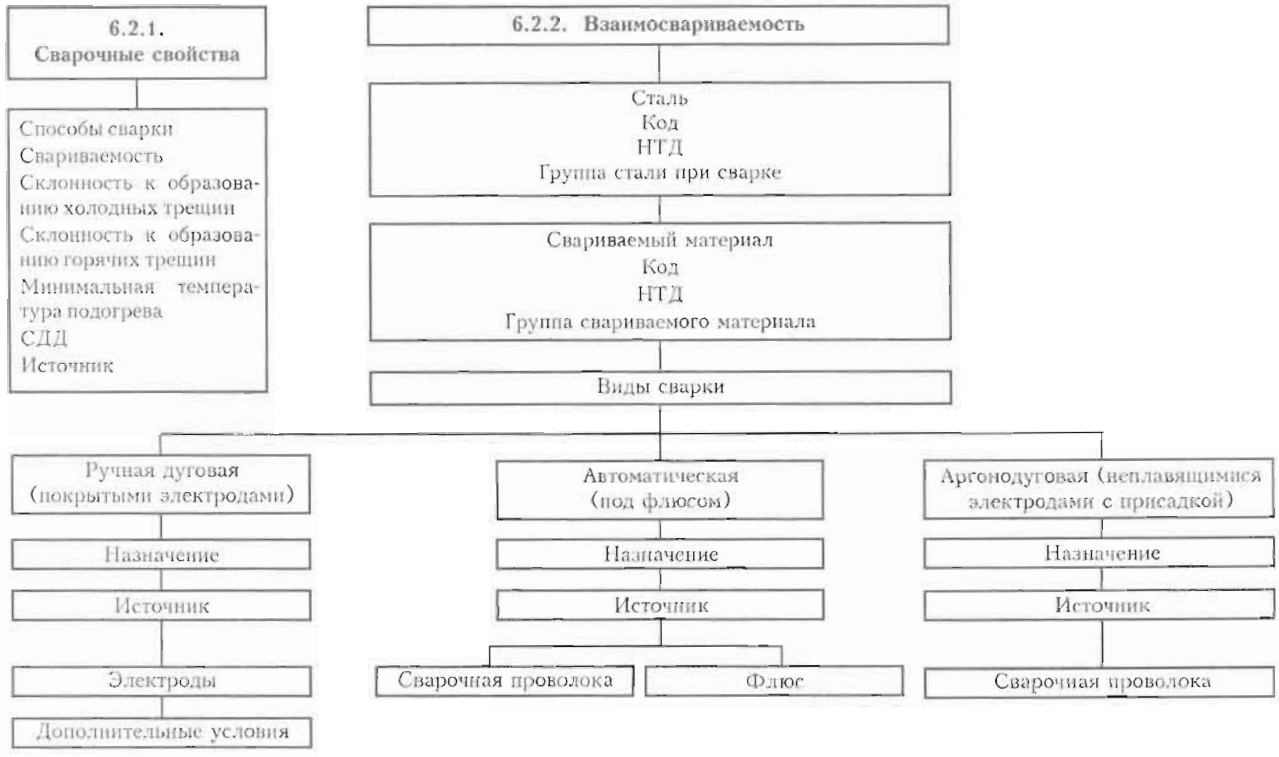


Рис. 6. Свариваемость

Что касается базы данных по пластмассам, то ее главное меню полностью совпадает с меню для АБД по металлическим материалам, в основных меню по отечественным и зарубежным полимерам по сравнению с основным меню, приведенным ранее, нет пункта «Ретро», а в меню для фирм-производителей отсутствует и пункт «Классификатор».

Разработанное меню ведет пользователя по всем этапам работы с банком данных, позволяя в то же время в любой момент отказаться от любого ранее планировавшегося действия.

Следует отметить простоту работы пользователя с банком данных, простоту, не требующую никаких предварительных знаний и навыков работы на персональных компьютерах.

Сведения об этом АБД и его возможностях приведены в [7, 8].

В качестве информационно-справочного пособия банк уже используется на машиностроительных и энергетических предприятиях России и Украины, на его основе было выпущено второе издание «Марочника сталей и сплавов» [9], вышедшее в 2003 г. Эта книга содержит сведения примерно о 600 марках материалов, наиболее широко применяемых в производстве.

Информационные базы по металлическим материалам и пластмассам включены в Государственный реестр баз данных и в ежегодный каталог «Базы данных России».

Использование информации, накопленной в АБД, позволяет упростить и ускорить исследования по созданию отдельных информационных технологий, с его помощью, используя сведения об эксплуатационных свойствах материалов, методику прогнозирования их свойств и соответствующий программный комплекс, разработанные во ФГУП ЦНИИТМАШ, можно изучать и оценивать остаточный ресурс и долговечность оборудования, выдавать рекомендации по продлению срока службы материалов ответственных элементов конструкций.

1. *Металл А, Б, В.* Заводы. Торговые компании: Справочник. — Днепропетровск–Москва: Металл – Курьер, 2003. – 524 с.
2. *Металлоторговля.* Россия: Справочник. — М.: ИИС Металлоснабжение и сбыт, 2004. — 576 с.
3. *Вегст Ц. В.* Ключ сталей. — 15-е изд. — М.: Гипрохим, 1992. — 582 с.
4. *Wegst C. W.* Stahlschluessel. — Marbach: Stahlschluessel Wegst GmbH, 2001. — 736 S.
5. *Международный* транслятор современных сталей и сплавов / Под ред. В. Я. Кершенбаума. — Т. 1. — М.: Интак, 1992. — 1102 с.; Т. 2. — 1992. — 556 с.; Т. 3. — 1993. — 638 с.; Т. 4, книги 1, 2. — 1995. — 848 с.
6. *Международный* транслятор современных пластических масс / Под ред. В. Я. Кершенбаума. — М.: Интак, 1993. — 320 с.
7. *Каширский Ю. В., Колосков М. М.* Информационный банк по машиностроительным материалам и режимам обработки // Тяж. машиностроение. — 2000. — № 4. — С. 12–19.
8. *Каширский Ю. В., Колосков М. М.* Информационный банк по машиностроительным и энергетическим материалам и режимам обработки // Суч. машиностроения. — 2000. — № 1/2(3/4). — С. 81–87.
9. *Марочник* сталей и сплавов / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский и др.; Под ред. А.С. Зубченко, 2-е изд., доп. и испр. — М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА МЕТАЛЛА ШВА ПРИ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ

В. В. КВАСНИЦКИЙ
(Нац. ун-т кораблестроения им. Адмирала Макарова, г. Николаев, Украина)
А. В. БУРЯКОВ
(ГП НПКГ «Заря – Машпроект», г. Николаев, Украина)

Автоматическая сварка под плавленными и керамическими флюсами в промышленности Украины используется достаточно широко. При этом технологические свойства и химический состав металла шва в значительной степени определяются окислительно-восстановительными процессами, протекающими между шлаком и сварочной ванной. Моделирование процессов взаимодействия проводили с использованием термодинамических функций и расчета реакций на ЭВМ. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных показывает удовлетворительную сходимость результатов.

Automatic submerged-arc welding using fused and ceramic fluxes has a wide application in the industry of Ukraine. Operational properties and chemical composition of the weld metal are determined to a considerable degree by oxidation-reduction processes occurring between slag and weld pool. Modelling of the interaction processes has been conducted using the thermal-dynamic functions and computation of reactions. Comparison of calculation and experimental data shows a satisfactory agreement of the results.

Дуговая сварка под флюсом находит широкое применение в различных отраслях промышленности как высокопроизводительный способ, обеспечивающий высокое качество сварных соединений углеродистых, низко-, средне- и высоколегированных сталей. Моделирование химического состава металла шва является сегодня актуальной задачей, которой посвящено немало работ [1–7]. Однако в этих работах не в полном объеме рассмотрены химические элементы, участвующие в металлургических процессах, которые происходят в плавильном пространстве при сварке. С другой стороны, на данный момент разработано большое количество порошковых проволок различного состава и назначения (сварка, наплавка, металлизация) и состав компонентов в шихте порошковых проволок постоянно расширяется.

Целью работы является создание банка данных и программы для моделирования металлургических процессов, происходящих в зоне сварки, которое будет учитывать наличие различных химических элементов и их взаимодействие со шлаковой фазой. С помощью расширенного банка данных можно формировать шихту порошковой проволоки и флюсов различного состава и наблюдать их поведение при различных температурах и концентрациях.

Важными моментами в металлургии сварки являются окисление металла в жидкой ванне и его раскисление. В условиях сварки наиболее эффективным является осаждающее раскисление. Для оценки эффективности действия раскислителя использовали понятие раскислительной способности элемента, под которым понимают концентрацию кислорода (в весовых процентах) в сплаве, соответствующую данной концентрации легирующего элемента в растворе при термодинамическом равновесии [8].

Расчет раскислительной способности элемента состоит в определении зависимости между равновесными концентрациями легирующего элемента и кислорода в системе металл–кислород–раскислитель. Эту зависимость находили из окислительно-восстановительной реакции [8]

$$m_{Me}[Me_xO_y] + n_R[R] = m_R(R_xO_y) + n_{Me}[Me] \quad (1)$$

или

$$m_{Me}[O] + n_R[R] = m_R(R_xO_y), \quad (2)$$

где $m_{Me} = y$; $n_R = x$.

Система реакций, описываемая уравнениями (1) или (2), находится в состоянии равновесия, если химическое сродство к кислороду легирующего элемента и металла растворителя равны $\Delta G_{R_xO_y} = \Delta G_{Me_xO_y}$.

При расчете фактического сродства металла растворителя (основа сплава), растворяющего свои окислы, использовали выражение

$$\Delta G_{Me_xO_y} = m_{Me}\Delta G^{\circ}_{Me_xO_y} - RT\ln \times$$

$$\times\left(\frac{[\%\,O]^{m_{Me}}}{[\%\,O]^{m_{Me}}_{нас}}\,pO_2^{-1}\right), \quad (3)$$

© В. В. КВАСНИЦКИЙ, А. В. БУРЯКОВ, 2004

где m_{Me} — коэффициент из (1); $\Delta G^{o}_{Me_xO_y}$ — стандартное сродство металла растворителя, Дж/моль, рассчитанное по формуле [9]

$$\Delta G^{o}_{Me_xO_y} = \Delta H^{o}_{298} + T\Delta S^{o}_{298}, \qquad (4)$$

где ΔH^{o}_{298} — изменение энтальпии реакции образования моля окисла элемента при температуре 298 К, Дж/(моль·К); ΔS^{o}_{298} — изменение энтропии реакции образования моля окисла элемента при температуре 298 К, Дж/(моль·К); R = = 8,314 Дж/(моль·К) — газовая постоянная; T — температура, К; $[\%\ O]^{m_{Me}}$ — концентрация кислорода в сплаве, %; $[\%\ O]^{m_{Me}}_{нас}$ — концентрация кислорода в сплаве в состоянии насыщения, %.

Концентрацию насыщения кислорода в сплаве определяли эмпирическим путем [8]:

$$\lg [\%\ O]_{нас} = -\frac{A_0}{T} + B_0. \qquad (5)$$

Здесь A_0, B_0 — постоянные коэффициенты, К (значения взяты из [9]); $pO_2^{-1} = 1$ атм — парциальное давление кислорода над сплавом.

При расчете фактического сродства легирующего элемента использовали выражение

$$\Delta G_{R_xO_y} = m_R\Delta G^{o}_{R_xO_y} - n_R\Delta G^{o}_{1\%\,R} + RT\ln\left(\frac{a^{m_R}_{R_xO_y}}{[\%\ R]^{n_R}pO_2}\right), \qquad (6)$$

где m_R и n_R — коэффициенты из (1); $\Delta G^{o}_{R_xO_y}$ — стандартное сродство легирующего элемента, Дж/моль [9], находится по (4); $a^{m_R}_{R_xO_y} = 1$ — активность окисла в шлаке; $[\%\ R]^{n_R}$ — концентрация легирующего элемента в сплаве, %; $pO_2 = 1$ атм — парциальное давление кислорода над сплавом.

Используя (3) и (6), записали равенство $\Delta G_{R_xO_y} = \Delta G_{Me_xO_y}$ и получили:

$$m_R\Delta G^{o}_{R_xO_y} - n_R\Delta G^{o}_{1\%\,R} + RT\ln\left(\frac{a^{m_R}_{R_xO_y}}{[\%\ R]^{n_R}pO_2}\right) - m_{Me}\Delta G^{o}_{Me_xO_y} - RT\ln\left(\frac{[\%\ O]^{m_{Me}}}{[\%\ O]^{m_{Me}}_{нас}}pO_2^{-1}\right) = 0. \qquad (7)$$

После преобразования (7) уравнение приобретает вид

$$\ln\left(\frac{[\%\ O]^{m_{Me}}[\%\ R]^{n_R}}{a^{m_R}_{R_xO_y}}\right) = \frac{m_R\Delta G^{o}_{R_xO_y} - m_{Me}\Delta G^{o}_{Me_xO_y} - n_R\Delta G_{1\%\,R}}{RT} + \ln [\%\ O]^{m_{Me}}_{нас}. \qquad (8)$$

Тут

$$\Delta G^{o}_{1\%\,R} = \Delta H^{o}_{1\%\,R} - T\Delta S^{o}_{1\%\,R}, \qquad (9)$$

$\Delta H^{o}_{1\%\,R}$, $\Delta S^{o}_{1\%\,R}$ — энтальпия и энтропия образования элементов с металлом-растворителем в несовершенном растворе с 1-процентной концентрацией (данные взяты из [9]).

По (8) определили раскислительную способность различных элементов, построив графики $\ln [\%\ O] = f(\ln [\%\ R])$ для данной температуры, или влияние температуры на раскислительную способность различных элементов, построив графики $\ln [\%\ O] = \varphi(T)$ для концентрации легирующих элементов, равной 1 %.

Вычисление раскислительной способности элементов выполняли, приняв в (1) $m_{Me} = 1$.

Для ряда элементов в металлургии известны константы равновесия реакций раскисления, найденные экспериментально и определяемые из уравнения [8]

$$\lg\left(\frac{[\%\ O]^{m_{Me}}[\%\ R]^{n_R}}{a^{m_R}_{R_xO_y}}\right) = \lg k = -\frac{A}{T} + B. \qquad (10)$$

Раскислительную способность элемента рассчитывали по уравнению [8]

$$[\%\ O]^{m_{Me}}[\%\ R]^{n_R} = k a^{m_R}_{R_xO_y}. \qquad (11)$$

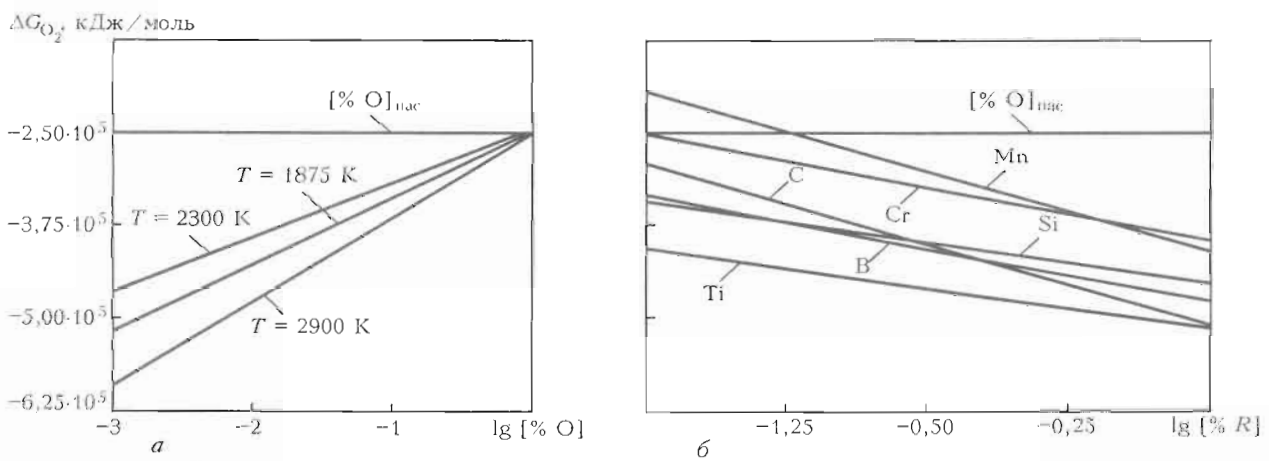


Рис. 1. Зависимость фактического химического сродства к кислороду от концентрации элементов в сплаве: *а* — металл-растворитель; *б* — легирующий элемент

Значения A и B для многих элементов приведены в литературе [9], но они могут быть получены и расчетным путем. Для этого в (8) подставили значение ΔG из (3) и (6), $\Delta G^0_{1\%\,R}$ из (4), $\ln [\%\,O]_{нас}$ из (5), а также численное значение R и, перейдя к десятичным логарифмам, получили:

$$\lg\left(\frac{[\%\,O]^{m_{Me}}\,[\%\,R]^{n_{Me}}}{a^{m_R}_{R_xO_y}}\right) = \frac{1}{19{,}15}\times$$

$$\times\,(m_R\Delta H^0_{R_xO_y} - m_{Me}\,\Delta H^0_{Me_xO_y} - n_{Me}\,\Delta H^0_{1\%\,R}) + \quad (12)$$

$$+\,\frac{1}{19{,}15}\,(-m_R\Delta S^0_{R_xO_y} + m_{Me}\,\Delta S^0_{Me_xO_y} + n_{Me}\,\Delta S^0_{1\%\,R}) +$$

$$+\,m_{Me}\left(\frac{-A_0}{T} + B_0\right).$$

Уравнение (12) представили в виде (10). Тогда

$$A = \frac{1}{19{,}15}\times$$

$$\times\,(m_R\Delta H^0_{R_xO_y} - m_{Me}\,\Delta H^0_{Me_xO_y} - n_{Me}\,\Delta H^0_{1\%\,R}), \quad (13)$$

$$B = \frac{1}{19{,}15}\times \quad (14)$$

$$\times\,(-m_R\Delta S^0_{R_xO_y} + m_{Me}\,\Delta S^0_{Me_xO_y} + n_{Me}\,\Delta S^0_{1\%\,R}).$$

В литературе иногда константу равновесия реакции записывают обратным соотношением

$$\lg k_{\%} = -\frac{A_k}{T} + B_k, \quad (15)$$

где $A_k = -A$; $B_k = -B$.

В уравнении (15), чтобы отличить его от (8), константа обозначена $\lg k_{\%}$. Тогда

$$A_k = \frac{1}{19{,}15}\times$$

$$\times\,(m_R\Delta H^0_{R_xO_y} - m_{Me}\,\Delta H^0_{Me_xO_y} - n_{Me}\,\Delta H^0_{1\%\,R}) - \quad (16)$$

$$-\,m_{Me}A_0,$$

$$B_k = \frac{1}{19{,}15}\times$$

$$\times\,(m_R\Delta S^0_{R_xO_y} - m_{Me}\,\Delta S^0_{Me_xO_y} - n_{Me}\,\Delta S^0_{1\%\,R}) - \quad (17)$$

$$-\,m_{Me}B_0.$$

Для расчета равновесной концентрации растворенного в сплаве кислорода, который соответствует свободно заданной концентрации легирующего элемента-раскислителя, воспользовались уравнением (10) или (15). Например, (15) дает

$$\lg [\%\,O] = \frac{\lg a^{m_R}_{R_xO_y} - n_R \lg [\%\,R] - \lg k_{\%}}{m_{Me}}. \quad (18)$$

Из (18) очевидно, что раскислительная способность элемента [% O] зависит от активности окисла раскислителя в шлаке ($a_{R_xO_y}$), концентрации раскислителя [% R] в металле и температуры, т. к. $k_{\%} = \psi(T)$.

Расчет раскислительной способности элементов графо-аналитическим методом заключается в том, что окислительно-восстановительная реакция (1) заменяется двумя реакциями окисления газообразным кислородом металла-растворителя и легирующего элемента. Расчет раскислительной способности элементов находили по изменению свободной энергии Гиббса. По уравнениям (3) и (6) рас-

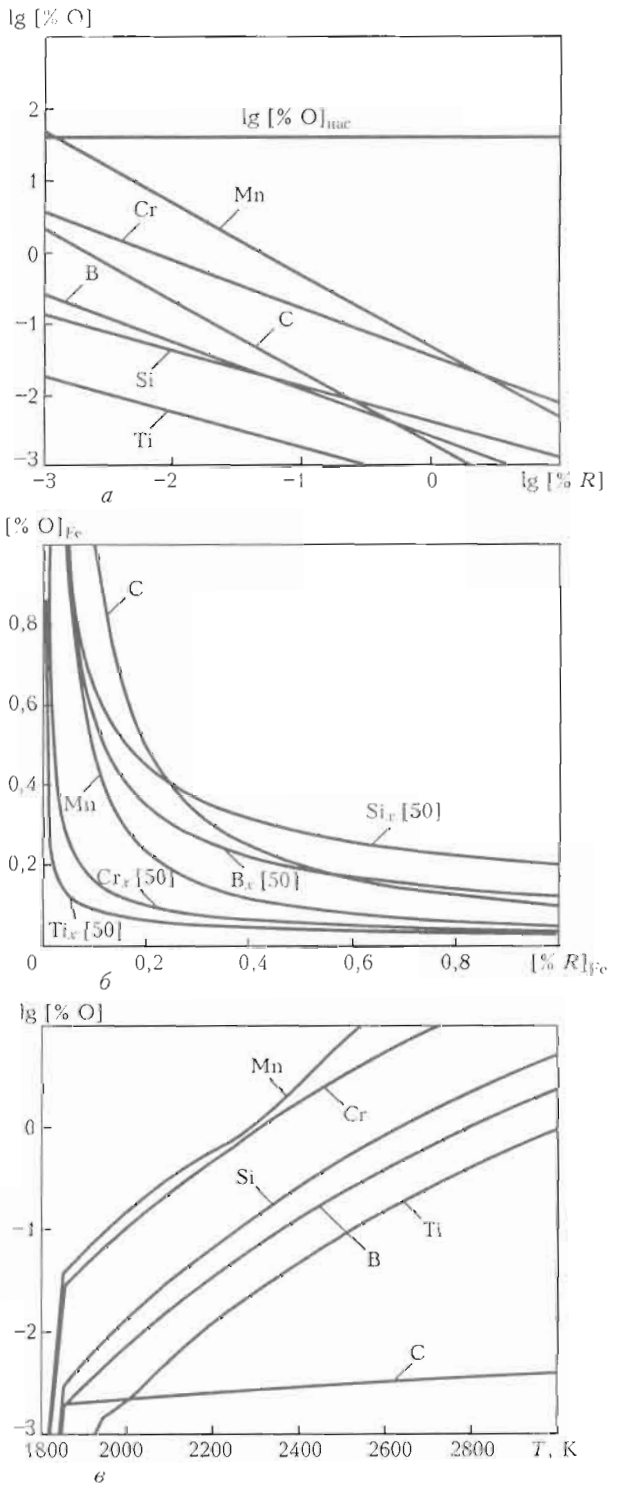


Рис. 2. Раскислительная способность легирующих элементов (вес. %) в логарифмических (*а*) и линейных (*б*) координатах при T = 1875 К и зависимость раскислительной способности легирующих элементов от температуры при концентрации элементов 1 % (*в*)

считывали приращение изобарного потенциала реакций для нескольких значений концентрации кислорода и легирующего элемента в сплаве и нескольких температур и строили соединенные графики $\Delta G_{Me_xO_y} = f(\lg [\% R])$ и $\Delta G_{Me_xO_y} = f(\lg [\% R])$.

При этом $[\% O]_{нас}$ рассчитывается по уравнению (5), т. к. расчет для случая $[\% O] \geq [\% O]_{нас}$ теряет смысл.

Раскислительную способность элемента при данной его концентрации находили из условия $\Delta G_{Me_xO_y} = \Delta G_{R_xO_y}$.

С использованием метода упругости диссоциации окислов строим соединенные графики зависимости упругости диссоциации окислов растворителя и легирующего элемента соответственно от концентрации кислорода и легирующего элемента в сплаве. Раскислительную способность элемента находили из условия равенства упругости диссоциации окислов [8].

Программа моделирования химического состава металла шва при сварке была реализована в математическом пакете MathCAD [10]. В качестве примера некоторые результаты расчета показаны на рис. 1 и 2.

Выводы

1. Разработанная программа достаточно проста в использовании и позволяет проследить раскислительную способность легирующих элементов в весовых процентах в логарифмических и линейных координатах при температуре 1875 К, а также зависимость фактического химического сродства к кислороду от концентрации элементов в сплаве (в металле-растворителе и легирующих элементов) и зависимость раскислительной способности легирующих элементов от температуры при их 1-процентной концентрации.

2. Данный метод термодинамического расчета дает возможность вычислить ожидаемые изменения химического состава расплавляемого металла. Полученные данные согласуются с литературными [8], что подтверждает корректность подхода к выбору методики решения данной задачи.

1. *Кассов В. Д.* Расчет на ЭВМ состава самозащитной порошковой проволоки для вибродуговой наплавки // Свароч. пр-во. — 1990. — № 4. — С. 30–33.
2. *Кох Б. А.* Графо-аналитический метод определения степеней легирования и раскисления шва // Автомат. сварка. — 1982. — № 4. — С. 18–22.
3. *Кох Б. А.* Математическая модель формирования химического состава сварочной ванны // Там же. — 1982. — № 5. — С. 29–33.
4. *Алексеев А.* Особенности перехода марганца и кремния в наплавленный металл при сварке покрытыми электродами // Там же. — 1982. — № 2. — С. 28–32.
5. *Кох Б. А.* Термодинамический расчет легирования из шлака и раскисление метала шва при сварке // Там же. — 1977. — № 7. — С. 20–24.
6. *Карпенко В. М., Билык Г. Б.* Расчет состава самозащитной порошковой проволоки для наплавки // Свароч. пр-во. — 1982. — № 2. — С. 31–32.
7. *Буки А. А., Иконников А. Ю., Сидельников Л. С.* Оптимизация состава шихты порошковой проволоки с использованием ЭВМ // Автомат. сварка. — 1984. — № 6. — С. 22–24.
8. *Кох Б. А.* Расчеты физико-металлургических процессов сварки с применением ЭВМ. — Л.: ЛКИ, 1977. — 103 с.
9. *Куликов И. С.* Раскисление металлов. — М.: Металлургия, 1975. — 240 с.
10. *Глушаков С. В., Жакин И. А., Хачиров Т. С.* Математическое моделирование MathCAD 2000, MatLAB 5. — Харьков: Фолио, 2001. — 524 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ ПАЯНОГО СОЕДИНЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПОЛЯ СОБСТВЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, Г. В. ЕРМОЛАЕВ, А. В. ЛАБАРТКАВА
(Нац. ун-т кораблестроения им. Адмирала Макарова, г. Николаев, Украина)

С применением методов математического моделирования установлено влияние конструктивных и механических факторов на напряженно-деформированное состояние паяной конструкции из разнородных материалов. Показано, что в такой конструкции нежелательно использовать материалы разной ширины из-за концентрации напряжений, увеличения нормальных напряжений σ_y и касательных напряжений в узком слое, а также нормальных напряжений σ_x в широком слое.

The effect exerted by design and mechanical factors on the stress-strain state of a brazed structure in dissimilar materials has been established by the methods of mathematical modelling. It is shown that with such a design it is undesirable to use materials differing in width, as this may lead to stress concentration and increase in normal stresses σ_y and tangential stresses in a narrow layer, as well as normal stresses σ_x in a wide layer.

При проектировании узлов современных машиностроительных и энергетических установок часто приходится решать задачу соединения металлов с керамикой, тугоплавкими, композиционными и другими материалами. К наиболее эффективным способам соединения разнородных материалов следует отнести пайку, однако собственные напряжения и деформации, возникающие вследствие разницы в коэффициентах теплового расширения (КТР), затрудняют получение качественных работоспособных узлов [1, 2]. Основными факторами, влияющими на уровень собственных напряжений и деформаций, являются физико-механические свойства материалов и геометрия узла [3].

Целью выполненной работы было изучение влияния конструктивных и механических факторов на напряженно-деформированное состояние конструкций из разнородных материалов. Моделирование напряженно-деформированного состояния выполняли с использованием алгоритма, описанного в [4]. В качестве объекта исследования использовали двухслойный паяный брус из разнородных материалов. Было изучено влияние разности ширины слоев B_2/B_1 (рис. 1) и модулей упругости

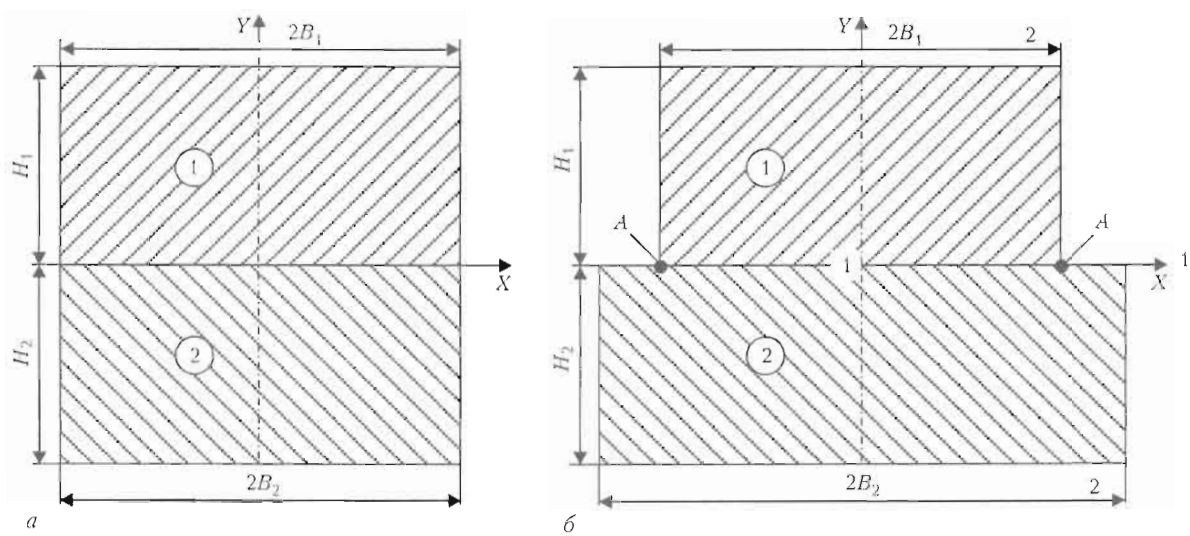


Рис. 1. Сечение паяного двухслойного бруса с одинаковой (*а*) и разной (*б*) шириной слоев

© В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, Г. В. ЕРМОЛАЕВ, А. В. ЛАБАРТКАВА, 2004

Основные физико-механические свойства соединяемых материалов

Материал	Модуль упругости $E \cdot 10^{-5}$, МПа	КТР·10^6, 1/град	Коэффициент Пуассона	Предел текучести, МПа
1	2	20	0,3	300
2	2	10	0,3	300

соединяемых материалов на уровень и распределение собственных напряжений и деформаций. При этом высота слоев H, ширина узкого слоя B_1 и свойства соединяемых материалов (таблица) оставались постоянными.

Температура охлаждения во всех случаях принималась равной −300 °С, т. е. находилась на уровне значений, при которых максимальные напряжения в брусе с одинаковой шириной слоев ($B_1 = B_2$) не превышают предел текучести.

Узел симметричен относительно оси Y, поэтому расчет выполняли для его половины с соответствующим закреплением на оси симметрии.

Влияние разности ширины слоев изучали при изменении B_2/B_1 от 1 до 1,375. По результатам моделирования построены эпюры перемещения точек на свободной боковой поверхности после остывания, показанные на рис. 2. Как видно из рисунка, искривление свободной боковой поверхности имеет достаточно сложную форму, при этом характер искривления с увеличением относительной разности ширины слоев B_2/B_1 изменяется незначительно. Перемещения в верхнем слое практически не изменяются, а в нижнем увеличиваются.

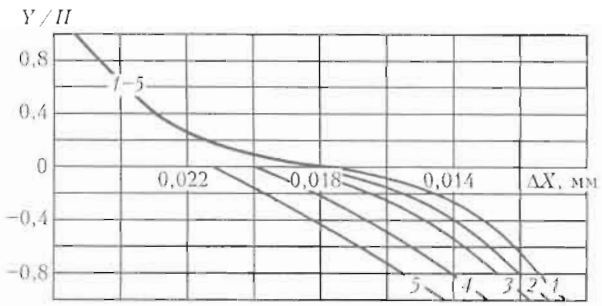


Рис. 2. Эпюры перемещений точек на свободной боковой поверхности двухслойного бруса при $B_1 = B_2$ (*1*) и B_2/B_1 = 1,0625 (*2*), 1,125 (*3*), 1,25 (*4*) и 1,375 (*5*)

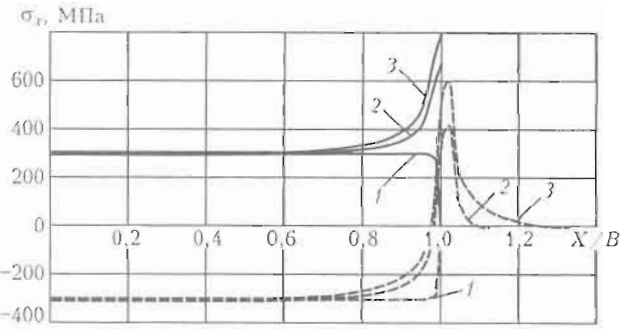


Рис. 3. Эпюры напряжений σ_x в сечении 1–1 (вдоль границы раздела соединения) в материале 1 (сплошные линии) и 2 (штриховые) при B_2/B_1 = 1 (*1*), 1,125 (*2*) и 1,375 (*3*)

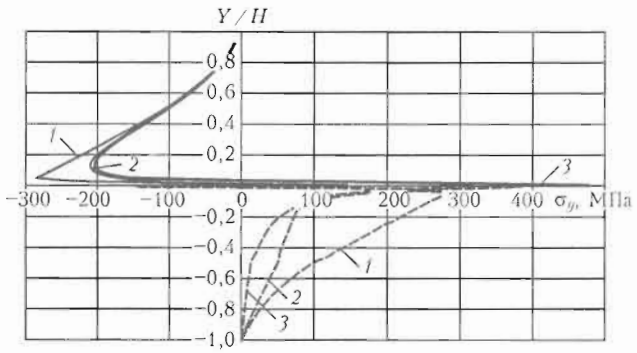


Рис. 4. Эпюры напряжений σ_y в сечении 2–2 (боковая поверхность) в материале 1 (сплошные линии) и 2 (штриховые) при B_2/B_1 = 1 (*1*), 1,125 (*2*) и 1,375 (*3*)

Анализ полей напряжений позволил установить, что после остывания в узлах с выступом из-за разности ширины слоев появляется зона концентрации напряжений (см. рис. 1, *б*, точки *A*). В области точки *A* все компоненты напряжений достигают своего максимума. Для удобства количественного анализа по данным расчета построены эпюры напряжений (рис. 3–5) в наиболее загруженных сечениях (1–1 и 2–2, см. рис.1, *б*).

Как показано на рис. 3, нормальные напряжения σ_x в сечении 1–1 (вдоль границы раздела материалов) на большей части длины шва во всех соединениях сохраняют постоянные значения и значительно изменяются только вблизи свободной боковой поверхности (точки *A* на рис. 1, *б*), при этом максимальные напряжения не зависят от разности ширины слоев. Вблизи точки *A* напряжения в материале со стороны слоя меньшей ширины резко возрастают (см. рис. 3), а со стороны слоя большей ширины сначала убывают по мере приближения к точке *A*, затем меняют знак, резко возрастают в пределах небольшого участка справа от точки *A* и снова убывают по мере удаления от нее.

Степень возрастания максимальных напряжений в зависимости от относительной разности ширины слоев B_2/B_1 показана на рис. 6. Как видно из рисунка, даже небольшая разность ширины слоев заметно увеличивает максимальные напряжения σ_x. Уже при $B_2/B_1 \approx 1{,}07$ увеличение достигает 1,9 в слое меньшей ширины. Однако с увеличением разности ширины слоев степень увеличения максимальных напряжений σ_x растет

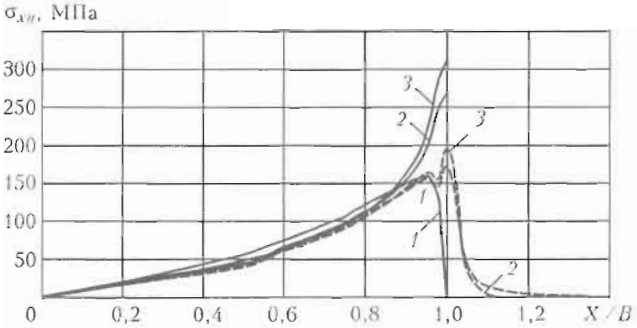


Рис. 5. Эпюры напряжений τ_{xy} в сечении 1–1 (вдоль границы раздела соединения) в материале 1 (сплошные линии) и 2 (штриховые) при B_2/B_1 = 1 (*1*), 1,125 (*2*) и 1,375 (*3*)

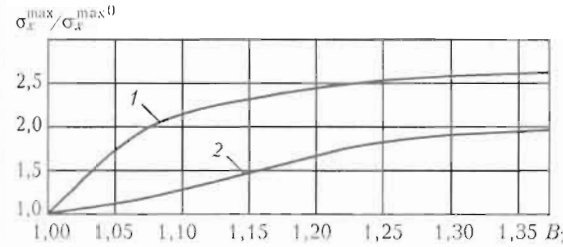


Рис. 6. Зависимость максимальных напряжений σ_x в сечении 1–1 от относительной разности ширины слоев B_2/B_1 в слое меньшей (*1*) и большей (*2*) ширины

незначительно и при $B_2/B_1 \geq 1{,}35$ максимальные напряжения σ_x остаются практически постоянно на уровне, в 2,5 раза превышающем таковые в соединении с одинаковой шириной слоев. В слое большей ширины максимальные напряжения правее точки *A* растут по мере увеличения B_2/B_1 до 1,3 и затем устанавливаются на уровне около $2\sigma_{x\,max}$ в соединении с одинаковой шириной слоев. Таким образом, можно сделать вывод, что степень концентрации напряжений σ_x определяется самим фактом наличия разности ширины слоев, т. е. наличием выступа в зоне соединения, величина которого при этом не имеет особого значения. Кроме того, в слое большей ширины эти напряжения работают на растяжение, если слой имеет меньший КТР, и могут вызвать разрушение, если слой хрупкий. Другими словами, слой хрупкого материала с низким КТР (например, керамики) не должен быть шире слоя более пластичного материала с высоким КТР (например, металла).

Анализ эпюр напряжений σ_y в сечении 2–2 (на боковой поверхности) (см. рис. 4) показывает, что в целом характер распределения напряжений σ_y при наличии разности ширины слоев меняется мало, особенно в слое меньшей ширины. В слое большей ширины несколько заметнее становится неравномерность распределения при $B_2/B_1 \leq 1{,}125$ и возрастает крутизна эпюры при $B_2/B_1 \geq 1{,}25$. Величина максимальных напряжений σ_y в обоих слоях при малой относительной разнице ширины слоев ($B_2/B_1 \leq 1{,}1$) меняется мало (рис. 7), а при ее увеличении напряжения в узком слое возрастают в 1,7 раза и остаются постоянными при $B_2/B_1 \geq 1{,}35$. В широком слое увеличение не больше, чем в 1,4 раза.

Таким образом, в соединении с разной шириной слоев поперечные напряжения растут, особенно в слое меньшей ширины. Учитывая, что растягивающие напряжения σ_y на боковой поверхности возникают в материале с меньшим КТР, можно



Рис. 7. Зависимость максимальных нормальных напряжений σ_y в сечении 2–2 от относительной разности ширины слоев B_2/B_1 в слое меньшей (*1*) и большей (*2*) ширины

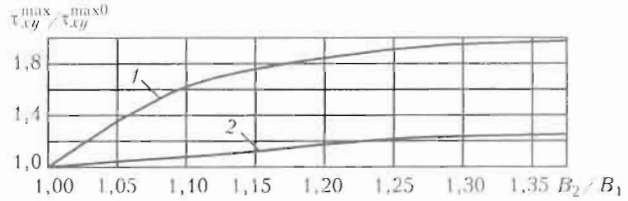


Рис. 8. Зависимость максимальных касательных напряжений τ_{xy} в сечении 1–1 от относительной разности ширины слоев B_2/B_1 в слое меньшей (*1*) и большей (*2*) ширины

прогнозировать его разрушение, если этот материал хрупкий. Точнее, слой хрупкого материала с низким КТР (например, керамика) не должен быть уже слоя пластичного металла с высоким КТР (например, металла).

Из анализа эпюр касательных напряжений в сечении 1–1 (вдоль границы раздела) (см. рис. 5) следует, что на более чем 80 % длины соединения распределение касательных напряжений практически не зависит от разности ширины. Однако вблизи боковой поверхности характер распределения заметно изменяется. В слое меньшей ширины напряжения резко возрастают, а в более широком слое справа от точки *A* появляется точка концентрации напряжений. Уровень максимальных касательных напряжений (рис. 8) в слое большей ширины мало зависит от относительной разности ширины слоев, а в слое меньшей ширины они возрастают почти в 2 раза при $B_2/B_1 = 1{,}35$. Таким образом, с учетом значительного повышения касательных напряжений в слое меньшей ширины нежелательно, чтобы это был слой хрупкого материала.

Влияние модуля упругости соединяемых материалов было изучено на двухслойном соединении при $B_2/B_1 = 1{,}375$ и разных сочетаниях модулей упругости: низким модулем обладает материал узкого слоя (вариант 1) и меньшим модулем обладает материал широкого слоя (вариант 2). При этом высота слоев H, ширина узкого слоя B_1 и остальные свойства соединяемых материалов оставались неизменными.

Установлено, что характер искривления свободной боковой поверхности сохраняется при снижении модуля упругости одного из двух ма-

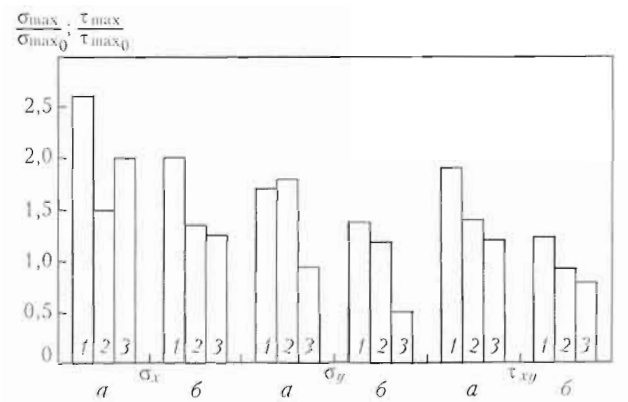


Рис. 9. Зависимость уровня максимальных напряжений при $B_2/B_1 = 1{,}375$ от $E_1 = E_2$ (*1*), $E_1 = 0{,}5E_2$ (*2*), $E_1 = 2E_2$ (*3*) в узком (*а*) и широком (*б*) слое

териалов. При этом с уменьшением жесткости широкого слоя (вариант 2) величина перемещений увеличивается, а при уменьшении жесткости узкого слоя (вариант 1) — уменьшается.

Анализ напряженно-деформированного состояния показал, что при изменении модуля упругости одного из материалов характер распределения нормальных продольных напряжений σ_x вдоль границы раздела не изменяется, но уровень напряжений снижается как в слое менее жесткого материала, так и в слое более жесткого. При этом большее снижение происходит в слое из менее жесткого материала (рис. 9). Нормальные поперечные напряжения σ_y в узком слое уменьшаются при снижении его модуля упругости и повышаются, если снижается модуль широкого слоя. Характер распределения касательных напряжений τ_{xy} с изменением модуля упругости одного из слоев сохраняется, но их уровень снижается в обоих слоях (см. рис. 9).

Выводы

Проведенные исследования показали, что в конструкциях узлов нежелательно использовать разнородные соединения с разной шириной слоев, особенно если это хрупкие материалы, т. к. вблизи точки A происходит концентрация напряжений. При этом в слое меньшей ширины возрастают нормальные напряжения σ_y и касательные напряжения, а в слое большей ширины — нормальные напряжения σ_x.

В целом снижение модуля упругости материала одного из слоев благоприятно влияет на уровень собственных напряжений, однако следует иметь в виду, что при уменьшении жесткости материала широкого слоя несколько возрастают поперечные напряжения на свободной боковой поверхности узкого слоя.

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.* Моделирование полей напряжений в паяных соединениях из разнородных материалов // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 17
4. *Ермолаев Г. В., Лабарткава А. В.* Применение ЭВМ для решения задач механики паяных узлов: Зб. наук. праць УДМТУ. — 1999. — **366**, № 2. — С. 55–64.

О ВЛИЯНИИ ИЗБИРАТЕЛЬНОГО ИСПАРЕНИЯ НА ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ МЕТАЛЛА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

В. В. КВАСНИЦКИЙ, М. В. МАТВИЕНКО, Ю. Г. КВАСНИЦКАЯ
(Нац. ун-т кораблестроения им. Адмирала Макарова, г. Николаев, Украина)

В настоящее время электронно-лучевые технологии, в частности, электронно-лучевая сварка (ЭЛС) и электронно-лучевой переплав (ЭЛП), широко используются в промышленности. Качество соединений при ЭЛС во многом зависит от химического состава металла шва, формирование которого определяется процессами испарения в веществах. Очистка металла от примесей при ЭЛП также основана на избирательном испарении за счет различных значений давления насыщенных паров элементов сплава. В работе с помощью ЭВМ разработаны методы расчета химического состава никелевых жаропрочных сплавов с учетом коэффициентов активности и взаимодействия элементов. Полученные результаты показывают, что учет коэффициентов активности легирующих элементов сплава существенно влияет на результаты расчета. Составлен банк данных и термодинамических величин, которые позволяют рассчитывать упругость паров, скорость испарения и изменение концентрации элементов, входящих в никелевые основы сплавов. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных показало, что расчет корректен не только для качественной, но и количественной оценки.

Electron beam technologies, namely electron beam welding (EBW) and electron beam remelting (EBR), have a wide commercial application now. Quality of the EBW joints depends in many respects upon the chemical composition of the weld metal. Formation of the latter is determined by the processes of evaporation of materials. Cleaning of metal from impurities in EBR is also based on the selective evaporation, which takes place due to different pressures of the saturated vapours of elements in an alloy. Methods have been developed using a computer for estimation of chemical composition of heat-resistant nickel alloys allowing for the coefficients of reactivity and interaction of elements. As shown by the results, allowance for the coefficients of reactivity of alloying elements in an alloy has a substantial effect on the calculation results. The data bank containing thermodynamic values has been compiled to calculate vapour pressures, evaporation rates and variations of the concentration of elements in the nickel base of the alloys. Comparison of calculation and experimental data shows that the calculation is correct not only for qualitative but also for quantitative estimation.

Очистка металла от примесей при ЭЛП основана на избирательном испарении за счет разности давлений насыщенных паров элементов сплава. Зная значения давлений насыщенных паров над сплавом, можно рассчитать ожидаемый состав металла после переплава.

Математические модели и закономерности процессов испарения при ЭЛП рассмотрены в [1–3]. Как показывает практика, одной из основных проблем расчета процессов испарения является определение коэффициентов активности и взаимодействия элементов сложнолегированных сплавов.

Активностью называется величина, подстановка которой вместо концентрации в термодинамические уравнения, делает последние применимыми для реальных растворов. У разбавленных (совершенных) растворов теплота смешения равна нулю, у реальных (регулярных) — не равна нулю вследствие химического взаимодействия, поэтому расчет через приращение изобарного потенциала вещества при его растворении или использованный нами расчет через теплоту растворения являются одним из эффективных путей расчета коэффициентов активности. Поскольку были рассмотрены конденсированные системы, коэффициент активности растворенного компонента, образующего химическое соединение A_mB_n с растворителем A, рассчитывали через свободную энергию образования этого соединения [4]. Для определения свободной энергии образования соединения A_mB_n использовали уравнение

$$\Delta G_T^0 = \Delta H^0 - \Delta\Phi_T^x T,$$

где ΔH^0 — тепловой эффект образования химического соединения; $\Delta\Phi_T^x$ — приведенный термодинамический потенциал, который является функцией теплового эффекта образования химического соединения. С учетом последнего пользовались уравнением

$$\Delta G_T^m = \Delta H_{298}^0 - 4{,}5\cdot 10^{-5}\Delta H_{298}^0 T,$$

коэффициент активности определяли по уравнению

$$RT\ln\gamma_B^0 = \Delta G^o_{\left(T,\ \frac{1}{n}A_mB_n\right)},$$

которое применимо для разбавленных растворов по элементу i.

Давление насыщенного пара никеля (растворителя) над раствором рассчитывали согласно за-

© В. В. КВАСНИЦКИЙ, М. В. МАТВИЕНКО, Ю. Г. КВАСНИЦКАЯ, 2004

кону Рауля. При анализе разбавленных растворов на основе никеля использовали как коэффициенты активности γ, основанные на отклонениях от закона Рауля, так и коэффициенты активности, выражающие отклонения от закона Генри. Обычно эти коэффициенты обозначают буквой f [4]. При использовании коэффициентов активности, основанных на отклонениях от закона Генри, за стандартное принимали состояние вещества, отвечающее 1-процентной массовой концентрации растворенного компонента, а также учитывали взаимосвязь между коэффициентами активности для различных стандартных состояний [4, 5].

Активность компонента B в растворе, где растворителем является компонент A, обычно изменяется при добавлении в раствор других компонентов. Для учета влияния других компонентов рассчитывали параметры взаимодействия. Параметры взаимодействия первого порядка $e_i^j = \left\{\frac{\partial \ln \gamma_i}{\partial x_i}\right\}_{x_j \to 0}$ показывают влияние добавляемых компонентов на коэффициент активности рассматриваемого компонента B, параметры взаимодействия второго порядка — характер изменения параметров взаимодействия первого порядка при добавлении других компонентов. При невысоких концентрациях растворенных компонентов параметрами взаимодействия второго порядка можно пренебречь, поэтому коэффициенты активности f_B определяли по уравнению [5]

$$\lg f_B = e_B^B[\%\ B] + e_B^C[\%\ C] + e_B^D[\%\ D] + \ldots ,$$

где e_i^j — параметры взаимодействия первого порядка, если за стандартное состояние принят 1-процентный раствор i-го компонента.

В работе использовали уравнения взаимосвязи параметров взаимодействия и их зависимости от температуры, описанные в [5].

Как отмечено в [4], практически нет систем, для которых имелись бы все данные, необходимые для расчета активности компонентов в растворах. Наиболее изучены параметры взаимодействия в сплавах на основе железа, данных для бинарных никелевых сплавов мало, а для жаропрочных их фактически нет. Поэтому мы прибегли к изложенным выше приближенным методам расчета, используя при этом экспериментальные и расчетные данные из [1–8] для сопоставления с полученными нами результатами.

Вначале была проанализирована принципиальная возможность удаления вредных примесей и рассмотрены их возможные предельные концентрации при рафинировании металла ЭЛП. При этом исходили из того, что очистка от примеси невозможна при равенстве давлений насыщенного пара растворителя (Ni) и примеси. К вредным примесям в жаропрочных сплавах, например, ЧС-70, ЧС-88, ЧС-104, регламентируемым по ТУ, относятся S, P, As, Sb, Bi, Pb, Mn, Si, Cu и Fe. Для оценки испарения элементов из никелевого сплава мы рассчитывали их активность в системе Ni–i по уравнениям из [4], которые хорошо согласуются с уравнениями из [7, 8]. Определение коэффициента активности кремния в никеле выполняли с помощью экспериментальных данных из [5], полученных с использованием высокотемпературного гальванического элемента.

Нами выполнены расчеты для коэффициентов активности, равных единице, и коэффициентов, рассчитанных по [4]. Применительно к вредным примесям с очень низкой концентраций (например, S, P, As, Pb, Sb и Bi) согласно закону Генри было принято, что в разбавленном растворе термодинамические характеристики растворенного вещества пропорциональны его концентрации (стандартное состояние — 1-процентный раствор).

Для расчета давлений насыщенных паров чистых элементов использовали данные работы [6], а также справочники термодинамических величин [9]. Расчеты выполняли по уравнению

$$\ln P_{i,T}^{o} = \frac{\Phi_{(i,\,г,\,T)}^{0} - \Phi_{(i,\,ж,\,T)}^{0} - \frac{\Delta_r H_0^o}{T}}{19{,}15},$$

где $\Phi_{(i,\,г,\,T)}^{0}$, $\Phi_{(i,\,ж,\,T)}^{0}$ — приведенные энергии i-го элемента в газообразном и жидком состоянии соответственно; $\Delta_r H_0^o$ — энтальпия испарения (сублимации) при $T = 0$.

Скорость испарения вычисляли по уравнению

$$v_i = 4{,}4 \cdot 10^{-4} P_i^{спл} \sqrt{\frac{A_i}{T}}\ (г/см^2 \cdot с),$$

где $P_i^{спл}$ — давление насыщенного пара i-го элемента над сплавом; A_i — атомная масса элемента.

Потерю i-го элемента за счет испарения через свободную поверхность F определяли по уравнению

$$m_i = \int_0^{\tau} F v_i d\tau.$$

Зная потерю массы каждого элемента, можно было рассчитать новые концентрации q_i' этого элемента в любой момент времени:

$$q_i' = \frac{mq_i/100 - \Delta m_i}{\sum_1^n (mq_i/100 - \Delta m_i)} 100,$$

где m — масса расплавленного металла; q_i — начальная массовая концентрация i-го элемента.

Расчет процессов испарения проводили для вакуумно-индукционной плавки (ВИП), с направленной кристаллизацией в том числе, и для ВИП, совмещенной с электронно-лучевым нагревом (ВИП + ЭЛП).

Для расчета рафинирования при ВИП + ЭЛП температуру индукционного нагрева принимали равной 1400 °С, температуру в пятне под электронным лучом диаметром 60 мм — 2100 °С, температуру нагрева ванны расплава за зоной пятна — 1700 °С. Первый цикл обработки электронным лучом длится 80 с, затем следует 60-секундный перерыв, в течение которого температура всего расплава составляет 1700 °С. Второй и третий цикл электронно-лучевого нагрева также занимают по 80 с с паузой 60 с между ними, т. е. за три цикла обработки нагрев электронным лучом продолжается 240 с. Скорость движения расплава составляет 0,4 м/с и обеспечивает в каждом цикле прохождение всей массы расплава под пятном электронного луча. Площадь поверхности нагрева под лучом с учетом скорости движения составляет $4a^2$, где a — радиус пятна нагрева. Схема, принятая в расчетах для этого случая, показана на рис. 1.

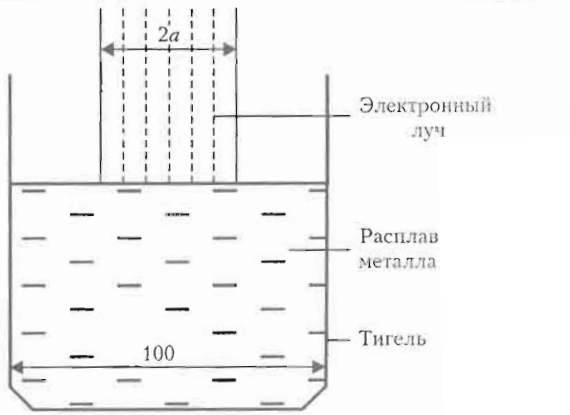


Рис. 1. Схема нагрева расплава, принятая в расчетах процесса испарения при ВИП + ЭЛП

Результаты расчетов процессов испарения с направленной кристаллизацией приведены на рис. 2, с нагревом электронным лучом — на рис. 3.

Анализ результатов расчета показывает, что при плавке с направленной кристаллизацией концентрация легирующих элементов в жаропрочных сплавах практически не изменяется, концентрация вредных легкоплавких примесей снижается значительно, концентрация марганца становится меньше, а кремния и железа остается постоянной.

Электронно-лучевой нагрев металла оказывает более существенное влияние на химический состав сплавов. Прежде всего следует отметить снижение концентрации хрома и повышение концентрации элементов, имеющих низкие значения давления насыщенных паров, например, C, W, Nb, а также незначительный рост концентрации Mo, Zr, Ti и Si, что обусловлено более значительными потерями элементов с высокой упругостью пара.

На основании полученных результаты следует указать на необходимость выполнять электронно-лучевую обработку в течение не более трех циклов. При увеличении количества циклов нужно предусматривать дополнительное легирование сплавов хромом и увеличение общей массы сплава за счет никеля, например, путем введения системы Ni–Cr.

Расчеты также показывают, что учет коэффициентов активности легирующих элементов сплава

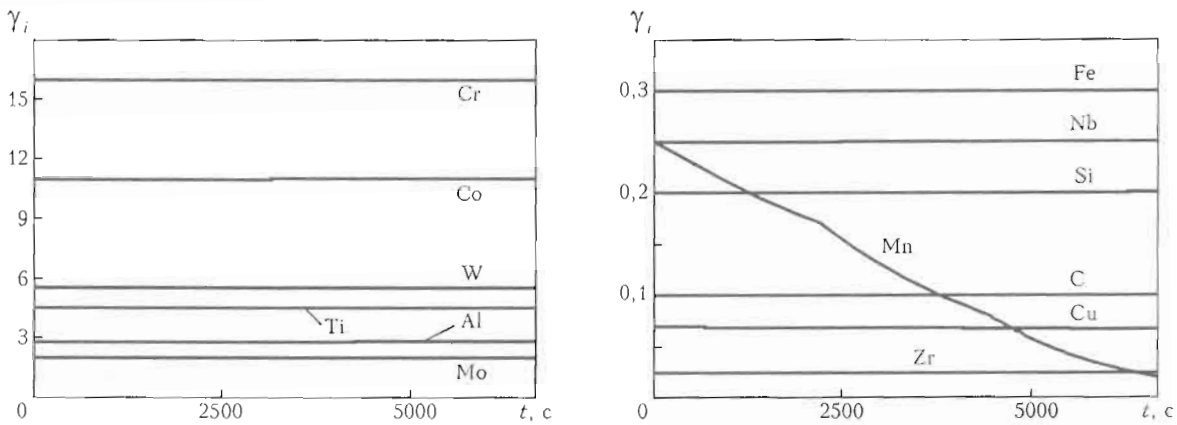


Рис. 2. Концентрация элементов с учетом коэффициентов активности при ВИП с направленной кристаллизацией

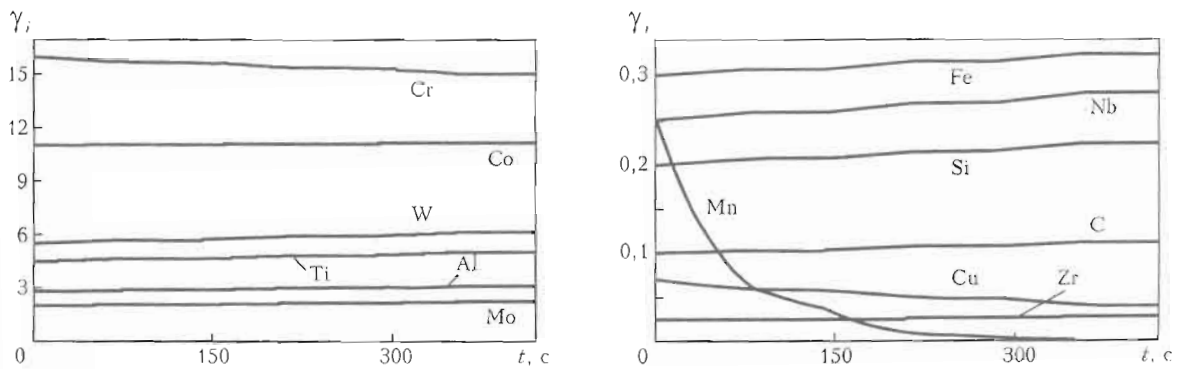


Рис. 3. Концентрация элементов с учетом коэффициентов активности при ЭЛП

Концентрация некоторых элементов сплава ЧС-70 после переплава

Химический элемент	Концентрация элементов, вес. %			
	До переплава	ВИП → ВИП	ВИП → (ВИП + ЭЛП)	(ВИП + ЭЛП) → (ВИП + ЭЛП)
Cr	15,90	16,00	15,70	15,20
Co	11,00	11,16	11,66	11,80
W	5,50	5,67	6,00	6,20
Mn	0,22	0,20	0,12	0,02
Ti	4,50	4,42	4,22	4,20
S	0,006	0,005	0,004	0,001
P	0,006	0,006	0,006	0,006
As	0,0004	0,0003	0,0002	0,0002
Sb	0,00038	0,00034	0,00031	0,00025
Bi	0,00004	0,00004	0,00002	0,00002
Pb	0,0007	0,0007	0,0008	0,0008

оказывает незначительное влияние на снижение концентрации вредных легкоплавких примесей. Так, незначительное увеличение концентрации кремния в сплаве отмечено при учете коэффициента активности кремния и влияния на него хрома. Увеличение коэффициента активности кремния под влиянием хрома связано с меньшей энергией связи атомов кремния и хрома в силициде хрома по сравнению с энергией связи атомов кремния и никеля в силициде никеля [7]. Полученные расчетные результаты согласуются с тенденцией изменения концентрации легирующих элементов, которая наблюдается при анализе экспериментальных данных об изменении состава жаропрочных сплавов в процессе рафинирования отходов. В качестве примера в таблице приведена концентрация некоторых элементов сплава ЧС-70 после переплава.

Выводы

1. Математические модели, разработанные для расчета процессов испарения элементов при ВИП и ВИП + ЭЛП, показали, что при ВИП происходит удаление As, Pb, S, P и Mn.

2. При совмещенном процессе ВИП + ЭЛП концентрация легирующих элементов изменяется более существенно, чем при ВИП. Особо следует отметить снижение концентрации Cr (до 0,4 % за одну обработку электронным лучом) и Cu. Концентрация Zr и Al остается на прежнем уровне, а W, Co и Fe несколько возрастает. На испарение Si и Al значительное влияние оказывают низкие коэффициенты активности этих элементов в Ni.

3. При многократном совмещенном переплаве необходима подшихтовка сплава Ni и Cr.

4. Расчетные результаты полностью согласуются с результатами химического анализа сплавов.

1. *Математическая* модель расчета состава металла при электронно-лучевом переплаве жаропрочных сплавов на основе никеля / В. Н. Бороненков, М. Л. Жадкевич, А. И. Соломатин, С. В. Ахонин // Проблемы спец. электрометаллургии. — 1995. — № 2. — С. 24–35.
2. *Ахонин С. В., Мовчан Б. А.* Некоторые закономерности электронно-лучевого испарения из горячего источника // Там же. — 1996. — № 2. — С. 17–25.
3. *Ахонин С. В., Мовчан Б. А.* Математическое моделирование процессов электронно-лучевого испарения многокомпонентных сплавов на основе никеля из расплава ниобия // Там же. — 1996. — № 3. — С. 20–24.
4. *Куликов И. С.* Раскисление металлов. — М.: Металлургия, 1975. — 504 с.
5. *Казачков Е. А.* Расчеты по теории металлургических процессов: Учеб. пособие для вузов. — М.: Металлургия, 1988. — 288 с.
6. *Куликов И. С.* Термическая диссоциация соединений. — М.: Металлургия, 1965. — 576 с.
7. *Самарин А. М., Аверин В. В.* Физико-химические основы выплавки жаропрочных сплавов // Физико-химические исследования жаропрочных сплавов: Докл. на научной сессии по проблемам жаропрочных металлов и сплавов. — М.: Наука, 1968. — С. 5–18.
8. *Термодинамические* характеристики аустенитных сталей и никелевых сплавов / Ю. А. Душин, Ю. В. Перетягин, Г. А. Комиссарчик, А. М. Немец // Изв. АН СССР. Металлы. — 1981. — № 3. — С. 141–145.
9. *Гурвич Л. В., Вейц И. В., Медведев В.А. и др.* Термодинамические свойства индивидуальных веществ: Справ. изд.: в 4-х т. — М.: Наука, 1978–1982.

РАЗВИТИЕ СИСТЕМЫ ArcWeldSys В АСПЕКТЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И ИНФОРМАЦИОННОГО НАПОЛНЕНИЯ

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

Компьютерная система ArcWeldSys (выбор сварочных материалов на основе компьютерного моделирования основных характеристик сварного соединения), разработанная в ИЭС на основе математического моделирования и соответствующего информационного обеспечения, помогает при разработке и выборе технологии дуговой сварки конструкционных сталей.

Computer system ArcWeldSys (selection of welding consumables involving computer-aided modelling of main characteristics of a welded joint), developed by the E. O. Paton Electric Welding Institute on the basis of mathematical modelling and appropriate information support, is helpful for development and selection of a technology for arc welding of structural steels.

Известно, что при дуговой сварке конструкционных сталей широкий ассортимент сварочных материалов, предлагаемых различными фирмами-изготовителями, затрудняет выбор наиболее рационального варианта для практического применения. Традиционно такой вариант определяется экспериментально, что требует проведения большого объема испытаний на образцах и немалых материальных затрат.

Применение компьютерной системы ArcWeldSys [1, 2], разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона специально для прогнозирования свойств зоны сварного шва соединения при дуговой сварке конструкционных сталей, позволяет существенно сократить количество экспериментов при выборе сварочных материалов. С помощью средств математического моделирования и соответствующего информационного обеспечения система выдает в качестве результата техническую информацию, на основании которой специалист-сварщик отдает предпочтение тому или иному варианту сварочных материалов, режимов и условий сварки. При этом исходной информацией для работы системы являются паспортные данные фирмы-изготовителя сварочных материалов.

Напомним, что для работы системы ArcWeldSys необходимо указать тип свариваемой конструкционной стали основного материала и ее химический состав; химический состав наплавляемого металла, режим дуговой сварки, коэффициент наплавки, а также описать геометрию разделки сварного соединения. В результате работы для каждого альтернативного варианта система выдает следующую информацию (рис. 1):

- размер и форму зоны проплавления (ЗП) для корневого шва и последующих проходов, условия формирования сварного шва, риск прожога или непроплавления при выполнении корневого шва;
- химический состав металла ЗП;
- ожидаемый микроструктурный состав металла ЗП и зоны термического влияния (ЗТВ) после остывания;
- механические свойства в ЗП и ЗТВ (твердость, временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение и сужение, ударную вязкость (KCV) при температурах −30...−70 °С, ударную вязкость KCU;
- риск образования горячих или холодных трещин.

Система ArcWeldSys построена на основе математического моделирования характерных физических явлений при сварке плавлением, определяющих качество сварного соединения: кинетику температурных полей и фазовых превращений, сопровождающих процесс формирования сварного соединения. По сравнению с первой версией система содержит дополнительные расчетные алгоритмы, в том числе учет особенностей внесения тепла присадочным материалом при сварке под флюсом, определение необходимой температуры подогрева для предотвращения возникновения горячих и холодных трещин.

В качестве примера работы системы приводится вариант сварки под флюсом стыкового соединения с подваркой из высокопрочной низколегированной стали с карбонитридным упрочнением 10Г2ФБЮ. Марка флюса — АН-67А, марка проволоки — Св-10НМА. Все предварительные рабочие окна системы, в которых задается необходимая информация, опущены. На рис. 2 представлен протокол выбора данных. На рис. 3–6 показаны результаты расчета данного варианта.

Успешное применение расчетных алгоритмов, положенных в основу системы, во многом зависит

© Т. В. КОРОЛЕВА, 2004

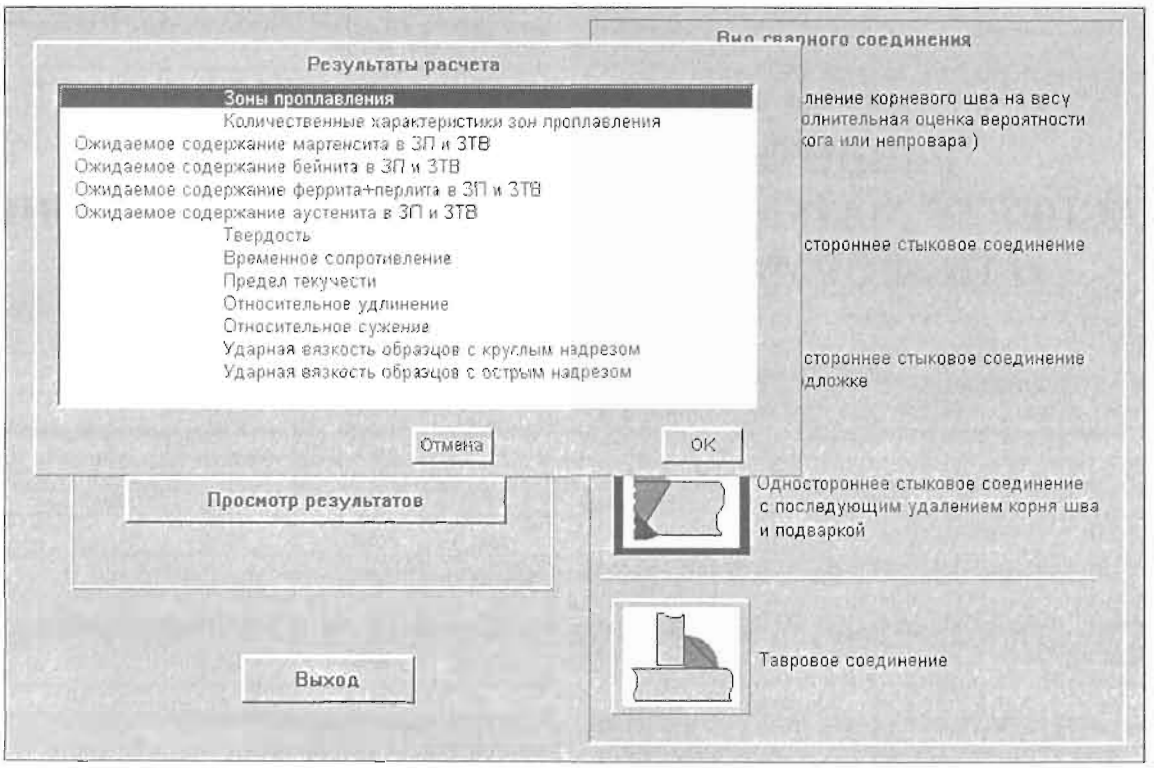


Рис. 1. Список расчетных характеристик сварного соединения

от наличия достоверной информации о важнейших параметрах: характеристиках источника тока при различных видах дуговой сварки; теплофизических свойствах материала; критических температурах; диаграммах анизотермического распада аустенита (АРА) (или Шеффлера) либо параметрических уравнениях, их заменяющих; регрессионных соотношениях, связывающих микроструктуру и механические свойства материала данного типа; характеристиках транспорта водорода в зависимости от

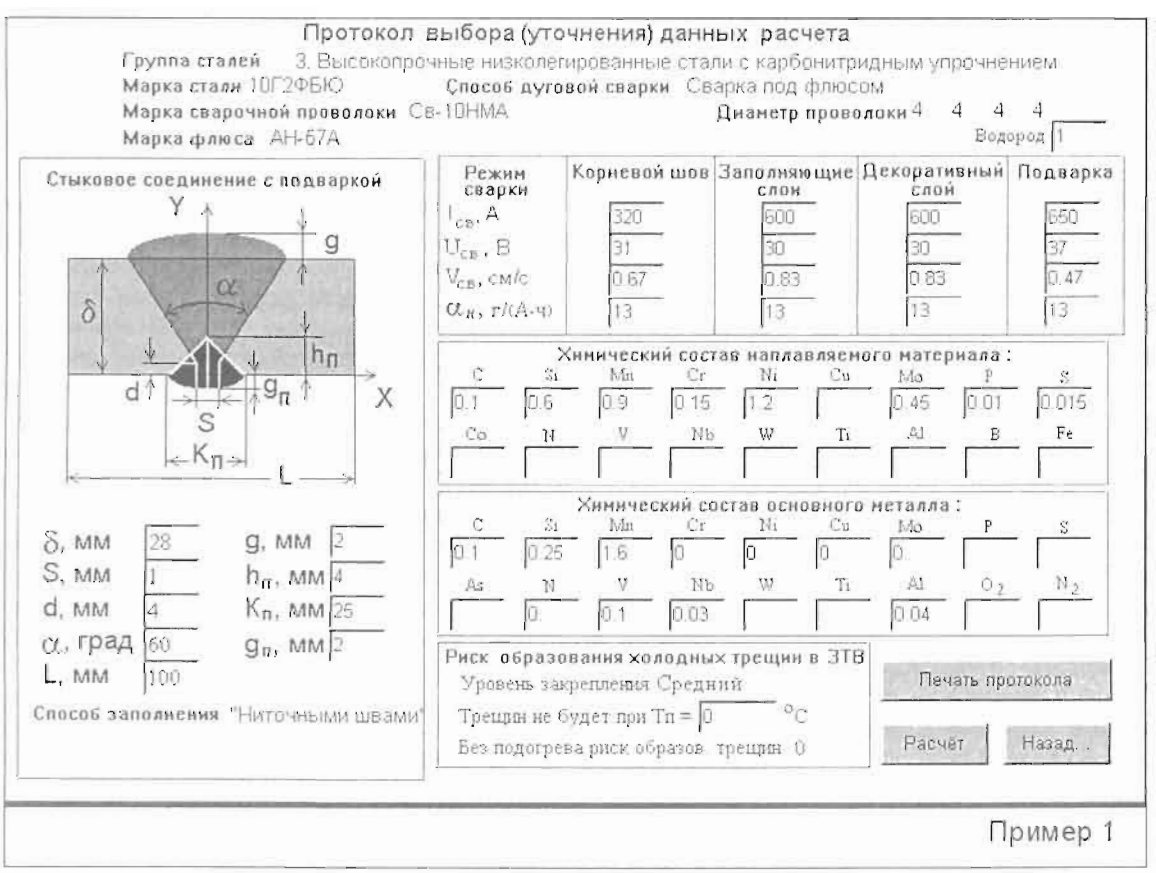


Рис. 2. Протокол выбора данных для расчета

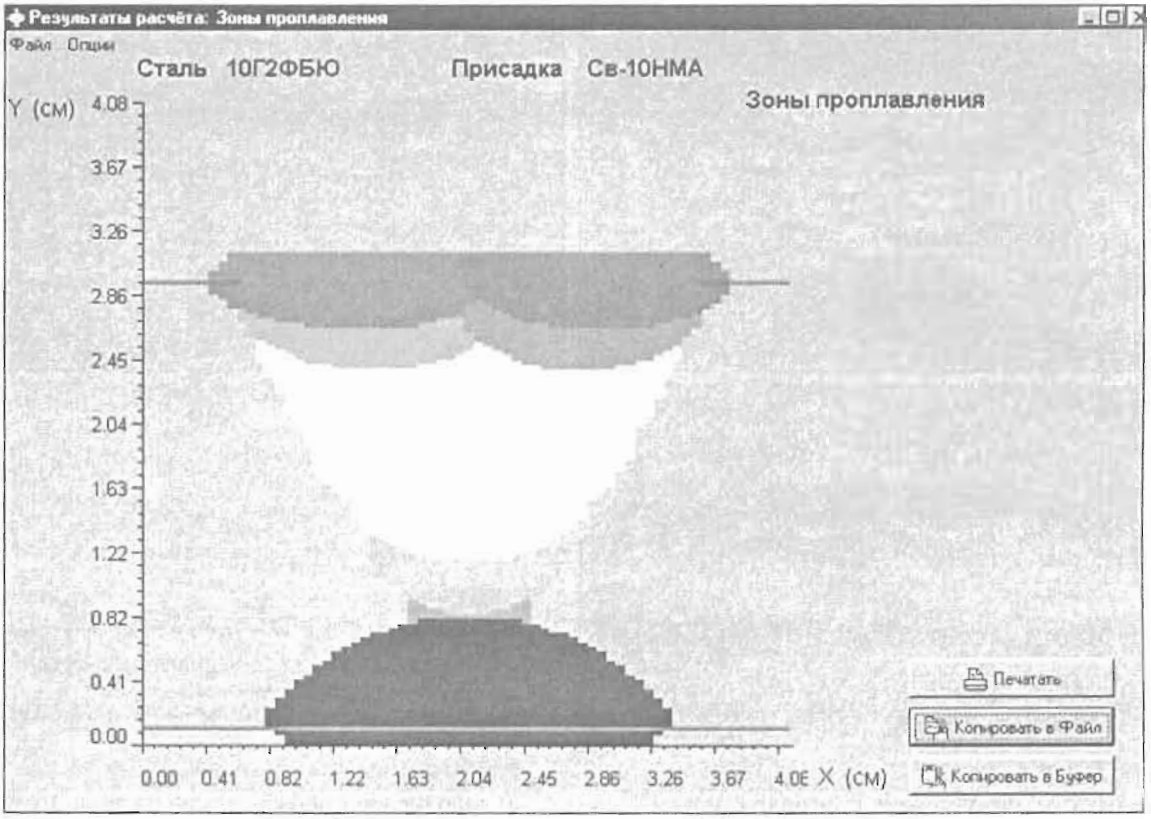


Рис. 3. Графический вид формирования зон проплавления

микроструктуры и температуры. Указанное обстоятельство определяет необходимость присутствия в системе баз данных, с помощью которых можно получить возможно большую часть перечисленной выше информации. Желательно, чтобы необходимая информация из баз данных могла поступать автоматически. Однако пользователь должен иметь доступ к контролю за этой информацией и ее уточнению.

Кроме того, структура системы должна быть такова, чтобы не только удовлетворять ее функциональному назначению, но и быть удобной для

Марка стали - 10Г2ФБЮ
Марка присадочного материала - Св-10НМА
Стыковое соединение (выполнено "ниточными швами") Высота усиления 0.16 см
Подвар толщиной 0.40 см и шириной 2.50 см Высота усиления подвара 0.14 см

========= Корневой шов
Qpog= 12585.07 Дж/см v_{sv}= .67 см/с H= .88 см
Shva= .23см^2 Spro= .42см^2

C= .100 Mn= 1.208 Si= .446 Cr= .084 Ni= .673 Mo= .252 Nb= .013
V= .044 Al= .018 Cu= .000 Ti= .000 W= .000 P= .006 S= .008
========= 1 Заполняющий слой
Qpog= 18433.74 Дж/см v_{sv}= .83 см/с H= 1.26 см
Shva= .36см^2 Spro= .63см^2

C= .100 Mn= 1.112 Si= .494 Cr= .105 Ni= .837 Mo= .314 Nb= .009
V= .030 Al= .012 Cu= .000 Ti= .000 W= .000 P= .007 S= .010
========= 2 Заполняющий слой
Qpog= 18433.74 Дж/см v_{sv}= .83 см/с H= 1.52 см
Shva= .35см^2 Spro= .68см^2

C= .100 Mn= 1.060 Si= .520 Cr= .116 Ni= .926 Mo= .347 Nb= .007
V= .023 Al= .009 Cu= .000 Ti= .000 W= .000 P= .008 S= .012
И т.д.

Рис. 4. Количественные характеристики зон проплавления

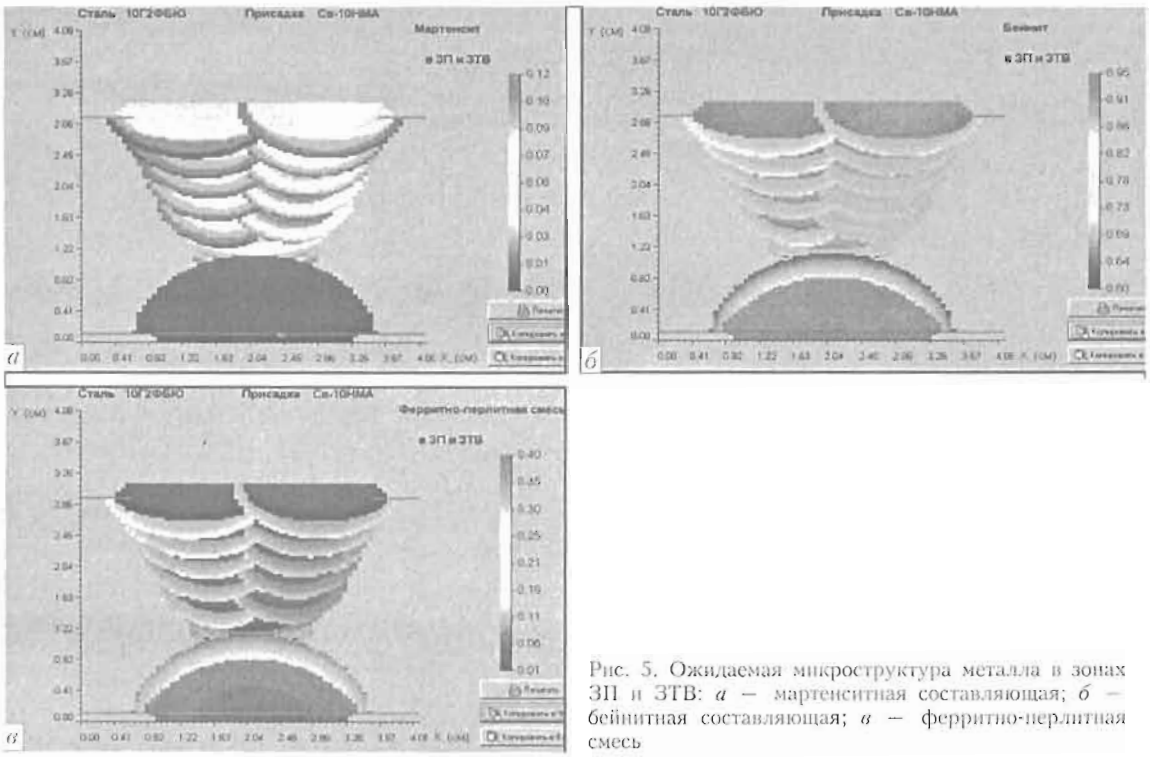


Рис. 5. Ожидаемая микроструктура металла в зонах ЗП и ЗТВ: *а* — мартенситная составляющая; *б* — бейнитная составляющая; *в* — ферритно-перлитная смесь

практического применения благодаря максимальной информативности и дружественному интерфейсу, позволяющим оперативно получать необходимые расчетные оценки по всем вопросам сравнения выбираемых сварочных материалов, не требуя от пользователя специальных знаний по параметрам моделирования, численным методам решения и т.д.

В дополнение к первой версии система ArcWeldSys снабжена набором подсказок, в основе которых лежит справочная информация. Так, система оказывает помощь при выборе режимов дуговой сварки МАГ сплошной проволокой при нормальном вылете электрода. Теперь свобода действий пользователя при задании режимов сварки несколько «ограничена», система контролирует:

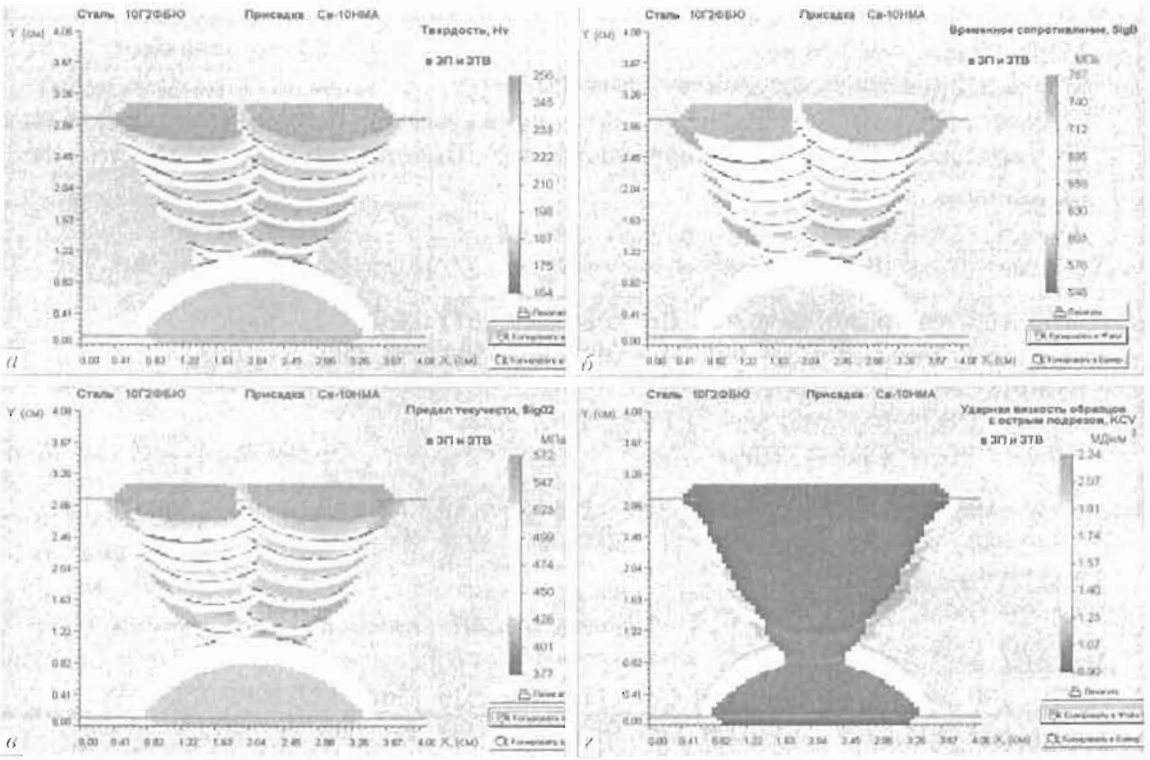


Рис. 6. Некоторые расчетные механические свойства металла в зонах ЗП и ЗТВ: *а* — твердость *HV*; *б* — временное сопротивление $\sigma_в$, МПа; *в* — предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа; *г* — ударная вязкость KCV_{-30}, МДж/м^2

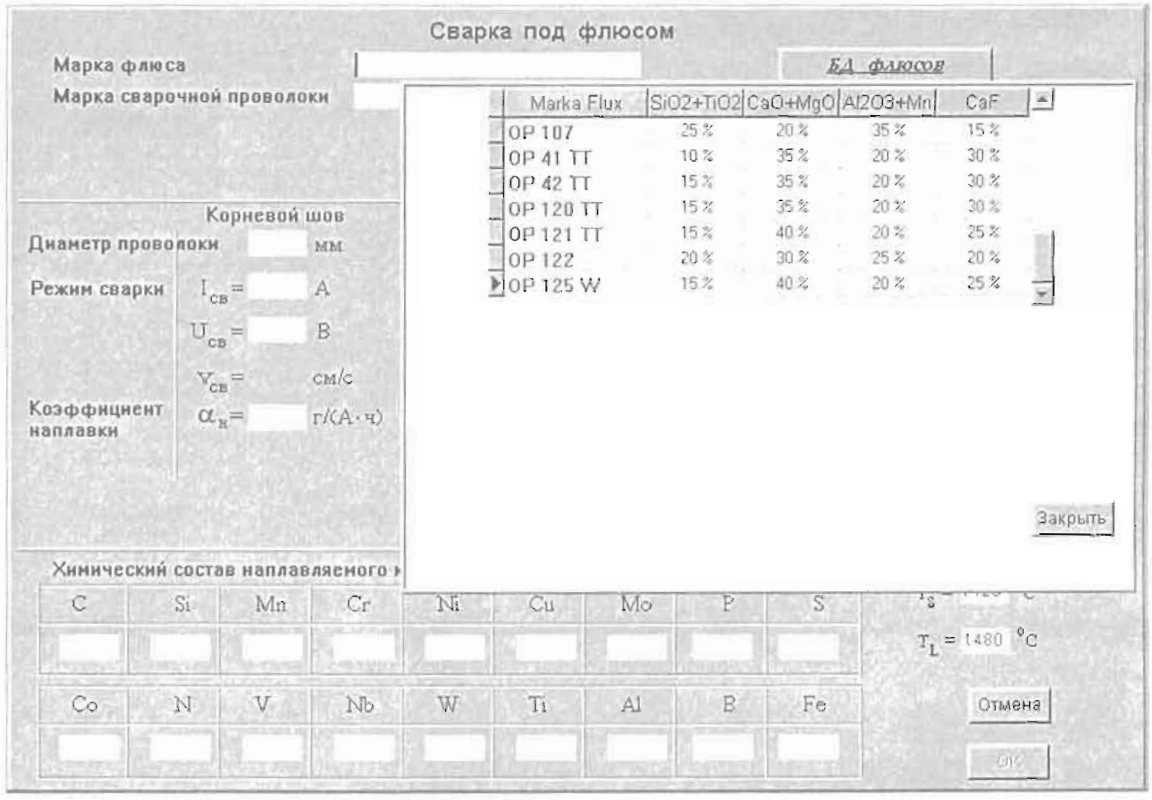


Рис. 7. Список флюсов формируется в зависимости от выбора группы стали основного материала

• правильность задания диаметра при этом виде сварки (0,8, 1, 1,2, 1,6, 2 или 2,4 мм);

• соответствие значения тока выбранному диаметру электрода;

• рассчитывает соответствующее напряжение и коэффициент наплавки.

Необходимость предварительного задания группы стали основного материала объясняется тем, что зависимости между сварочным током, напряжением и коэффициентом наплавки для разных сталей различны.

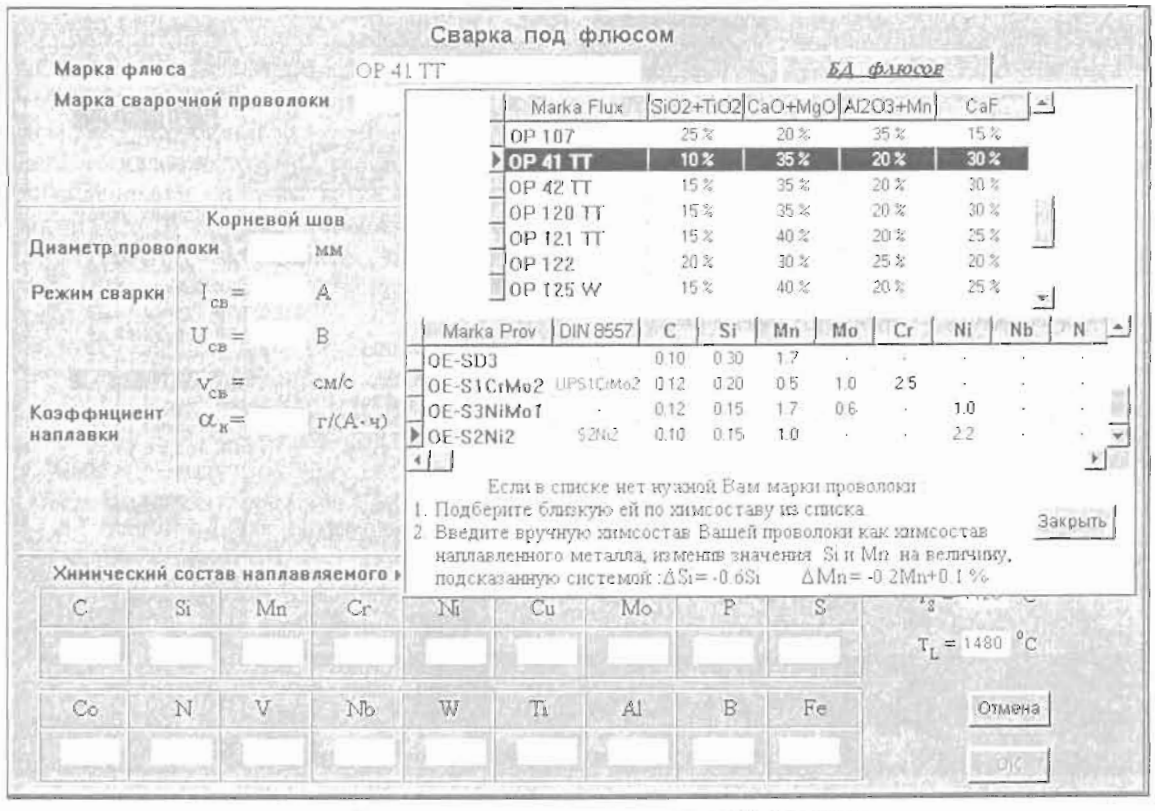


Рис. 8. При выборе проволоки химический состав наплавляемого металла заполняется автоматически



Рис. 9. При выборе фирмы-изготовителя предъявляется список порошковых проволок этой фирмы

Изменения коснулись также процесса дуговой сварки под флюсом. В новой версии системы созданы базы данных флюсов и электродных проволок, применяемых для каждого конкретного флюса. Теперь пользователь системы освобожден от задания химического состава наплавляемого материала – достаточно выбрать из списка марку флюса и марку проволоки. В зависимости от выбранной группы сталей, к которой относится конкретный основной материал, к работе подключается соответствующий раздел базы данных и формируется список марок, применяемых в данном случае

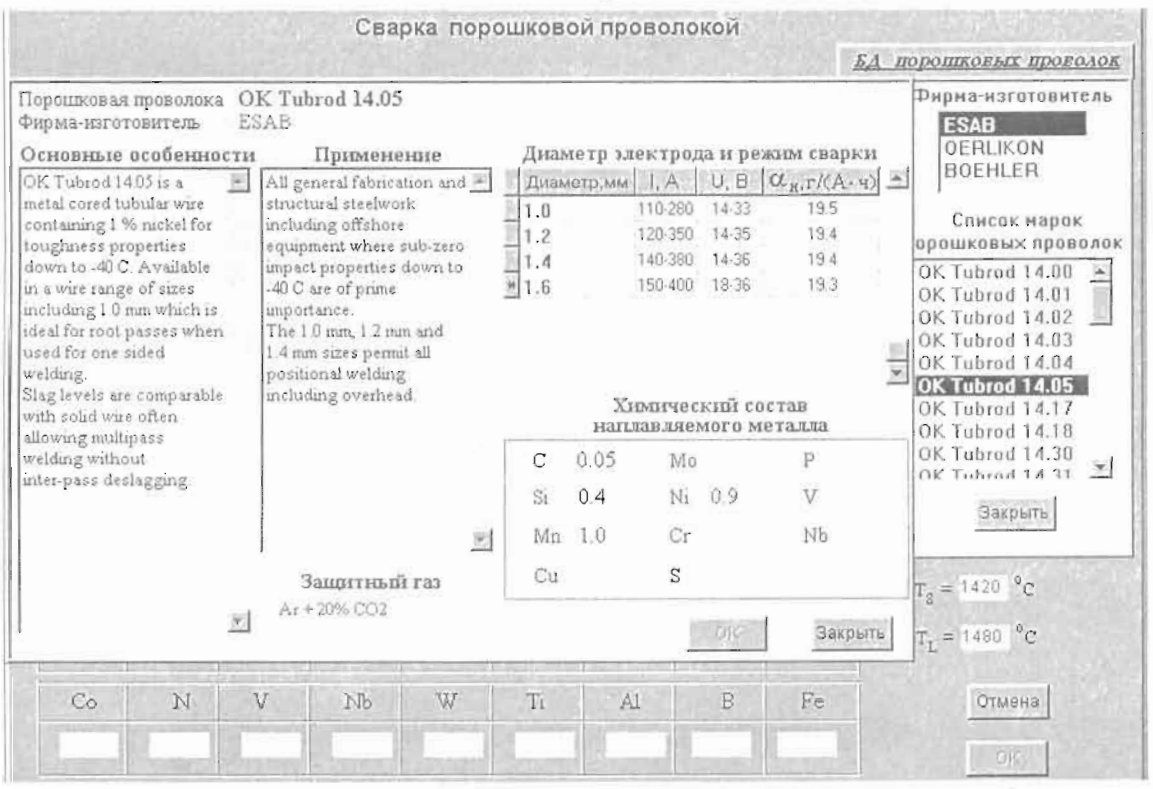


Рис. 10. При выборе проволоки задается химический состав наплавленного металла и предоставляется информация о режимах сварки и особенностях применения данной проволоки. Выбор диаметра проволоки задает режим сварки

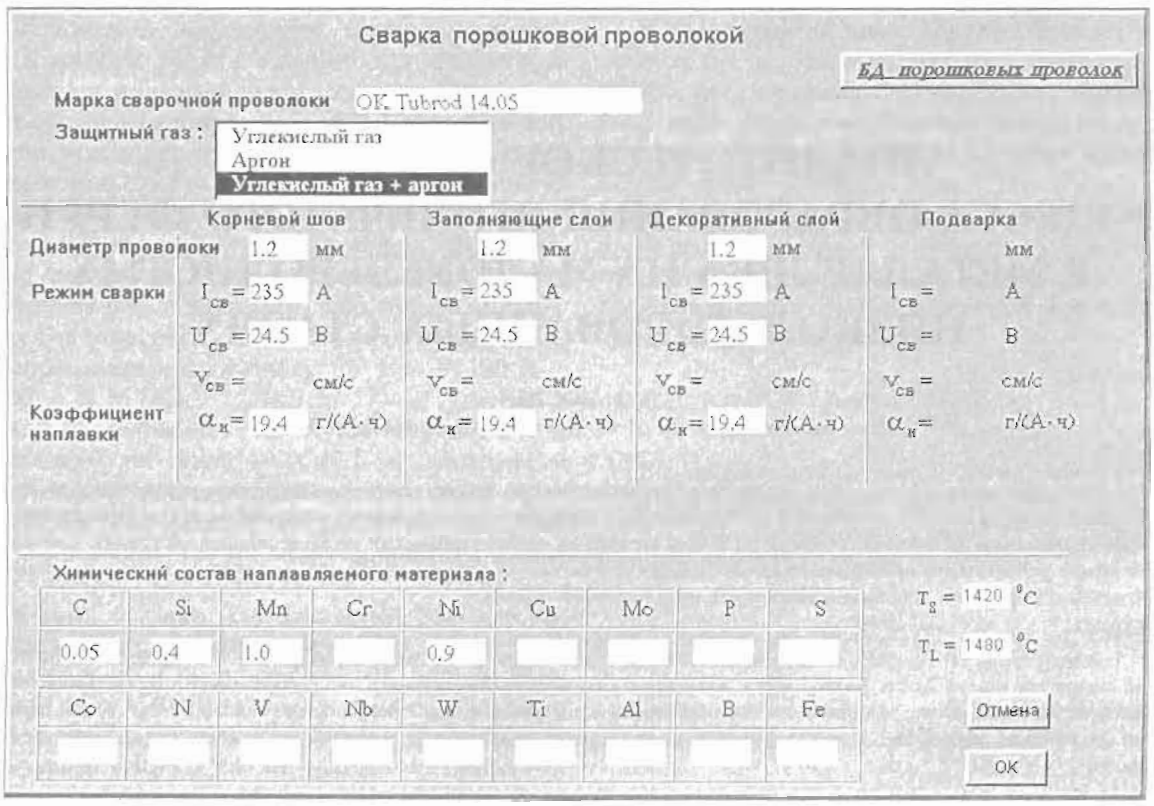


Рис. 11. Результирующее окно при вводе данных о способе сварки порошковой проволокой

флюсов с указанием химического состава для каждого из них.

При выборе конкретного флюса предлагается список марок электродных проволок, применяемых в данном случае для автоматического задания химического состава наплавленного металла. Благодаря тому, что список содержит подробную информацию о химическом составе каждой проволоки, возможности системы расширяются: даже в том случае, если окажется, что интересующей пользователя марки проволоки нет в списке, предлагаемом системой, выход прост. Достаточно воспользоваться подсказкой системы относительно изменения химического состава проволоки по таким двум определяющим компонентам, как кремний и марганец. Эта часть работы системы проиллюстрирована рис. 7, 8.

Кроме того, создана база данных, содержащая информацию о свойствах порошковых проволок. Рабочее окно системы при обращении к этой базе представлено на рис. 9–11. Вначале пользователь должен выбрать одну из ведущих фирм-изготовителей сварочных материалов: ESAB (Швеция), BOEHLER (Австрия), OERLIKON-Welding (Швейцария). Перемещаясь по списку марок порошковых проволок, выпускаемых конкретной фирмой, можно просмотреть основные характеристики каждой из них: назначение проволоки, особенности и условия применения, силу тока и напряжение при сварке, значение коэффициента наплавки, типичный химический состав наплавляемого металла, защитный газ, возможные диаметры проволоки. Выбрав конкретный диаметр проволоки из предлагаемого списка, пользователь тем самым задает режим сварки. Таким образом, результирующее рабочее окно (рис. 11) после обращения к базе данных порошковых проволок содержит всю необходимую информацию относительно способа сварки для дальнейшей работы системы.

Существующая в настоящее время «Информационно-справочная система для выбора характеристик сварочных электродов» как самостоятельный программный продукт в дальнейшем послужит прообразом для создания встроенной в систему ArcweldSys базы данных по сварочным электродам.

Разработанные базы данных в дальнейшем планируется пополнять.

Таким образом, компьютерная система ArcWeldSys получила дополнительное развитие в части информационного наполнения, что дает возможность с большей точностью и удобством прогнозировать свойства сварного шва в зависимости от выбранных сварочных материалов, заметно сократив количество экспериментов, необходимых, впрочем, для окончательного решения.

1. *Махненко В. И., Королева Т. В., Лавринец И. Г.* Компьютерная система выбора сборочных материалов для дуговой сварки конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 2003. — № 2. — С. 14–23.
2. *Информационный* сайт www.arc-welding.kiev.ua

АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ИГОЛЬЧАТОГО ФЕРРИТА В МЕТАЛЛЕ ШВА НА МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

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

На основании экспериментальных результатов установлено, что вокруг некоторых типов неметаллических включений образуется область химической неоднородности с повышенным содержанием марганца и никеля. Предложена модель образования игольчатого феррита в металле шва на малоуглеродистых низколегированных сталях. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных о влиянии кислорода и размера аустенитного зерна на долю игольчатого феррита показало адекватность предложенной модели.

It has been found on the basis of experimental results that a region of chemical heterogeneity with increased content of manganese and nickel is formed about some types of non-metallic inclusions. The model describing formation of acicular ferrite in low-carbon low-alloy steel weld metal is suggested. Comparison of calculation and experimental data on the effect of oxygen and austenite grain size on the content of acicular ferrite has shown adequacy of the suggested model.

Оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств металла шва на низколегированных сталях достигается в основном за счет благоприятной комбинации ферритно-цементитных составляющих структуры.

Известно [1–3], что в этом комплексе структура игольчатого феррита (ИФ) (рис. 1) обладает наиболее высокими показателями стойкости к хрупкому разрушению. Это обусловлено ее морфологическими особенностями: ИФ формируется преимущественно внутри первичных кристаллитов; иглы ИФ имеют длину 2...8 мкм и толщину 1...2 мкм; отношение их сторон составляет 1:3...1:10; между иглами формируются высокоугловые границы с углом разориентации > 20°; на границах раздела между ферритными зернами наблюдается выделение микрофаз — карбидной или мартенситно-аустенитно-карбидной (МАК); внутри зерен ИФ формируется высокая плотность дислокаций ($\rho = 10^{12}$ см$^{-2}$). Образование ИФ происходит в области промежуточного превращения (рис. 2).

Удельный объем фазы, образовавшейся во время охлаждения аустенита, определяется температурой и скоростью охлаждения шва в диапазоне температур 800...500 °С. Количественно массовая доля новой фазы (феррит, перлит, бейнит) рассчитывается с учетом скорости охлаждения по формуле Мехля–Аврами, которая была получена для фаз, образующихся диффузионным путем. Доля мартенситной составляющей определяется по фор-

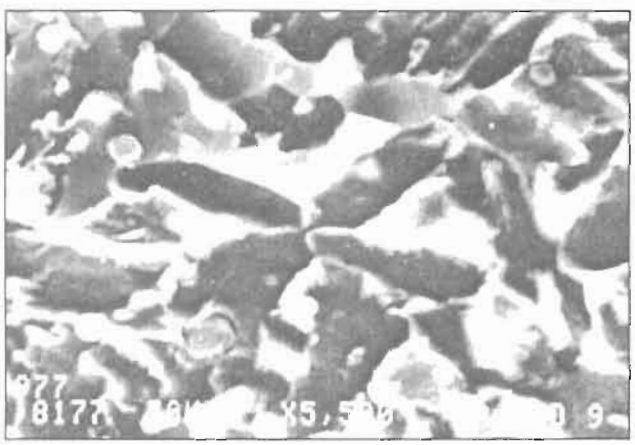


Рис. 1. Морфология игольчатого феррита в структуре шва на стали 10ХСНД

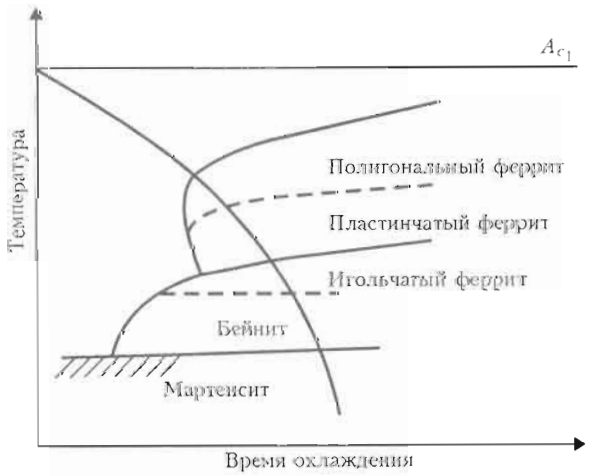


Рис. 2. Диаграмма термокинетического превращения в металле шва на стали 10ХСНД

© В. А. КОСТИН, 2004

муле Койститена–Марбургера. Однако применимость формулы Мехля–Аврами для бейнитного превращения вызывает некоторое сомнение, т. к. бейнит образуется в промежуточной области и ему присущи особенности как диффузионного, так и мартенситного превращения. Вместе с тем, анализ литературных данных [4, 5] показывает, что до сих пор отсутствует математическая модель, непосредственно связанная с образованием ИФ, т. к. в большинстве работ доля ИФ либо совсем не определяется и относится к бейнитной составляющей, либо определяется по остатку (% ИФ = 100 % – – % ПФ – % МАК).

Наши исследования структуры сварных швов, выполненных на стали 10ХСНД автоматической сваркой под флюсом, методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии показали, что ИФ формируется на неметаллических включениях (НМВ), окруженных областями с отличным от матрицы составом, содержащими большее количество никеля и марганца (рис. 3).

Аналитическое выражение для определения объемной доли ИФ было получено по математической модели Бхадеши [6] образования Видманштеттова феррита (ВФ). Оно учитывало, что скорость диффузии углерода определяет процесс образования как ВФ, так и ИФ, а также что ВФ образуется преимущественно по границам аустенитных зерен, хотя согласно полученным нами результатам ИФ образуется от областей химической неоднородности вокруг НМВ. В работе [6] объемная доля ВФ определяется, исходя из того факта, что он зарождается по межзеренным границам аустенита и, следовательно, его доля пропорциональна удельной площади поверхности раздела γ/α на единицу длины границы γ-зерна:

$$S = \frac{c_2 3(D_\gamma - 4q'c_1)}{(3D_\gamma^2/4c_1)}, \qquad (1)$$

где c_2 — коэффициент, учитывающий, что ВФ зарождается только на части поверхности; $D\gamma$ — размер первичного аустенитного зерна; q' — полутолщина зернограничного феррита; $c_1 = \mathrm{tg}\,30°$ — константа.

В предлагаемой нами модели образование ИФ происходит от областей твердого раствора вокруг НМВ, обогащенных легирующими элементами (марганцем, никелем). Примем, что средний размер этих зон равен $R_з$ и их количество прямо пропорционально объемной доле НМВ ($f_{НМВ}$). Учтем также, что ИФ образуется не от всех НМВ, а только от их части α, и $\alpha f_{НМВ}$ — объемная доля участков, обогащенных легирующими элементами. Среднее расстояние между этими участками может быть найдено по формуле:

$$\lambda = \left(\frac{V/f}{4/3\pi R_з}\right). \qquad (2)$$

Выражение для удельной суммарной поверхностной доли обогащенных участков, от которых образуется ИФ, на единицу длины (т. е. выражение, аналогичное (1)), примет вид

$$S = c_2 \frac{4\pi R_з^2}{\lambda^3}(D_\gamma - 4qc_1). \qquad (3)$$

Подставив (3) в формулу Бхадеши [6] для определения объемной доли ВФ, запишем

$$V_{ac} = \int_{t=0}^{t_2} [c_3 G(t_2 - \tau)] \left[\frac{I_{ac} d\tau S}{3D_\gamma^2/4c_1}\right] \qquad (4)$$

(где G = const — скорость роста ферритных зерен; τ — инкубационный период образования единичной иглы; t_2 — время образования феррита; I_{ac} — скорость зарождения на единицу площади поверхности раздела γ/α (I_{ac} принята постоянной); S — удельная суммарная поверхностная доля обогащенных участков) и получим уравнение для определения объемной доли ИФ:

$$V_{ИФ} = c_4 \frac{G4\pi R_з^2}{\lambda^3} \frac{(D_\gamma - 4q'c_1)}{D_\gamma^2} t_2^2. \qquad (5)$$

С учетом уравнения $t_2 = t_{8/5} = q/v1/(2\pi\Lambda)$, где Λ — коэффициент теплопроводности, введем $K_{ст} = 4\pi c_4 GR_з^2/(4\pi^2\Lambda^2\lambda_3) = c_4 GR_з^2/(\pi\Lambda^2\lambda^3)$ и $D_{кр} = 4q'c_1$ и получим следующее уравнение, связыва-

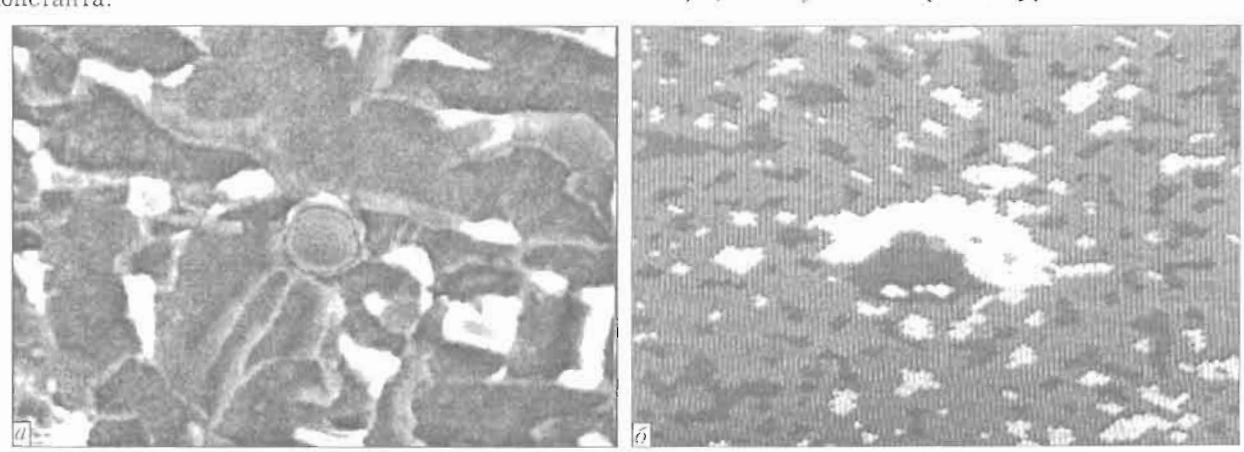


Рис. 3. Область химической неоднородности, образующаяся вокруг неметаллических включений (*а* — ×3000), и карта распределения концентрации никеля (*б* — ×5000)

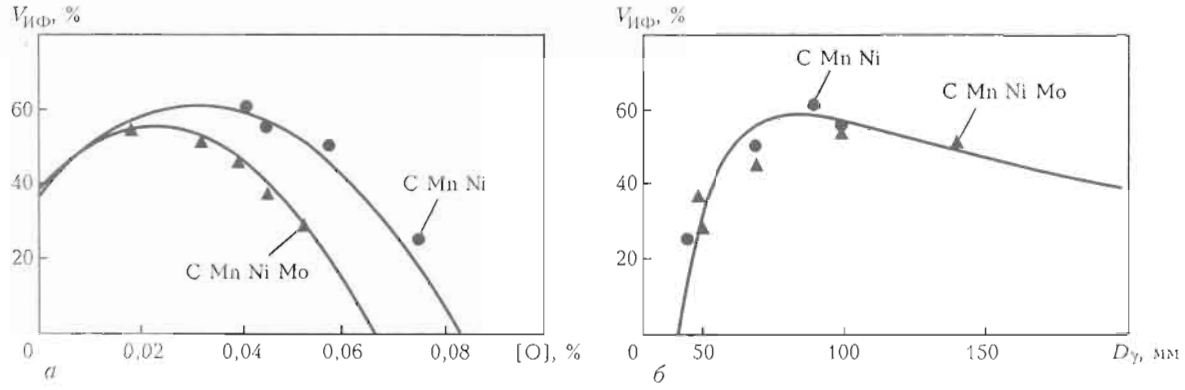


Рис. 4. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных о влиянии кислорода (*а*) и размера аустенитного зерна (*б*) на долю игольчатого феррита

ющее объемную долю ИФ с размером первичного аустенитного зерна:

$$V_{ИФ} = K_{ст} \frac{(D_\gamma - D_{кр})}{D_\gamma^2} \left(\frac{q}{v}\right)^2. \qquad (6)$$

Используя уравнения Зенера ($D_\gamma = 2/3d_{НМВ}/f_{НМВ}$, $f_{НМВ} = 0{,}055([O] + [S])$ и $[O] = [O]_* + [S]$), получаем выражение, связывающее $D\gamma$, $d_{НМВ}$ и $[O]_*$ в виде $D\gamma = 12{,}12d_{НМВ}/[O]_* \approx 12d_{НМВ}/[O]_*$. Подставив выражение для D_γ в (6), получим следующее уравнение, показывающее влияние кислорода на объемную долю ИФ:

$$V_{ИФ} = R_{ст}[O]_*(C_0 - [O]_*)\left(\frac{q}{v}\right)^2, \qquad (7)$$

где $R_{ст} = \frac{K_{ст}D_{кр}}{(12d_{НМВ})^2}$; $C_0 = 12\frac{d_{НМВ}}{D_{кр}}$.

Сопоставление расчетных и экспериментальных данных о влиянии кислорода и размера аустенитного зерна на долю ИФ представлено на рис. 4.

Полученные результаты позволили объяснить ряд особенностей, наблюдающихся в швах со структурой ИФ, а именно: характер влияния размера первичного аустенитного зерна, размера и объемной доли НМВ, а также содержания кислорода на объемную долю ИФ.

Было установлено, что существует единый механизм образования ИФ, тогда как подготовительные процессы для его реализации различны (химическая микронеоднородность твердого раствора или образование вокруг НМВ зоны концентрации соответствующего состава). НМВ в той же степени влияют на образование ИФ, в какой они способствуют образованию зон концентрации вокруг них самих.

Полученное численное выражение для определения доли ИФ адекватно описывает количество ИФ, образующегося в сварных швах на низколегированных сталях. Преимущество предложенной модели заключается в том, что она позволяет связать технологические параметры сварки (q и $v_{св}$) с химическим составом (O, S) и размерами элементов микроструктуры ($d_{НМВ}$, q' и D_γ), которые формируются в металле шва на малоуглеродистых низколегированных сталях.

1. *Ito G., Nakanishi M.* Study on Charpy impact properties of weld metals with submerged are welding. — S.l., [1975]. — (Intern. Inst. of Welding: Doc. XI-A-113-75).
2. *Влияние* кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов (Обзор) / И. К. Походня, В. В. Головко, А. В. Денисенко, В. Ф. Грабин // Автомат. сварка. — 1999. — № 2. — С. 2–10.
3. *Evans G. M.* The effect of carbon on the microstructure and properties of C–Mn all-weld metal deposits. — S.l., [1982]. — (Intern. Inst. of Welding: Doc. II-983-82).
4. *Mori N., Homma H., Okita S.* Mechanism of notch toughness improvement of Ti–B bearing weld metals. — S.l., [1981]. — (Intern. Inst. of Welding: Doc. IX-1196-81).
5. *Liu S., Olson D. L.* The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures // Welding J. — 1978. — **65**, N 6. — P. 139–149.
6. *Bhadeshia H. K., Svensson L. E., Gretoft B.* A model for the development of microstructure in low-alloy steel (Fe–Mn–Si–C) weld deposits // Acta Metallurg. — 1985. — **33**, N 7. — P. 1271–1283.

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА ПРОЕКТИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ И НОРМИРОВАНИЯ ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫХ РАБОТ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Л. В. КОСТИНА
(ОАО «Уралмашзавод», г. Екатеринбург, РФ)

Представлена автоматизированная система проектирования техпроцессов на детали заготовительного передела в сварочном производстве ОАО «Уралмашзавод», состоящая из двух частей: проектирования техпроцесса на деталь и нормирования операций техпроцесса. Данный программный продукт позволил увеличить производительность труда технологов, обеспечил безбумажную разработку технологического процесса, повысил его качество и сократил цикл проработки заказов.

Computer-aided system for item design of technological processes and blanking operations used in welding fabrication of Open Joint Stock Company «Uralmashzavod» is considered. The system consists of two parts: item design of a technological process and regulation of technological process operations. This software product allowed increase in the productivity of labour of production engineers, paperless development of a technological process, improvement of its quality and reduction in the orders processing cycle.

Технические и технико-экономические показатели в значительной степени зависят от времени проработки, затраченного на проектирование техпроцессов, которые разрабатывают технологи. При ручной разработке техпроцесса на деталь очень сложно отследить повторяемость деталей, чтобы использовать единый техпроцесс на деталь. Для подсчета трудоемкости на заказ, расчета загрузки оборудования и выдачи техкарт — нарядов в производство необходимо набивать эти данные операторам.

Для оптимизации разработки единого техпроцесса на деталь, полной автоматизации расчетов и возникла необходимость создания системы автоматического проектирования техпроцесса на деталь.

На «Уралмашзаводе» существует информационная база конструкторско-технологического состава, маршрутов, материалов (ИБ СКТМ), которая хранит данные конструкторского состава узлов машин, запчастей, маршруты, материалы и т.д., из которой формируется файл-задание для технологической проработки. Данный файл содержит информацию о конструкторском составе и маршрутной технологии на детали, изготовляемые в заготовительных цехах сварочного производства. На основании этого файла средствами системы автоматизированного проектирования (САПР) разрабатываются технологические процессы и выполняется нормирование на детали заготовительного производства.

Новая САПР техпроцесса на деталь состоит из двух частей: проектирования техпроцесса на деталь и нормирования операций техпроцесса. При получении техпроцесса на деталь технолог в диалоговом режиме отмечает конструкторские особенности детали и по ходу отвечает на дополнительные вопросы, которые ему задает ПЭВМ, что зависит от сложности геометрии детали. Например, для бесчертежной детали или для детали, которая в основе будет иметь автоматическую газовую резку, дополнительные вопросы отсутствуют. Более сложные в изготовлении детали предусматривают дополнительные вопросы. На рис. 1 представлена схема, позволяющая учитывать большую часть особенностей геометрии, детали при разработке техпроцесса. В данной системе также предусмотрена разработка некоторых техпроцессов наиболее повторяемых.

Нормирование детали предусмотрено сквозное, т.е. последовательно с первой операции до последней, и на отдельную операцию также в диалоговом режиме. Предусмотрена возможность ручной простановки нормы на операцию.

Готовый техпроцесс на деталь (рис. 2) представляет собой последовательность выполнения технологических операций, где код операции представлен в виде трехзначного числа. Расшифровка кодов имеется в справочнике технологических операций, который содержит информацию о наименовании операций, оборудовании, видах работ, тарифной сетке, № инструкции по технике безопасности. Эти данные используются при выдаче техкарт-нарядов в цех.

Часть справочника технологических операций представлена на рис. 3.

По завершению разработки техпроцесс отправляется в ИБ после операционно-трудовых нор-

© Л. В. КОСТИНА, 2004

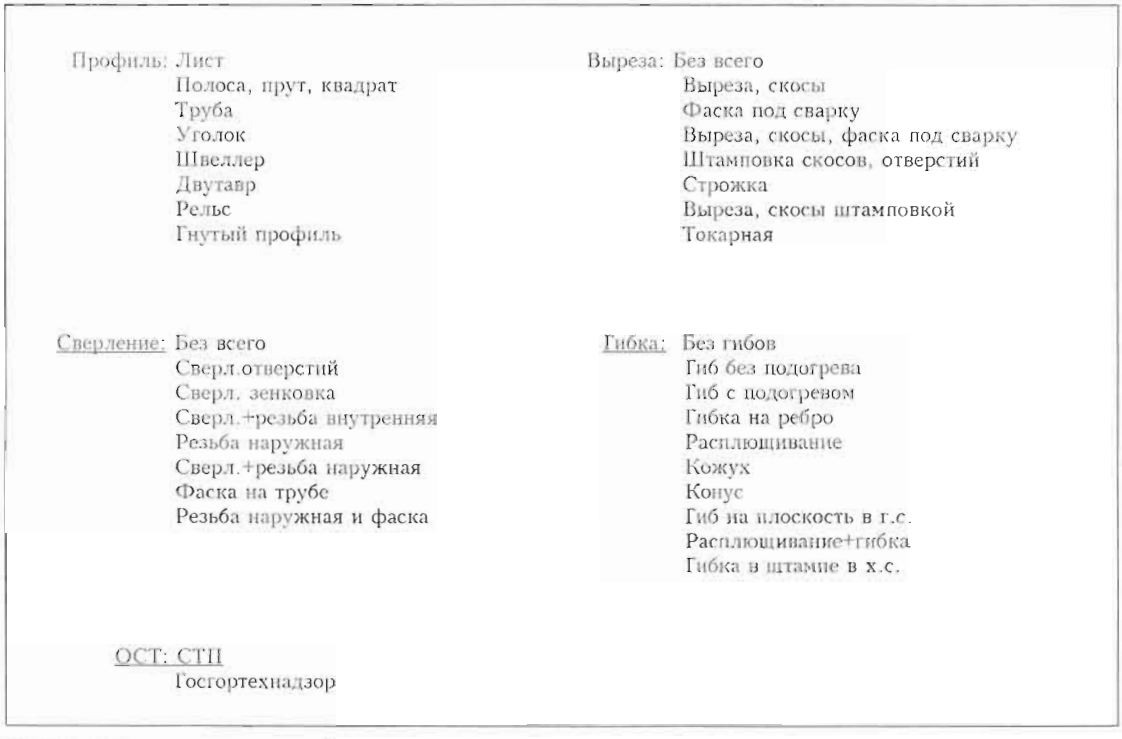


Рис. 1. Учет геометрии детали при разработке техпроцесса на деталь

мативов (ИБ ПТН). Информация, хранящаяся там, содержит на одну и ту же деталь несколько вариантов технологии с соответствующими нормами времени, а также сведения о заготовках на каждую конкретную деталь.

Варианты технологии зависят от маршрута детали, количества и типа исполнения заказа. Данная база ПТН является хранилищем информации техпроцессов деталей, не привязанных к заказу. В зависимости от № заказа, маршрута детали в дан-

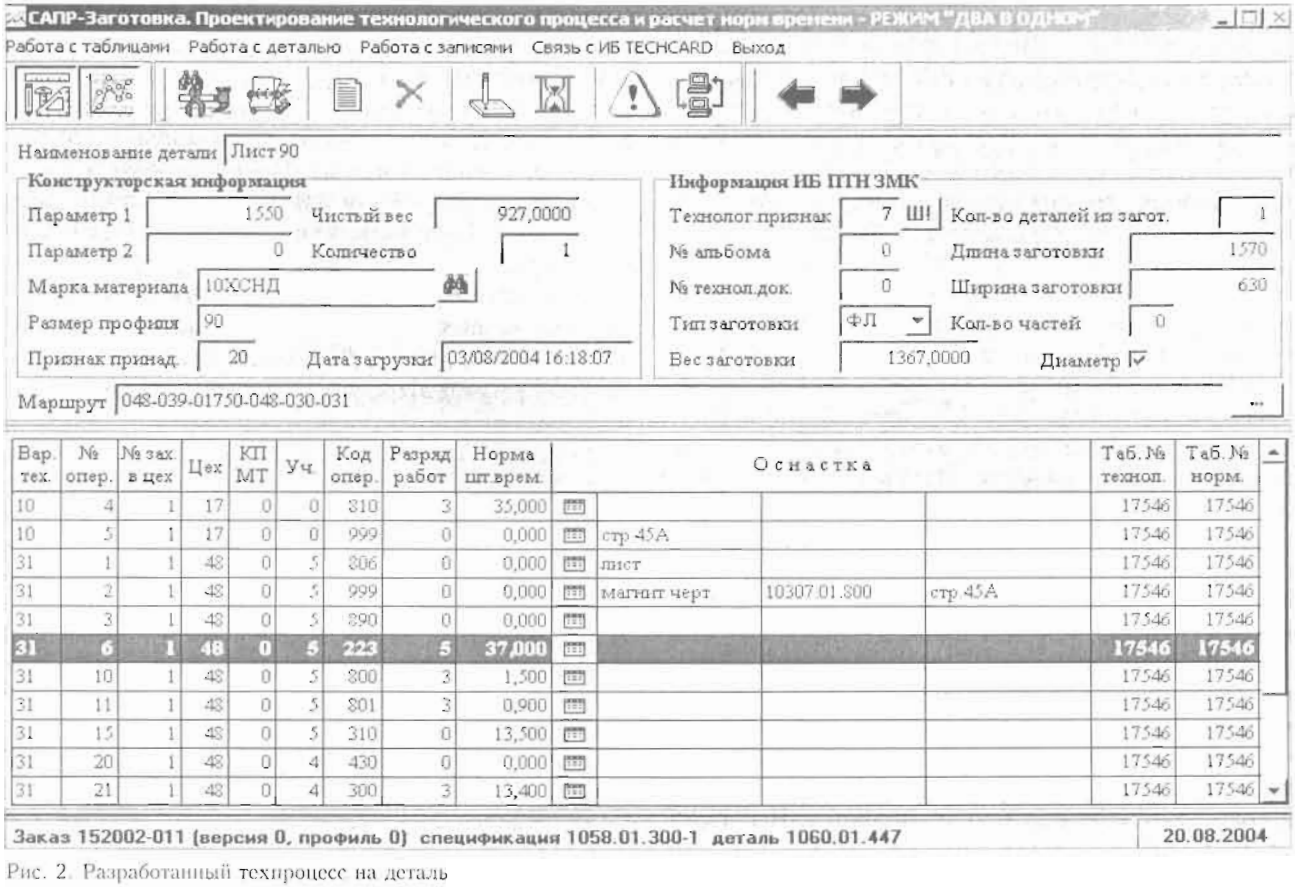


Рис. 2. Разработанный техпроцесс на деталь

Код опер.	Наименование операции	Код обор.	Код проф.	Коп-во раб.	Код вида работ	№ инструкции по ТБ
181	РЕЗКА НА ПИЛЕ ПАКЕТ	476100	0611	1	10	54,6
182	РЕЗКА НА ПИЛЕ ВГ 662	476150	0611	1	10	54,6
190	РЕЗКА НА ВУЛКАНИТЕ	476306	0604	1	10	250400099
191	РЕЗКА ВУЛКАН ПАКЕТ	476306	0604	1	10	250400099
192	РЕЗКА ПРИП НА ВУЛКАН	476306	0604	1	10	54
193	РЕЗКА РОЛИК НОЖН	284101	0605	1	10	24
194	РЕЗКА НА ПРАВ.ОТР.СТ	476309	0604	1	10	250400099,6
195	Резка панелей вулкан			0	10	
196	РЕЗКА НА ВЕРТ ДИСК Н	000000	0697	1	10	24
210	РЕЗКА ГАЗОМ ПКК-2-4Ф	321101	0093	1	10	33,6
211	СУПРОРЕКС		0093	1	10	13,6
212	РЕЗКА НУМОРЕКС		0093	1		13,6
213	РЕЗКА КИСЛОР.СУПРОР	985191	0093	1		33,6
214	РЕЗКА ПЛАЗМ.СУПРОР	985191	0093	1		33,6
221	РЕЗКА ГАЗОМ МЕССЕР	321301	0093	1	10	33,6
222	РЕЗКА ГАЗОМ ТАНАКА	321310	0093	1	10	33,6
223	ТЕЛЕРЕКС		0093	1	10	33,6
230	РЕЗК ПЛАЗМАВТ КГ-2,5	324202	0093	1	10	33,6
231	РЕЗКА ПЛАЗ УПЛ-1,6	324201	0093	1	10	33,6
232	РЕЗК ПЛАЗМ "ТАНАКА"	321303	0093	1	10	33,6
240	РЕЗКА НА ЛАЗЕР-ПРЕС.С			0	10	33,6
250	РЕЗ ГАЗ ПАВТ ДЕТ	322202	0093	1	10	33,6
251	РЕЗ ГАЗ ПАВТ КОНТ	322202	0093	1	10	33,6

Рис. 3. Справочник технологических операций

ном заказе, количества при расчетах подключится требуемый вариант техпроцесса.

На основе ИБ ПТН функционирует комплекс задач, который позволяет выполнять расчеты по трудоемкости, загрузке оборудования, учитывать проходящие извещения (дополнения, исключения) и выполнять расчеты на измененную часть заказа. Наличие базы ИБ ПТН позволяет рассчитывать заказы на повторяющиеся машины без использования труда технологов разработчиков, т.е. на все детали данного заказа уже имеются готовые техпроцессы на деталь. В результате в различные службы завода выдается необходимая информация как в электронном, так и в бумажном виде.

Данная система позволила увеличить производительность труда технологов, обеспечить безбумажную разработку техпроцесса, повысила его качество и сократила цикл проработки заказов.

КОМПЬЮТЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ СБОРОЧНО-СВАРОЧНОЙ ОСНАСТКИ: СОСТОЯНИЕ, ПРОБЛЕМЫ, ПЕРСПЕКТИВЫ

Д. П. КУНКЕВИЧ, С. В. МЕДВЕДЕВ
(Объединенный ин-т проблем информатики НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь)

Подчеркнута актуальность работ по автоматизированному конструированию сборочно-сварочной технологической оснастки. Определены основные методические подходы построения программно-методических комплексов, показаны основные этапы взаимодействия инженера-конструктора с программным комплексом ИНСВАР интерактивно-алгоритмического синтеза приспособлений. Приведены примеры реального проектирования. Намечены пути дальнейших исследовательских и прикладных работ.

Topicality of computer-aided design of assembly-welding fixture is emphasised. Main procedural approaches to development of program-methodical complexes are identified. Basic stages of the dialog between design engineer and INSWAR software package (package of interactive-algorithmic synthesis of devices) are considered, and examples of real-time design are given. Ways of further fundamental and applied research are outlined.

Исторически сложилось, что первые работы по САПР сборочно-сварочной оснастки в бывшем СССР были развернуты в Институте технической кибернетики АН БССР в 1981 г. В 2002 г. Институт технической кибернетики был переименован в Объединенный институт проблем информатики Национальной академии наук Беларуси, однако исследовательские и прикладные работы по автоматизированному конструированию технологических (в том числе сборочно-сварочных) приспособлений не прекратились [1].

Проектирование технологических приспособлений является одной из важнейших задач автоматизации технологической подготовки производства и по-прежнему занимает до 60...70 % общего объема подготовки современного многономенклатурного производства. В странах СНГ этой проблемой, кроме белорусских исследователей, вплотную занимаются специалисты ЗАО «Буран» [2].

В данном направлении можно выделить три основных подхода автоматизированного конструирования: синтез на базе типовых конструктивных решений [3], поиск и преобразование аналога [4] и аналитическая генерация структурной схемы [5]. Более эффективным оказалось построение функционально-структурных схем процессов проектирования приспособлений для конструктивно подобных сварных конструкций [6, 7], при котором типизируется схема не самого объекта, а рационального процесса его автоматизированного проектирования.

Нами предложена двухуровневая система принятия проектных решений. На первом уровне происходит идентификация объекта оснащения и укрупненное определение структуры приспособления. На втором уровне производится настройка структурных параметров на индивидуальные особенности деталей оснащаемой сварной конструкции, в частности, на ее базовые поверхности. Такой подход позволяет, с одной стороны, согласовать параметры конструктивных элементов между собой и обеспечить рациональность конструкции приспособления, а, с другой стороны, обеспечивается высокая гибкость, свойственная генерирующим подходам.

Для оценки результатов автоматизированного конструирования представляется целесообразным использование количественных показателей и их агрегирование с помощью математического аппарата нечеткой логики и мягких вычислений [8], а также нейросетевых генетических алгоритмов, аккумулирующих в себе опыт предшествующих процессов проектирования аналогичных конструкций. Напряженно-деформированное состояние сложных в структурном отношении сборочно-сварочных стендов и стапелей предполагается моделировать с использованием возможностей суперкомпьютеров семейства СКИФ [9].

Рассмотрим основные этапы взаимодействия инженера-конструктора с программным комплексом ИНСВАР автоматизированного конструирования сборочно-сварочной оснастки. Комплекс реализован в среде Mechanical DeskTop Power Pack 6(7). Через стандартный формат обмена твердотельными моделями в него может быть загружены модели из других популярных пакетов геометрического моделирования. На рис. 1 представлена пространственная компьютерная модель рамной сварной конструкции почвообрабатывающего агрегата, для которой предлагается спроектировать сборочно-сварочный стенд.

© Д. П. КУНКЕВИЧ, С. В. МЕДВЕДЕВ, 2004

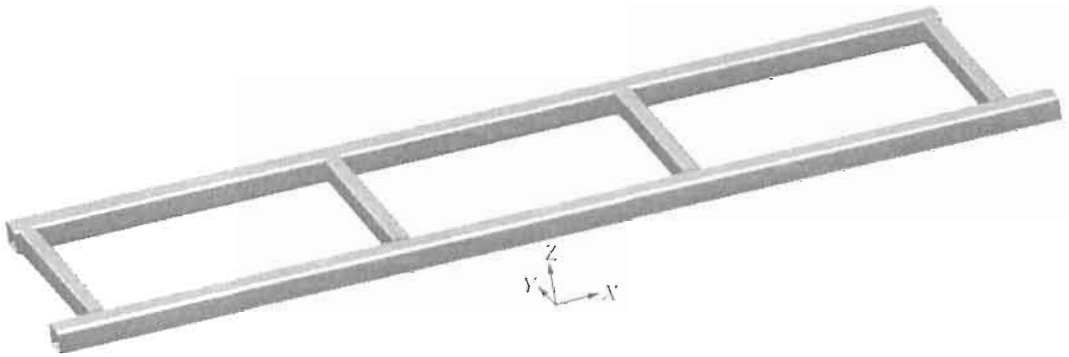


Рис. 1. Компьютерная модель рамной сварной конструкции, предназначенная для оснащения сборочно-сварочным стендом

С помощью специальной опции «Базирование» инженер-технолог по сварке выражает свой технологический замысел будущего приспособления, фиксируя трехмерные условные значки базирующих элементов относительно модели сварной конструкции (рис. 2). Непосредственно перед базированием инженер-технолог имеет возможность выбрать и визуально оценить рациональность положения изделия при сборке-сварке относительно некоторого условного уровня корпуса приспособления в пространстве, а также принять решение о необходимости введения в конструкцию приспособления осей поворота и их направлений.

Инженер-конструктор заполняет основные пункты технического задания на автоматизированное конструирование (рис. 3). Программный комплекс ИНСВАР «подхватывает» эту информацию, а также информацию о схеме базирования. Результат первого этапа его работы — синтез и размещение в трехмерном пространстве функциональных элементов приспособления (рис. 4).

Функциональные элементы хранятся в специальных параметризованных, постоянно пополняемых библиотеках, содержащих около 500 наименований нескольких тысяч типоразмеров для таких отраслей, как автотракторное и сельскохозяйственное машиностроение. Функциональные элементы объединяются в трехмерную модель конструкции приспособления посредством моделей корпусов и т. н. переходных (промежуточных) конструктивных элементов (рис. 5).

Оперативно, но укрупненно, программный комплекс определяет основные технико-экономические показатели конструкции (рис. 6): габариты, массу, координаты центра масс комплекса «сварная конструкция–приспособления», ориентировочную трудоемкость и себестоимость в условиях конкретного производства, расход стандартного проката на изготовление корпуса приспособления, а также площадь поверхностей элементов оснастки, которые необходимо предохранять от налипания брызг наплавленного металла.

На рациональный с точки зрения как технолога, так и конструктора вариант приспособления формируется программно-сборочный чертеж (рис. 7), спецификация, а также сборочные чертежи корпуса приспособления и переходных элементов. Возможно формирование управляющих программ для рассверловки крепежных отверстий на корпусе приспособления или стенда.

По нашим данным, полученным в условиях реального проектирования, время создания работоспособных конструкций оснастки при использовании комплекса ИНСВАР сокращается более чем 2...4 раза по сравнению с использованием исключительно универсальных средств геометрического моделирования и машинной графики [10].

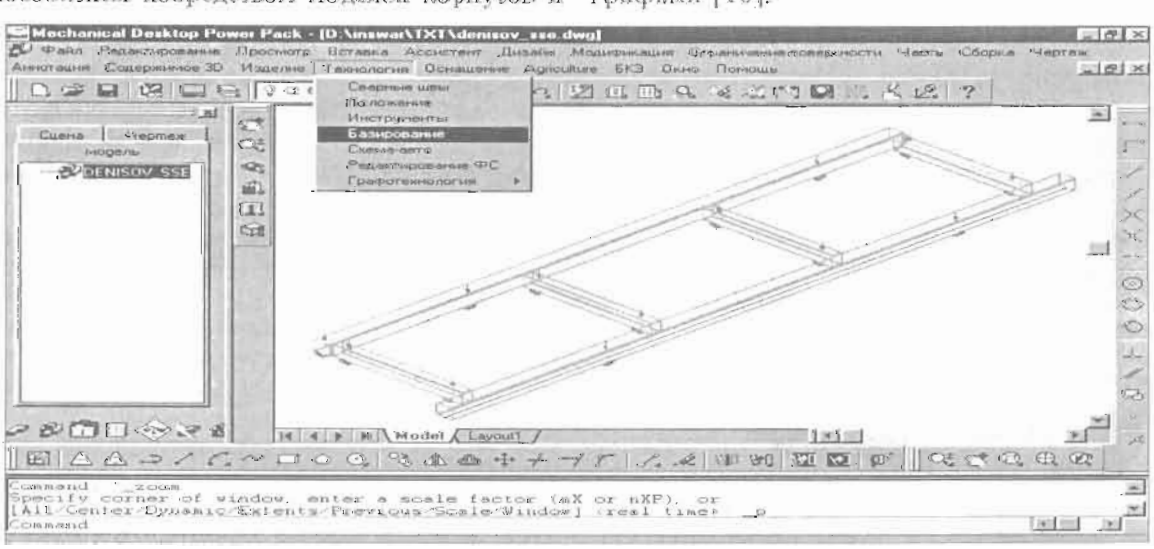


Рис. 2. Пространственная схема базирования сварной конструкции

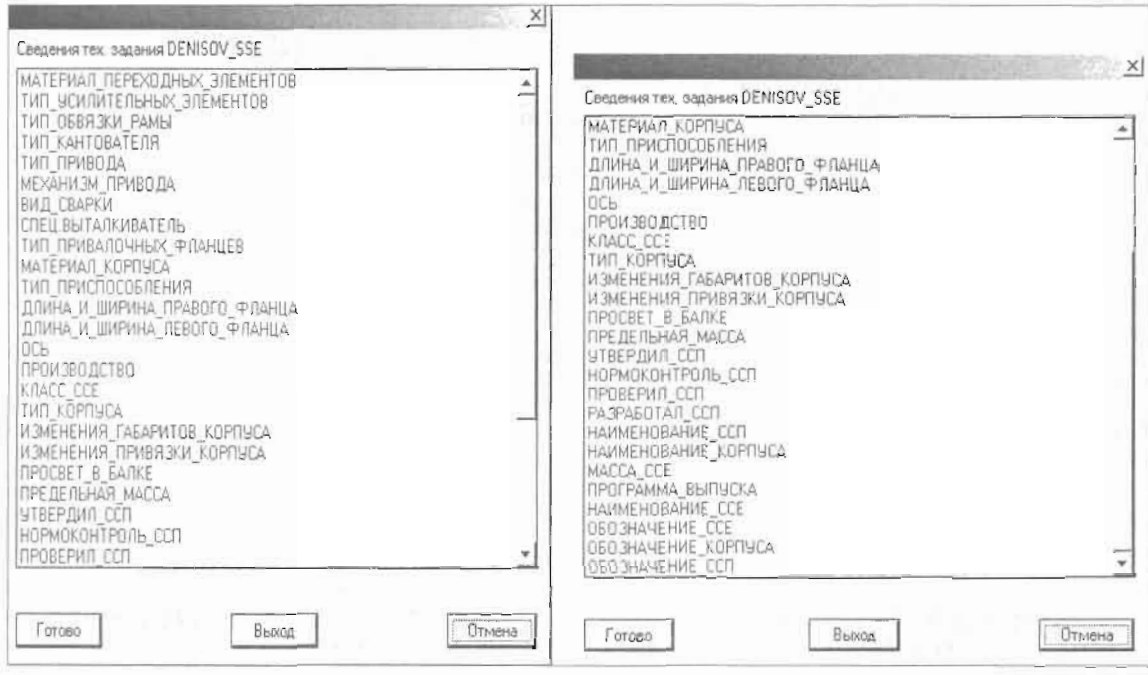


Рис. 3. Основные пункты технического задания на автоматизированное проектирование

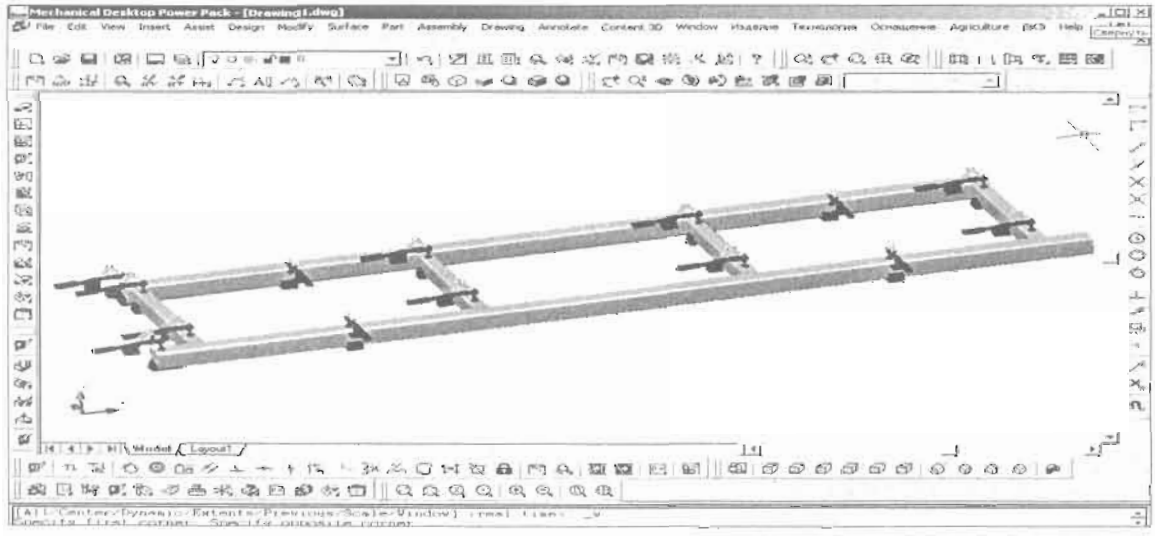


Рис. 4. Синтез функциональных элементов сборочно-сварочного стенда

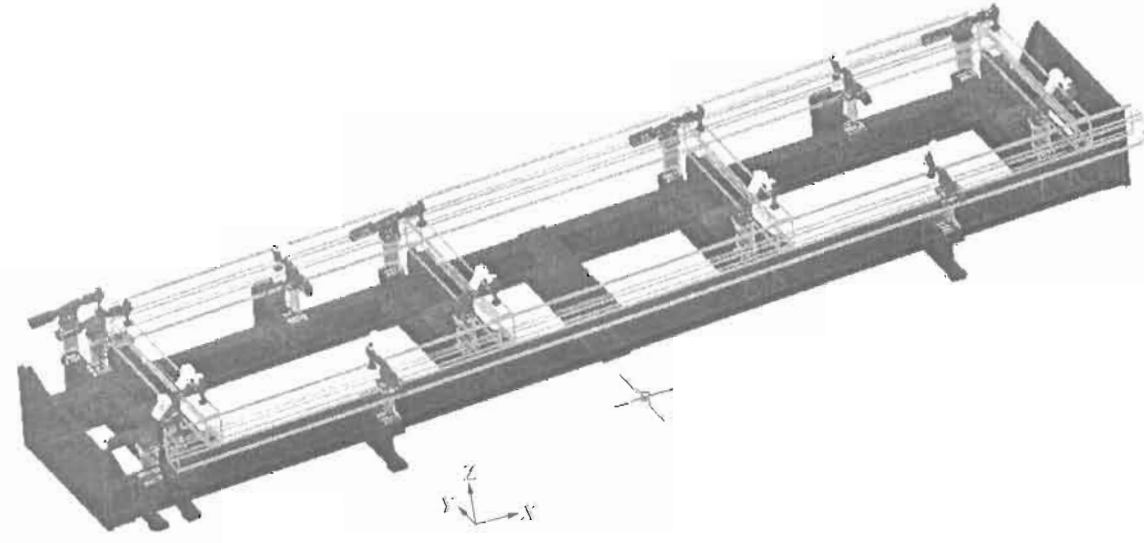


Рис. 5. Функциональные элементы сборочно-сварочного стенда, объединенные корпусом балочного типа

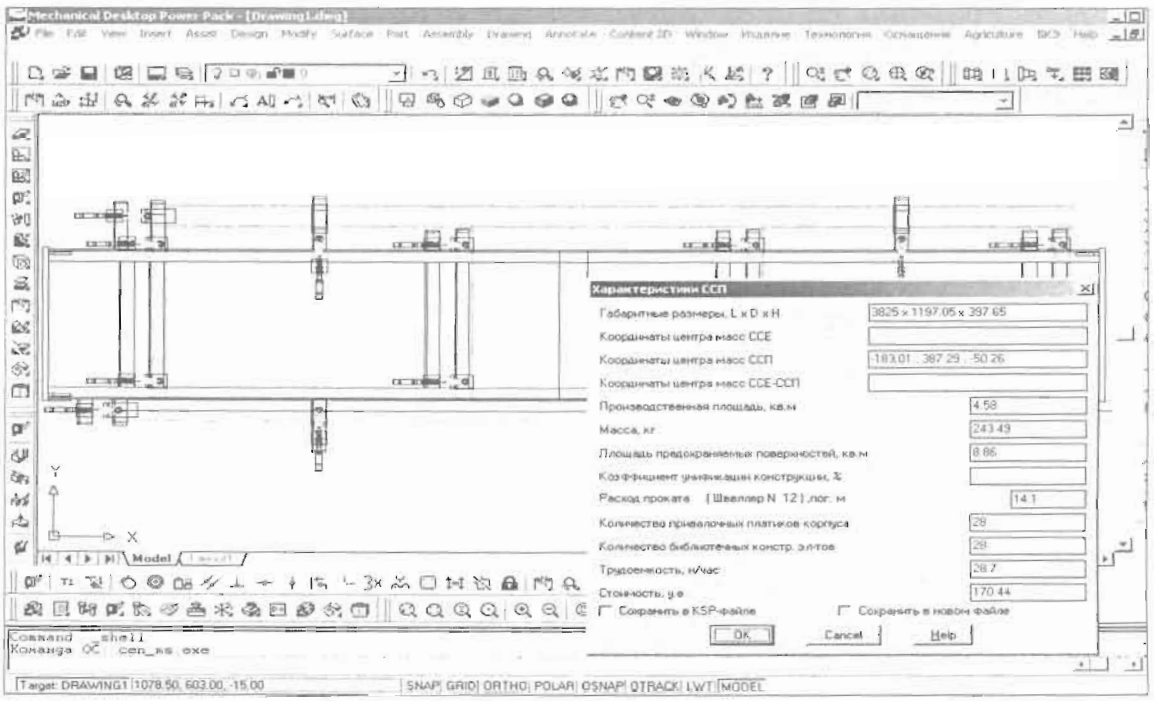


Рис. 6. Основные технико-экономические характеристики варианта синтезированного приспособления

Экономический спад на некоторое время заставил предприятия забыть о серьезных средствах технологического оснащения сборочно-сварочных производств. Однако наблюдающееся в последнее время оживление в промышленности дает возможность снова обратиться к компьютерным технологиям оснастки. Задачи лежат в области дальнейшей формализации процессов конструирования, особенно на начальных его стадиях, при поиске и оценке схемных решений. Необходим поиск путей создания схем базирования, увязанных с заданной размерной сеткой, уровнем и направлением оста-

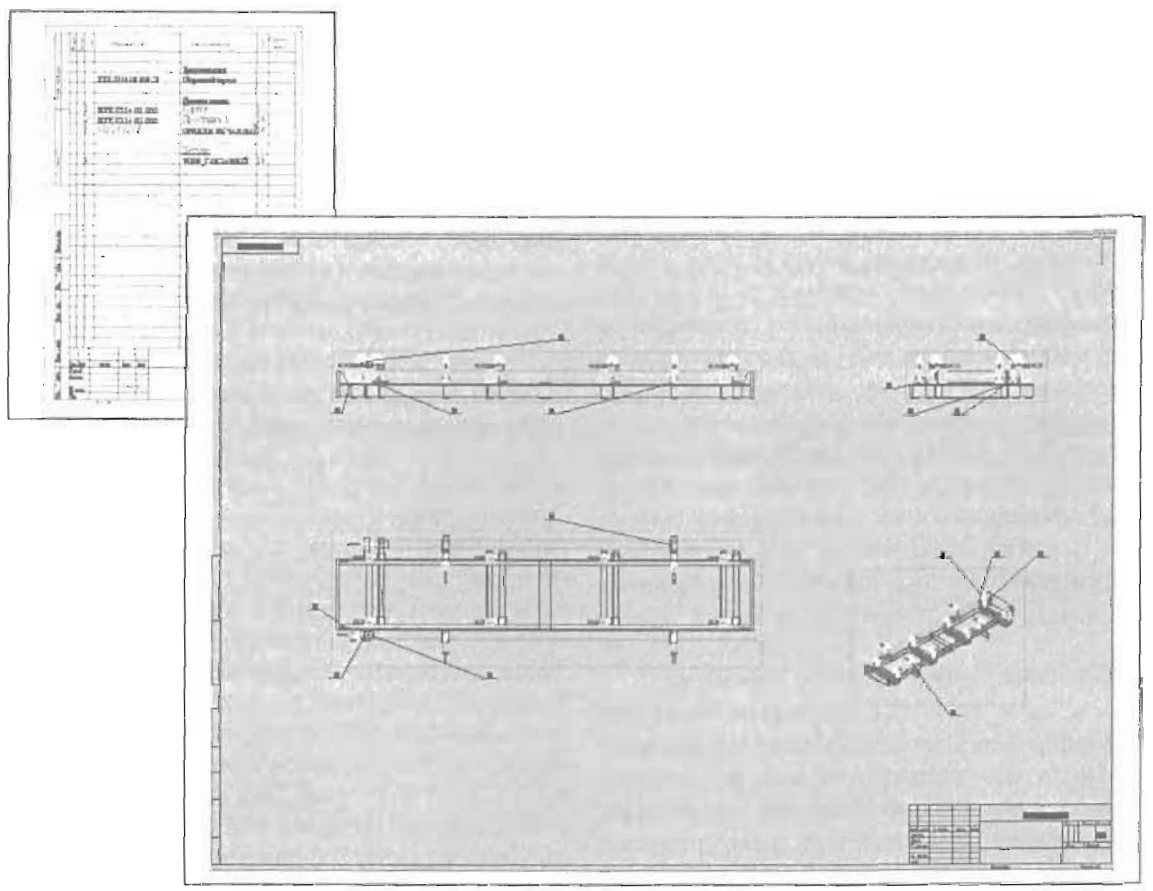


Рис. 7. Сборочный чертеж приспособления, формируемый алгоритмически

точных деформаций при различной последовательности выполнения сварных швов. Проблемным остается и создание библиотек конструктивных решений, в которых на данный момент, как правило, одному конструктивному элементу соответствует одна функции. На практике во многих случаях стараются совмещать функции в комбинированных элементах. Постоянно меняющийся состав наборов универсально-сборных приспособлений также создает определенные проблемы и трудности. Фирмы Bluco, De-Sta-Co, Demmeler и другие постоянно обновляют свои коллекции серийно изготавливаемых в металле конструктивных элементов, что требует создания программных средств, позволяющих оперативно вводить новые конструктивные решения в проектирующие алгоритмы.

Мы полагаем, что поднять уровень конкурентоспособности сварных конструкций на этапе их изготовления без квалифицированно разработанной и технологически необходимой оснастки практически невозможно. В перспективе системы и программно-методические комплексы проектирования сборочно-сварочных приспособлений, стапелей и стендов должны стать неотъемлемой частью компьютерных конструктивно-технологических систем проектирования и виртуальных испытаний сварных конструкций. Основная «изюминка» таких перспективных систем — высокий уровень интеллектуальности проектирующих и анализирующих алгоритмов, в которых должны найти отражение специфические особенности процессов сборки-сварки.

В качестве весьма интересной перспективы заслуживает внимание и автоматизация формирования управляющих программ сборки приспособлений соответствующими по техническим характеристикам роботами. Исходные данные для формирования таких программ — это результаты автоматизированного конструирования сборочно-сварочного приспособления, метрические и позиционные характеристики его конструктивных элементов.

1. *Медведев С. В.* Компьютерные технологии проектирования сборочно-сварочной оснастки. — Минск: ИТК, 2000. — 194 с.
2. *Марков В. А., Куркин Н. С.* Система автоматизированного проектирования комплексов и технологии сварки с применением промышленных роботов // Свароч. пр-во. — 1992. — № 7. — С. 6–28.
3. *Ракович А. Г.* Основы автоматизации проектирования технологических приспособлений. — Минск: Наука и техника, 1985. — 250 с.
4. *Senthil Kumar A., Nee A. Y. C.* A framework for variant fixture design system using case-based reasoning technique // Proc. of Int. Conf. on Manufacturing Sci. and Eng., San-Francisco, Nov. 12–17, 1995. — Vol. 2-1. — P. 763–775.
5. *Asada H., By A. B.* Kinematics analysis of workpart fixturing for flexible assembly with automation reconfigurable fixtures // IEEE J. Robotics and Automation. — 1985. — RA-1, N 2. — P. 86–94.
6. *Ногаев Б. П., Цыганов В. А., Рагунович Д. С.* Базирование и базы сварных конструкций // Сварка и родственные технологии: Республ. межвед. сб. науч. трудов. — Минск: БГ НИК ПМ, 2000. — Вып. 3. — С. 42–44.
7. *Медведев С. В.* Модели и алгоритмы автоматизированного проектирования сборочно-сварочной оснастки // Свароч. пр-во. — 1988. — № 9. — С. 39–40.
8. *Нечеткие* множества в моделях управления и искусственного интеллекта. — М.: Наука, 1986. — 198 с.
9. www.skif.bas-net.by
10. *Медведев С. В., Купкевич Д. П.* Опыт эффективного компьютерного проектирования сборочно-сварочного технологического оснащения // Автомат. сварка. — 2001. — № 3. — С. 41–44.

АЛГОРИТМЫ РАСЧЕТА УСЛОВИЙ СВАРИВАЕМОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИХ СОСТАВА И ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ

Ю. М. ЛЕБЕДЕВ
(Нац. ун-т кораблестроения им. Адмирала Макарова, г. Николаев, Украина)

Приведено описание программ для расчета на ЭВМ условий свариваемости низколегированных закаливающихся сталей и результаты их сравнения с экспериментальными данными.

Software used to compute weldability conditions for low-alloy hardenable steels is described, and results of their comparison with experimental data are presented.

Получение качественных сварных соединений из низколегированных сталей повышенной и высокой прочности требует выполнения предварительного анализа их свариваемости или же проведения опытных работ по склонности к образованию холодных трещин при заданном способе и технологии сварки. Сократить этот этап технологической подготовки позволяют расчетные методы, основанные на анализе и обработке большого комплекса исследований, посвященных решению указанной проблемы. В настоящее время накоплен достаточно большой объем экспериментальных данных по склонности сварных соединений закаливающихся сталей к образованию холодных трещин, обработка которых позволила вывести ряд эмпирических зависимостей, связывающих возможность их возникновения в зависимости от химического состава стали, режимов и условий ее сварки. С использованием таких зависимостей [1] разработаны алгоритмы и программы расчета свариваемости низколегированных сталей, с помощью которых можно оценить возможность возникновения холодных трещин в металле ЗТВ при сварке трудносвариваемых сталей и найти условия, исключающие образование этих дефектов.

По химическому составу, легированию и исходной структуре низколегированные стали для удобства получения расчетных решений при определении условий свариваемости разделены на группы: низкоуглеродистые с пределом текучести до 500 МПа и исходной ферритно-перлитной структурой; низкоуглеродистые низколегированные высокопрочные с пределом текучести от 600 МПа и выше с исходной структурой чаще в виде бейнита; среднеуглеродистые низколегированные стали с содержанием углерода выше 0,25 %.

В зависимости от типа сварных соединений и расчетных схем распространения тепла рассмотрим два наиболее часто встречающихся соединения при изготовлении сварных конструкций: наплавку на массивное изделие (многопроходная сварка) и однопроходную сварку листов.

Исходными данными для расчета являются: конкретный химический состав стали, эффективная тепловая мощность сосредоточенного источника нагрева, скорость сварки (наплавки), концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле (мл/100 г), предел текучести основного металла, средний размер аустенитного зерна высокотемпературного участка ЗТВ, из которого может образоваться мартенсит, и теплофизические свойства стали, по которым рассчитывается термоцикл нагрева-охлаждения в металле ЗТВ.

Если конкретных данных по концентрации диффузионного водорода нет, то можно использовать литературные данные для заданного способа сварки и сварочных материалов или данные сертификата. То же относится и к среднему размеру аустенитного зерна. Для дуговой сварки на средних погонных энергиях средний размер аустенитного зерна в высокотемпературном участке ЗТВ для большинства сталей достигает 2...3 баллов и может приниматься равным 0,08 мм, а для других способов сварки плавлением с использованием таких концентрированных источников нагрева, как электронный или лазерный луч, это значение меньше и может также приниматься с использованием литературных данных.

При расчете условий охлаждения использовали формулы из работы [2]. При этом в целях упрощения расчета температур предварительного подогрева сделано допущение, что в области температур от A_3 до $M_н$ охлаждение в высокотемпературных участках ЗТВ происходит так же, как и в металле шва, это предположение не вносит существенных погрешностей в расчет.

© Ю. М. ЛЕБЕДЕВ, 2004

Время охлаждения металла ЗТВ от A_3 до $M_н$ определяли по следующим формулам:

для наплавки на массивное изделие

$$\Delta t_{св} = \frac{q}{2\pi\lambda v}\left(\frac{1}{M_н - T_0} - \frac{1}{A_3 - T_0}\right),$$

для однопроходной сварки листов

$$\Delta t_{св} = \frac{q^2}{4\pi\lambda c\gamma v^2\delta^2}\left(\frac{1}{(M_н - T_0)^2} - \frac{1}{(A_3 - T_0)^2}\right),$$

где $q = I_{св}U_д\eta$ — эффективная тепловая мощность сварочной дуги; λ — коэффициент теплопроводности; v — скорость сварки; $c\gamma$ — объемная теплоемкость металла; δ — толщина листа; T_0 — начальная температура изделия.

Критические точки A_3 и $M_н$, зависящие от состава стали, могут быть определены расчетным методом для низкоуглеродистых низколегированных сталей по формулам из работы [3], а для среднеуглеродистых — по [4].

При $\Delta t_{св} < \Delta t_3$ в ЗТВ образуется почти полная мартенситная структура, что при неблагоприятных условиях может привести к возникновению холодных трещин. Тогда, заменив в приведенных выше выражениях $\Delta t_{св}$ на Δt_3 или $\Delta t^{м}_{0,5}$ и приравняв их, можно рассчитать температуры подогрева, обеспечивающие на данном режиме сварки требуемое соотношение бейнитно-мартенситной структуры в металле ЗТВ. Появляется также возможность путем интерполирования оценить температуру предварительного подогрева, когда в структуре ЗТВ соединения низколегированной стали можно допустить содержание мартенсита в пределах от 95 до 50 %.

Использование обобщающих данных математического анализа результатов испытаний сварных соединений на замедленное разрушение позволяет определить условия сварки при полной закалке ЗТВ для сталей перлитного и мартенситного классов и смешанной мартенситно-бейнитной структуре ЗТВ для низкоуглеродистых низколегированных сталей с исходной ферритно-перлитной структурой. Для случая, когда в металле ЗТВ образуется полностью мартенситная структура, расчетные условия сварки относятся к диапазону скоростей охлаждения w_{550} от 33 до 5 °С/с. Поэтому, если при сварке металл ЗТВ охлаждается с другой скоростью, то для достоверных результатов расчета условий предотвращения образования холодных трещин требуется предварительный перевод условий сварки в изученный диапазон скоростей охлаждения. Скорость охлаждения согласно [2] рассчитывается по формулам:

для наплавки на массивное изделие

$$w_{550} = 2\pi\lambda\,\frac{(550 - T_0)^2}{q_п},$$

для однопроходной сварки

$$w_{550} = 2\pi\lambda c\gamma\,\frac{(550 - T_0)^3}{(q/v\delta)^2},$$

где $q_п = q/v$ — погонная энергия сварки; δ — толщина листа.

Практически полная закалка аустенита в металле ЗТВ у сталей может произойти, если время охлаждения от A_3 до $M_н$ на стадии охлаждения после прогрева дугой $\Delta t_{охл}$ будет меньше Δt_3. Расчет позволяет при содержании 100 % мартенсита в металле ЗТВ с использованием условия $\sigma_{кр} = k\sigma_{0,2}$ ($k = 1$) определить концентрацию диффузионного водорода в наплавленном металле, при котором не возникают холодные трещины.

Расчет критического содержания мартенсита в металле ЗТВ позволяет обосновать минимальную температуру предварительного подогрева, предотвращающую образование холодных трещин в сварных соединениях низколегированных сталей при заданных условиях их сварки. При известном допустимом количестве мартенсита в металле ЗТВ можно рассчитать необходимую температуру предварительного подогрева для конкретных режимов сварки.

При расчете условий свариваемости низкоуглеродистых низколегированных сталей с исходной ферритно-перлитной структурой дополнительно определяются температура образования 75 % мартенсита, значения критических напряжений при заданном составе и режиме наплавки и образуемом количестве мартенсита в металле ЗТВ.

Для определения условий свариваемости низколегированных сталей различных групп разработаны программы на языке «Паскаль». После ввода исходных данных и работы программы компьютер выводит информацию, в которой приведены исходные данные, задаваемые для расчета и результаты расчета.

В результате расчета по программам выводятся следующие величины, обозначенные идентификаторами:

A3 — критическая точка стали A_3 (°С);

Ms — температура начала мартенситного превращения $M_н$ (°С);

dtn — время охлаждения металла ЗТВ от A_3 до $M_н$ при заданном режиме наплавки (с);

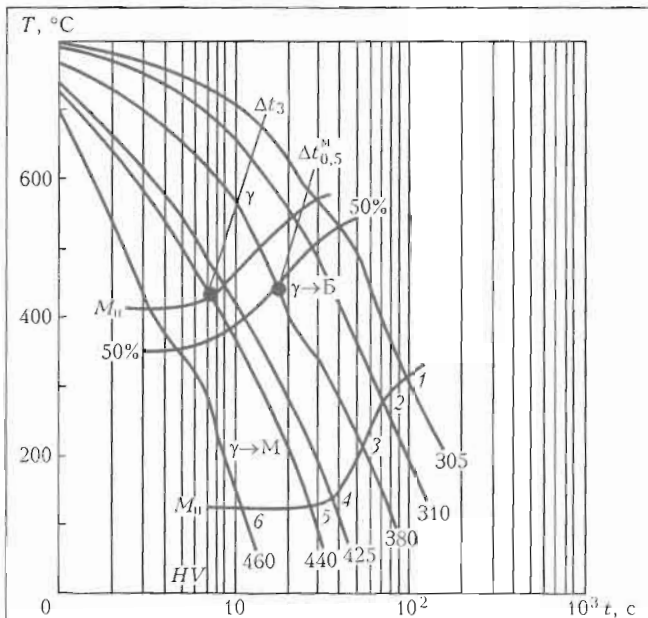
dt50 — время охлаждения металла ЗТВ от A_3 до $M_н$, когда в ЗТВ образуется структура с 50 % мартенсита (с);

dt95 — время охлаждения металла ЗТВ от A_3 до $M_н$, когда в ЗТВ образуется структура с 95 % мартенсита (с);

W550 — мгновенная скорость охлаждения при температуре наплавки 550 °С на заданном режиме (°С/с);

M — количество мартенсита, образуемого в высокотемпературном участке ЗТВ (%);

Tp50 — температура предварительного подогрева изделия перед наплавкой, обеспечивающая



Исходные данные:
q = 3000 Вт; L = 0,40 Дж/(см·с·К); v1 = 0,25 см/с;
T0 = 20 °С; H0 = 5,0 мл/100 г; dd = 0,0800 мм;
St = 450 МПа
Состав:
C = 0,23 %; Si = 0,32 %; Mn = 0,90 %; Cr = 1,00 %;
Ni = 0,00 %; Mo = 0,00 %; V = 0,000 %; Cu = 0,00 %;
Ti = 0,050 %; Zr = 0,000 %
Результаты расчета:
A3 = 837 °С
Ms = 429 °С
TM75 = 377 °С
dtn = 5,8 с
dt50 = 18,9 с
dt95 = 7,3 с
W550 = 58,8 °С/с;
M = 100 %
Tp50 = 253 °С
Смешанная структура
Skr0 = 131 МПа
M = 50 %; Skr2 = 381 МПа
M = 100 %; Skr = 18 МПа
W550 = 25,0; Tp25 = 204 °С
dtw25 = 13,7 с
Mw25 = 70%; Skrp 25 = 280 МПа
при 100 % мартенсита ЗТВ:
Skrp25 = 310 МПа
при 100 % мартенсита ЗТВ:
Skrp25 = St = 450 МПа; H0x = 2,4 мл/100 г

Рис. 1. Диаграмма термокинетического превращения аустенита в металле ЗТВ стали 25ХГТ ($T_п$ = 1250 °С) [5] и результаты расчета для наплавки

на заданном режиме наплавки формирование структуры в ЗТВ с 50 % мартенсита (°С);

Skr — критическое напряжение замедленного разрушения ЗТВ при наплавке на данном режиме при температуре T_0 (МПа);

Tp25 — температура предварительного подогрева изделия перед наплавкой, обеспечивающая на заданном режиме наплавки скорость охлаждения W550 = 25 °С/с;

dtw25 — время охлаждения металла ЗТВ от A_3 до $M_н$ при заданном режиме наплавки и температуре предварительного подогрева Tp25;

Mw25 — количество мартенсита, образуемого в высокотемпературном участке ЗТВ, при скорости охлаждения W550 = 25 °С/с;

Skrp25 — критическое напряжение замедленного разрушения ЗТВ при наплавке со скоростью охлаждения w_{550} = 25 °С/с;

H0x — концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле при скорости охлаждения w_{550} = 25 °С/с, обеспечивающая при 100 % мартенсита в ЗТВ отсутствие холодных трещин.

Достоверность результатов расчета критических точек и количества мартенсита проверяли на диаграммах термокинетического превращения аустенита высокотемпературных участков ЗТВ сталей, полученных в условиях имитации сварочных термических и термодеформационных циклов.

Диаграмма термокинетического превращения для высокотемпературных участков ЗТВ стали 25ХГТ получена для состава, использованного при расчете условий свариваемости этой стали при наплавке [5]. Накладывая на эту диаграмму положение рассчитанного времени охлаждения Δt_3 и $\Delta t^M_{0,5}$ на уровне рассчитанной температуры $M_н$ можно убедиться в достаточно хорошем совпадении расчетных и экспериментальных данных (рис. 1).

Аналогичная проверка достоверности рассчитанного времени охлаждения Δt_3 и $\Delta t^M_{0,5}$ на уровне температуры $M_н$ для наплавки на среднеуглеродистую сталь с использованием диаграммы термокинетического превращения аустенита для ЗТВ стали 40Х представлена на рис. 2.

Время охлаждения Δt_3 от критической точки A_3 до температуры начала мартенситного превращения $M_н$, когда в ЗТВ образуется 95 % мартенсита, определяется по формуле

$$\Delta t_3 = (5{,}5C)^{1{,}45}\cdot 10^r,$$

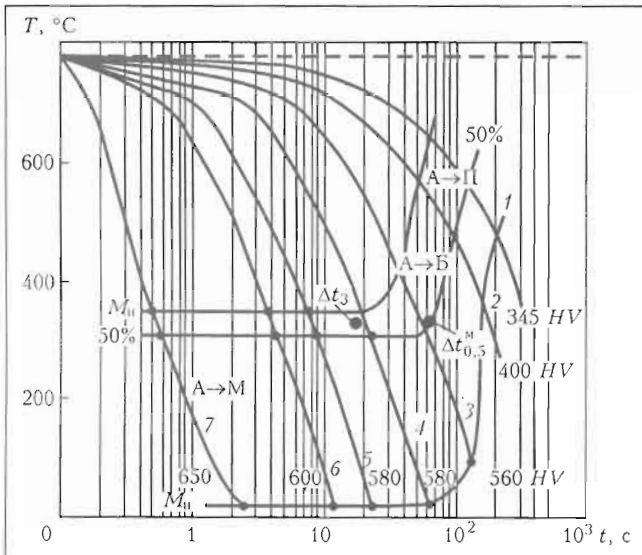
где C — процентное содержание углерода в аустените по массе; r = 0,32(Si − 0,3) + 0,62(Mn − 0,6) + 0,66(Cr − 0,15) + 0,25(Ni − 0,15) + 0,1Mo + + 1,08V — показатель степени, зависящий от содержания легирующих элементов в стали.

Расчет времени охлаждения $\Delta t^M_{0,5}$ от критической точки A_3 до температуры начала мартенситного превращения $M_н$, когда в ЗТВ образуется 50 % мартенсита:

$$\Delta t^M_{0,5} = (9C)^{1{,}45}\cdot 10^n,$$

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.

Величины Δt_3 и $\Delta t^M_{0,5}$ могут рассчитываться для сталей, содержащих: 0,04...0,59 % C; 0,3...



Исходные данные:
q = 3675 Вт; L = 0,40 Дж/(см·с·К); v1 = 0,23 см/с;
T0 = 20 °С; H0 = 5,0 мл/100 г; dd = 0,0800 мм;
St = 500 МПа
Состав:
C = 0,44 %; Si = 0,34 %; Mn = 0,77 %; Cr = 1,05 %;
Ni = 0,17 %; Mo = 0,00 %; V = 0,000 %; Cu = 0,00 %;
Ti = 0,050 %
Результаты расчета:
A3 = 789 °С
Ms = 318 °С
dtn = 13,1 с
dt50 = 49,1 с
dt95 = 18,8 с
W550 = 44,2 °С/с;
M = 100,0 %
Tp50 = 212 °С
M = 100 %; Skr = 67 МПа
W550 = 25,0 °С/с; Tp25 = 151 °С
dtw25 = 28,3 с
Mw25 = 81 %
при 100 % мартенсита ЗТВ:
Skrp25 = St = 500 МПа; H0x = 0,1 мл/100 г

Рис. 2. Диаграмма термокинетического превращения аустенита в металле ЗТВ стали 40Х ($T_п$ = 1200 °С) [6] и результаты расчета для наплавки

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.

Критическую температуру A_3 можно определить по формуле

$$A_3(°C) = 910 - 229C + 32Si - 25Mn - 8Cr - 18Ni + 2Mo + 117V - 24Cu + 7W - 200B.$$

Расчет температуры начала мартенситного превращения $M_н$:

для низкоуглеродистых сталей

$$M_н = 520 - 380C - 18{,}4Mn - 12Cr - 8{,}2Ni - 21{,}5Mo - 170V + 6{,}6Zr + 500Ti;$$

для среднеуглеродистых

$$M_н = 550 - 400C - 6Si - 33Mn - 25Cr - 16Ni + 27Mo + 130V - 17Cu - 15W - 200B.$$

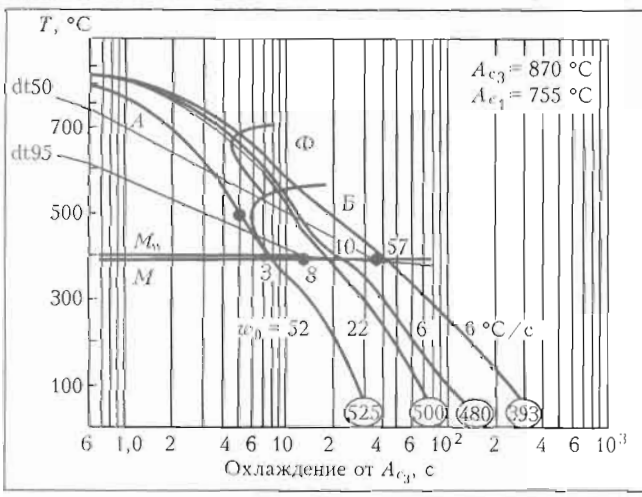
Аналогичная проверка проведена для низколегированных сталей с использованием диаграмм термокинетического превращения [7]. Расчет выполнен без определения критических напряжений замедленного разрушения для структуры ЗТВ, состоящей полностью из мартенсита (рис. 3–5).

Достоверность результатов расчета критических напряжений замедленного разрушения для ЗТВ с полностью мартенситной структурой может быть проверена с использованием данных, приведенных на рис. 6.

Критические напряжения замедленного разрушения рассчитываются по формуле

$$\sigma_{кр}(МПа) = (4{,}6 - 0{,}075w_{550}) \times (M_н - 140 - 1{,}4w_{550}) \sqrt{\frac{0{,}08}{d}} \frac{1}{\sqrt{H_0}},$$

где H_0 — концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле (мл/100 г); d — средний размер аустенитного зерна высокотемпературных участков ЗТВ, мм.



20ХГС_Шорш.
Исходные данные:
q = 3000,0 Вт; L = 0,400 Дж/(с·см·К); v1 = 0,500 см/с
T0 = 20,0 °С
Состав:
C = 0,240 %; Si = 0,99 %; Mn = 0,830 %; Cr = 0,980 %;
Ni = 0,170 %; Mo = 0,00 %; V = 0,000 %; Cu = 0,00 %;
Результаты расчета:
A3 = 854,8 °С
Ms = 393,4 °С
dtn = 3,53 с
dt50 = 41,02 с
dt95 = 12,33 °С/с
Tp = 314,1 °С

Рис. 3. Диаграмма термокинетического превращения аустенита в металле ЗТВ стали 20ХГС ($T_п$ = 1325 °С; $t_и$ = 5,5 с) [7] и результаты расчета

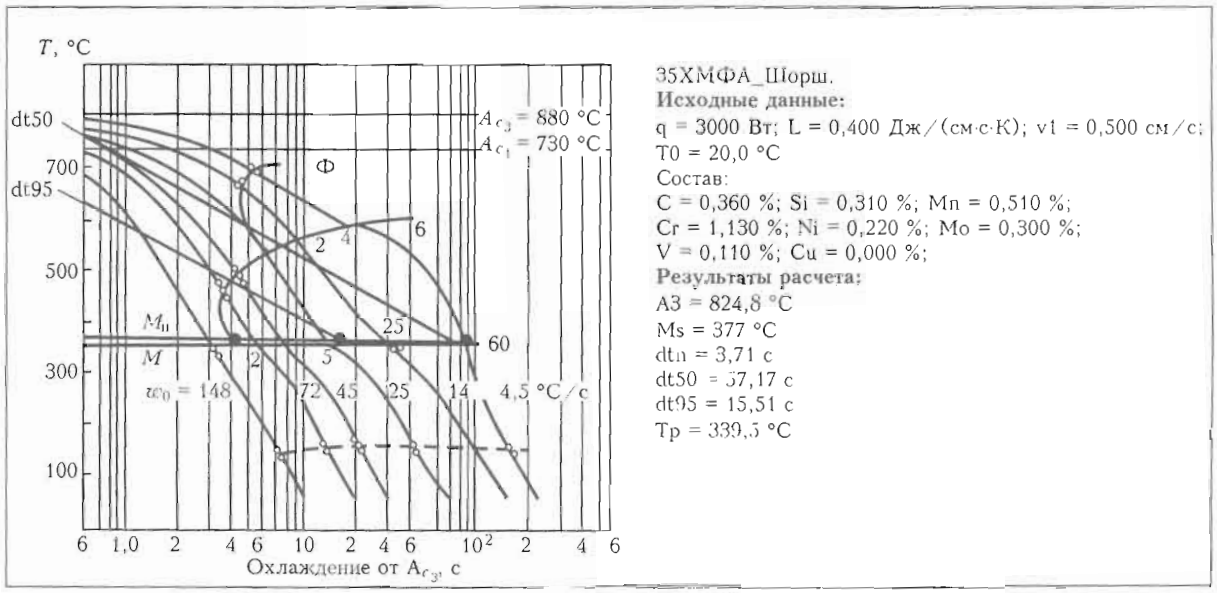


Рис. 4. Диаграмма термокинетического превращения аустенита в металле ЗТВ стали 30ХМФА ($T_п$ = 1380 °С; $t_п$ = 4,5 с) [7] и результаты расчета

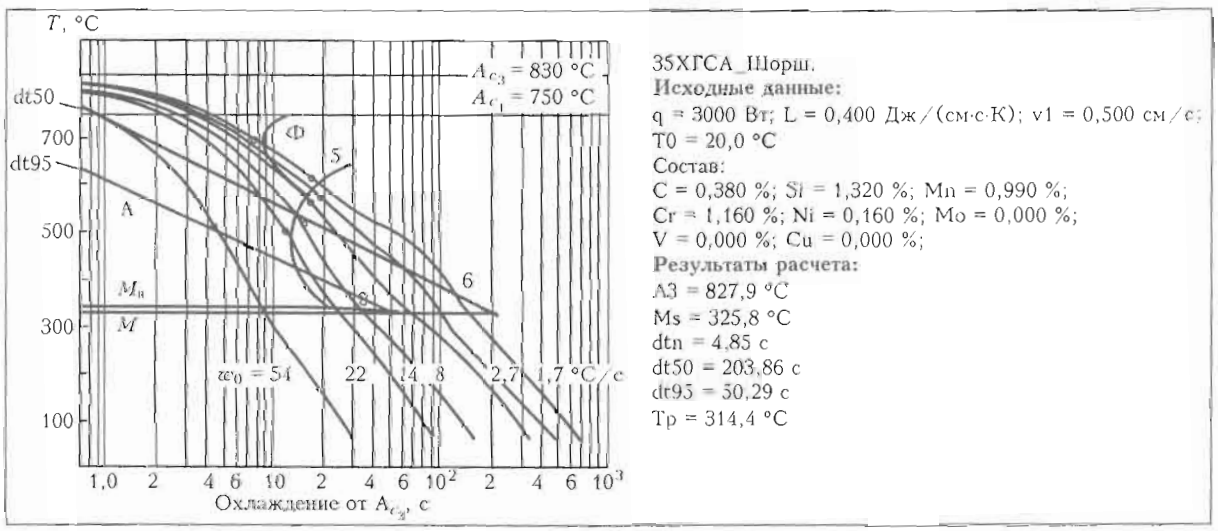


Рис. 5. Диаграмма термокинетического превращения аустенита в металле ЗТВ стали 35ХГСА ($T_п$ = 1325 °С; $t_п$ = 5...8 с) [7] и результаты расчета

Достоверность результатов расчета критических напряжений замедленного разрушения для ЗТВ с полностью мартенситной структурой по приведенному выше уравнению подтверждается экспериментальными данными (рис. 6), полученными при испытании на замедленное разрушение металла ЗТВ по методу вставок различных сталей, каждая из которых обозначена соответствующими цифрами.

На рис. 6 точки без штрихов соответствуют экспериментальным значениям критических напряжений замедленного разрушения при скорости охлаждения w_{550} = 25 °С/с, с одним штрихом — w_{550} = 12 °С/с при концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле 1 $см^3$ (мл)/100 г. Точками с двумя и тремя штрихами обозначены экспериментальные значения критических напряжений замедленного разрушения при другой концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле, влияние которого на критические напряжения для соответствующих сталей и скоростей

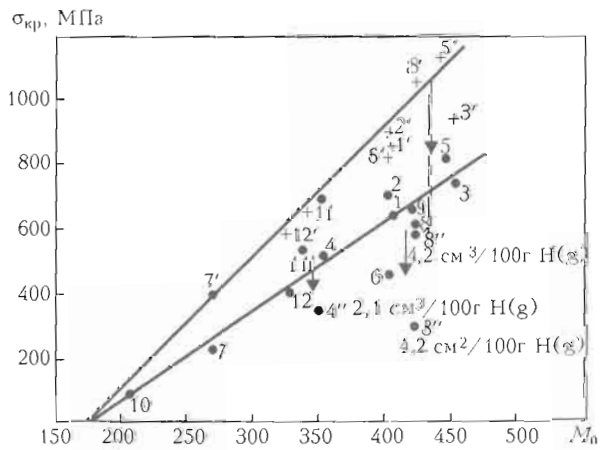


Рис. 6. Влияние температуры начала мартенситного превращения $M_п$, скорости охлаждения w_{550} и концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле на критические напряжения замедленного разрушения при испытаниях по методу вставок: *1* — АК-32 (Ш); *2* — АК-32 (К); *3* — 18ХН3М; *4* — 40Х; *5* — 14ХГНМД; *6* — 03Г4АФ; *7* — 20Х13; *8* — 08Х4Г2М; *9* — 12ХГН2МФД; *10* — ХВГ; *11* — 30ХГСА; *12* — 20ХН4

охлаждения показано со стрелками. Прямые линии соответствуют среднему диаметру исходного аустенитного зерна высокотемпературных участков ЗТВ около 0,08 мм. Отклонения от прямой значений критических напряжений при w_{550} = = 25 °С/с, обозначенных точками *2*, *5* и *6* (стали АК-32, 14ХГНМД и 03Г4АФ) вызвано другими размерами среднего диаметра аустенитных зерен в рассматриваемых участках ЗТВ.

Таким образом, на основе установленных закономерностей и теории распространения тепла при сварке разработаны алгоритмы расчета условий предотвращения холодных трещин при сварке низко- и среднеуглеродистых низколегированных сталей и получения из них качественных сварных соединений. Достоверность расчетных данных подтверждается диаграммами термокинетического превращения аустенита. Кроме того, близкие свойства по структуре и твердости металла ЗТВ с расчетными дает металлографический анализ микрошлифов опытных образцов после их сварки и наплавки. Использование разработанных расчетных методов позволяет оценить закаливаемость ЗТВ сварных соединений низколегированных сталей, их свариваемость и определить условия получения необходимого соотношения бейнитно-мартенситной структуры ЗТВ.

1. *Лебедев Ю. М.* Расчет условий свариваемости низколегированных закаливающихся сталей // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г. пос. Кацивели, Крым / Под ред. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2002. — С. 171–175.
2. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1952. — 296 с.
3. *Лебедев Ю. М.* Влияние состава и свойств партий металла судостроительных сталей повышенной прочности на технологию изготовления корпусных конструкций // Зб. наук. праць Укр. держ. мор. техн. ун-ту. — 2003. — № 3 (389). — С. 31–40.
4. *Лебедев Ю. М.* Расчет прокаливаемости низколегированных сталей // Там же. — 2002. — № 2. — С. 73–84.
5. *Лебедев Ю. М., Кравченко Л.П., Летучий В. Н.* Исследование свариваемости стали 25ХГТ применительно к процессам восстановления шестерен наплавкой // Прогрессивная технология судостроения и сварочного производства: Сб. науч. тр. — Николаев: Николаев. кораблестроит. ин-т, 1986. — С. 30–35.
6. *Лебедев Ю. М., Кравченко Д. П.* Исследование влдияния температуры нагрева и характера возникновения напряженного состояния на кинетику распада аустенита в жестко защемленных образцах сталей 20, 45 и 40Х // Труды Николаев. кораблестроит. ин-та, 1973. — Вып. 66. — С. 101–106.
7. *Шоршоров М. Х., Белов В. В.* Фазовые превращения и свойства стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 219 с.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НАГРЕВОМ ДУГОЙ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

Ю. М. ЛЕБЕДЕВ, В. А. МАРТЫНЕНКО
(Нац. ун-т кораблестроения им. Адмирала Макарова, г. Николаев, Украина)

Приведены результаты исследования поверхностной закалки конструкционных сталей с содержанием углерода менее 0,25 % при их прогреве без расплавления дугой с угольным электродом. Проанализированы условия поверхностного упрочнения деталей цилиндрической формы.

Investigation results are presented on surface hardening of structural steels with a carbon content of less than 0.25 %, which are heated without fusion by the carbon-electrode arc. Conditions of surface hardening of cylindrical parts are analysed.

Низкоуглеродистые и низкоуглеродистые низколегированные стали широко применяются при изготовлении различных деталей, конструкций и сооружений. Из-за низкой прокаливаемости они практически не подвергаются упрочняющим методам термической обработки и в состоянии поставки имеют ферритно-перлитную структуру с показателями твердости *HB* 130...165.

Повышение твердости и износостойкости поверхностей таких сталей можно достичь путем химико-термической обработки или же нанесением на их поверхность специальных износостойких покрытий. Однако более экономичным способом поверхностного упрочнения сталей являются способы поверхностной закалки путем их нагрева лазерным и электронным лучами, плазменной струей, дуговым разрядом с неплавящимся электродом. Для низкоуглеродистых сталей с ферритно-перлитной структурой такая обработка без расплавления поверхности приводит лишь к частичной закалке. Мартенситная структура наблюдается только в окрестностях бывших перлитных зерен, что обусловлено малым временем нахождения нагретого металла в температурном интервале аустенизации. При этом достигается незначительное повышение твердости поверхностных слоев, которое ниже твердости мартенсита для стали с заданным содержанием углерода. При такой обработке наиболее высокая твердость закаленного поверхностного слоя при прогреве дугой с неплавящимся электродом. Дуговой разряд имеет большое сечение пятна нагрева и меньшую удельную мощность по сравнению с электронным и лазерным лучами, что позволяет увеличить время нахождения металла при высоких температурах в процессе его нагрева-охлаждения. При этом скорости охлаждения еще достаточны для превращения аустенита в мартенсит.

При нагреве поверхности пластин опытных образцов дугой с угольным электродом диаметром 8 мм установлено, что начало плавления поверхностных слоев низколегированных и низкоуглеродистых сталей наблюдается при погонной энергии прогрева свыше 500 Дж/см. Применение нагрева без расплавления в сталях 40Х, 30ХГСА, 18ХГТ приводит к образованию в приповерхностном слое мартенситной структуры на глубине до 0,6 мм. Изучение же структурных превращений при таких прогревах на стали типа сталь 10 с очень малым количеством перлита показало, что в приповерхностном слое, прогретом до максимальных температур 1200...1300 °С, структура состоит из сравнительно укрупненных фрагментированных ферритных зерен, претерпевших полную перекристаллизацию, и темных участков, состоящих из бейнитно-мартенситной смеси. Максимальное значение микротвердости наблюдается в центре этих участков и достигает значений *HV* 550. Твердость же феррита составляет *HV* 140. В участках, нагреваемых до максимальных температур 900...1000 °С, различие состоит только в уменьшении протяженности темных участков. Для погонной энергии прогрева около 500 Дж/см средний путь диффузии углерода для высокотемпературных участков прогретого металла составляет 0,015...0,020 мм.

Перекрытие границ диффузии углерода от бывших перлитных зерен в бывшие ферритные будет зависеть от соотношения объемов феррита и перлита в исходной структуре, а также средних значений размера перлитных зерен. Лишь при диффузии углерода на расстояния, превышающие половину среднего расстояния между перлитными зернами, может быть обеспечено образование сплошного каркаса мартенситной структуры после

© Ю. М. ЛЕБЕДЕВ, В. А. МАРТЫНЕНКО, 2004

быстрого охлаждения. При этом достигается существенное повышение твердости стали.

Для оценки влияния состояния исходной ферритно-перлитной структуры на распределение углерода в аустените высокотемпературных участков при заданных условиях однократного прогрева разработана математическая модель. Она исходит из предположения, что перлитные зерна имеют сферическую форму и распределены равномерно по объему металла. Весь объем делится на элементарные кубики с размером ребра A, где каждому кубику принадлежит одно перлитное зерно, расположенное в центре куба. Значение стороны такого куба A определяем из соотношения

$$A = D\sqrt[3]{\frac{\pi}{6\beta}}, \qquad (1)$$

где D — средний диаметр сферического перлитного зерна; β — объемная доля перлита в стали.

В такой модели строения низкоуглеродистой стали с исходной ферритно-перлитной структурой можно оценить минимально необходимую длину пути диффузии углерода в аустените $L_д$ в зависимости от объемной доли перлита и среднего диаметра перлитного зерна. Для заданной ферритно-перлитной структуры в принятой модели определяется расстояние от границы перлитного зерна до вершины куба. Его можно определить из выражения

$$L_д = \frac{D}{2}\left(1{,}73\sqrt[3]{\frac{\pi}{6\beta}} - 1\right). \qquad (2)$$

На рис. 1 приведены расчетные данные зависимости минимального пути диффузии атомов углерода при исходной ферритно-перлитной структуре низкоуглеродистых сталей с различным содержанием углерода от среднего диаметра перлитного зерна. Объемная доля перлита β рассчитывается с учетом того, что часть углерода находится в феррите. Принято значение максимальной растворимости углерода в феррите 0,02 мас. %. Здесь же показано положение балла зерна в предположении, что средний диаметр перлитного зерна соответствует среднему значению всех зерен стали.

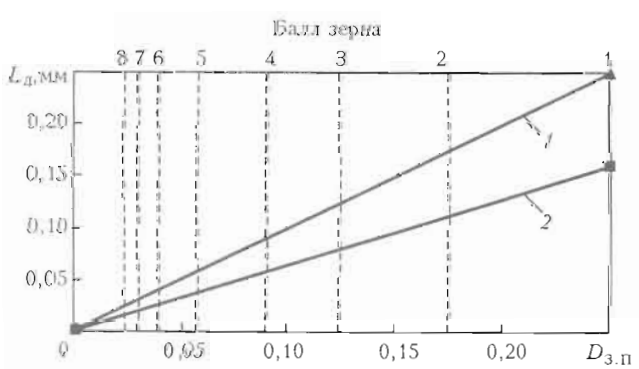


Рис. 1. Влияние среднего диаметра перлитного зерна на минимальный путь диффузии углерода в аустените низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой: *1*, *2* — сталь соответственно с объемной долей перлита β = 0,1 (0,10 % С) и 0,225 (0,20 % С)

Из рисунка видно, что значительного упрочнения поверхности низкоуглеродистой стали с исходной ферритно-перлитной структурой путем ее прогрева без расплавления дугой с угольным электродом можно достичь только для мелкозернистых сталей. Так, при массовом содержании углерода около 0,2 % это эффективно для стали с баллом зерна 7 и более. С понижением содержания углерода в стали критическая длина пути диффузии увеличивается и ее поверхностное упрочнение может быть достигнуто лишь для сверхмелкозернистых сталей. Следует также отметить, что указанное выше значение пути диффузии углерода в аустените от перлита, равное 0,015...0,020 мм, относится к критическому значению погонной энергии 500 Дж/см, выше которой наблюдается расплавление поверхности. С учетом возможности колебания режимов горения дуги, а также необходимости перекрытия зон нагрева для получения равномерной глубины закаленного слоя, которое производится на поверхности уже подогретого металла, погонная энергия прогрева должна быть меньше критической, что приведет к уменьшению указанного пути диффузии углерода в аустените. Если время нахождения аустенита выше температуры A_3 при таком однократном нагреве недостаточное, то примерно для однородного перераспределения углерода в аустените требуется либо выбор стали со сверхмелкой исходной структурой феррита и перлита или же дополнительная подготовка поверхностных слоев крупнозернистой стали, обеспечивающей более равномерное распределение по объему углеродсодержащих фаз. Достичь такого распределения углерода в объеме стали можно дополнительными прогревами без расплавления поверхности низкоуглеродистой стали с последующим быстрым охлаждением. При этом режим охлаждения должен подавить перлитное превращение аустенита. Количество таких прогревов для данной стали можно определить экспериментально, когда при окончательной закалке на мартенсит достигается значение твердости в поверхностном слое, близкое твердости мартенсита при среднем значении содержания углерода в этой стали.

Необходимые режимы охлаждения для превращения аустенита в металл ЗТВ в мартенсит могут быть определены расчетными методами. Для участков ЗТВ, нагреваемых до максимальной температуры 1200...1250 °С, при условии близкого к равномерному распределению углерода в аустените, критический режим охлаждения, при котором из аустенита образуется структура, состоящая из 95 % мартенсита и 5 % бейнита, может быть рассчитан по формуле из работы [1]

$$\Delta t_3(c) = (5{,}5C^{1{,}45})\cdot 10^2, \qquad (3)$$

где t_3 — время охлаждения аустенита от критической точки A_3 до температурного начала мар-

тенситного превращения $M_н$; C — массовое содержание углерода в аустените; 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.

Значение времени Δt_3 по формуле (3) для сталей Ст3 и 09Г2 соответственно составляет 1 и 1,9 с. Полная закалка аустенита этих сталей может произойти, если время охлаждения от A_3 до $M_н$ 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 $M_н$ и может быть рассчитано по формуле

$$\Delta t_{охл} = \frac{q_п}{2\pi\lambda}\left(\frac{1}{M_к - T_0} - \frac{1}{A_3 - T_0}\right), \qquad (4)$$

где $q_п$ — погонная энергия прогрева; λ — коэффициент теплопроводности стали; T_0 — начальная температура нагреваемой поверхности стального тела.

Критические точки A_3 и $M_н$ могут быть рассчитаны по формулам из [2]

$$\begin{aligned} A_3\ (°C) &= 910 - 229C + 32Si - 25Mn - 8Cr - \\ &- 18Ni + 2Mo + 117V - 24Cu + 7W - 120B, \\ M_н\ (°C) &= 550 - 400C - 6Si - 33Mn - 25Cr - \\ &- 16Ni + 27Mo + 130V - 17Cu - 15W - 200B. \end{aligned} \qquad (5)$$

Метод поверхностного упрочнения низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой путем их прогрева дугой с неплавящимся электродом может быть применен как для плоских, так и цилиндрических поверхностей деталей. Если производится поверхностная закалка цилиндрических деталей, то при ее непрерывном нагреве дугой по винтовой линии постоянно повышается их температура, что замедляет режим охлаждения и для обеспечения равномерной закаливаемости поверхностного слоя необходим анализ влияния автоподогрева.

Методика расчета изменения температур при точечном сосредоточенном нагреве цилиндрических деталей по винтовой линии разработана в [3, 4]. Она позволяет рассчитать изменение температуры в любой точке цилиндра при нагреве с использованием номограмм функции выравнивания теплоты в тонком круглом цилиндре и теплонасыщения. Применительно к стальным валам малого диаметра (до 50 мм) из-за сравнительно высокой теплопроводности низкоуглеродистых сталей можно пренебречь разностью температур от автоподогрева в центре и на поверхности детали на некотором удалении от месторасположения источника. Это дает возможность использовать выражение (4) для анализа изменения режима охлаждения в процессе прогрева, если начальную температуру изделия T_0 заменить на $T(x, t)$, которая изменилась в результате ввода тепла дугой при перемещении источника нагрева вдоль вала от начала нагрева на расстояние X. В этом случае расчет изменения температуры T_X от действия подвижного плоского источника нагрева в стержне можно рассчитать по [5]

$$T(x, t) = T_{пр}(x)\psi_1(\rho_1, \tau_1),$$

где $T_{пр}(x) = \dfrac{q}{c\gamma F_{ст} v_{пр.п}\sqrt{1 + \dfrac{4ba}{v^2_{пр.п}}}} \times$

$\times \exp\left(-\dfrac{v_{пр.п}\, x}{2a} - \dfrac{v_{пр.п}\,|x|}{2a}\sqrt{1 + \dfrac{4ba}{v^2_{пр.п}}}\right)$ — предельная температура; $\psi_1(\rho_1, \tau_1)$ — коэффициент теплонасыщения, определяемый по номограмме по значениям безразмерных критериев расстояния ρ_1 и τ_1; $c\gamma$ — объемная теплоемкость; $F_{ст}$ — площадь поперечного сечения стержня; $v_{пр.п}$ — скорость продольного перемещения дуги; a — коэффициент температуропроводности; x — текущая координата рассматриваемой точки в подвижной системе координат, связанной с положением источника нагрева; $b = 2\alpha / c\gamma R$ — коэффициент температуроотдачи (α — коэффициент теплоотдачи; R — радиус круглого стержня).

Экспериментальная проверка, выполненная на цилиндрическом образце диаметром 36 и длиной 400 мм, показала, что при вводе теплофизических коэффициентов, соответствующих среднеарифметическому значению температуры автоподогрева на выбранной длине, отклонение расчетных и экспериментальных значений температур не превышает 10 %. Проверка осуществлялась путем прогрева дугой с угольным электродом центральной части образца на длине примерно 100 мм, на котором заранее приваривали конденсаторным разрядом хромель-алюмелевую термопару диаметром 0,4 мм. При подходе дуги к термопаре на расстоянии около 5 мм прогрев и вращение образца прекращались, к термопаре сразу же подключался милливольтметр для определения термоЭДС. Значения температуры в этой точке сравнивали с результатами по принятой расчетной схеме.

Поскольку необходимое значение $T(x, t)$ для проверки условий закаливаемости необходимо подставлять в уравнение (4), то использование номограммы для определения коэффициента теплонасыщения $\psi_1(\rho_1, \tau_1)$ создает определенные неудобства. Поэтому в разработанной программе коэффициент теплонасыщения рассчитывали по формуле

$$\psi_1(\rho_1, \tau_1) = \frac{1}{2}\left[1 - \Phi\left(\frac{\rho_1}{\sqrt{\tau_1}} - \sqrt{\tau_1}\right)\right] - \frac{1}{2}\exp(2\rho_1)\left[1 - \Phi\left(\frac{\rho_1}{\sqrt{\tau_1}} + \sqrt{\tau_1}\right)\right],$$

где $\Phi(u) = \dfrac{2}{\sqrt{\pi}}\int_0^u \exp(-u^2)du$ — интеграл вероятности, вычисляемый по формулам аппроксимации.

Фрагмент результатов расчета по составленной программе представлен ниже:

Исходные данные

q=1000.0;vn=2.50000;D=3.60;E1=0.40;x0=10.00;a=0.12;cg=4.00;aL=0.00300

Результат расчета

Tpr= 4.2;psi1=0.0000;T2= 0.0;vp=0.05898;t=17.0;x=1.00;ro1=2.34;ta1=0.14
Tpr= 6.9;psi1=0.0070;T2= 0.0;vp=0.05898;t=33.9;x=2.00;ro1=2.08;ta1=0.27
Tpr=11.5;psi1=0.0680;T2= 0.8;vp=0.05898;t=50.9;x=3.00;ro1=1.82;ta1=0.41

.....

Tpr=238.1;psi1=0.8558;T2= 203.8;vp=0.05898;t=152.6;x=9.00;ro1=0.26;ta1=1.23
Tpr=394.6;psi1=0.9149;T2= 361.0;vp=0.05898;t=169.6;x=10.00;ro1=0.00;ta1=1.37

Здесь выводятся также безразмерные критерии ρ_1 и τ_1, по значениям которых по номограмме для ψ_1 можно проверить правильность его расчета. В исходных данных для расчета вводится также ширина зоны E1, прогреваемой выше критической точки A_3. В расчетах принято, что шаг наплавки составляет 0,7E1.

Расчеты, выполненные применительно к прогреву без расплавления дуговым разрядом с неплавящимся электродом на погонной энергии 500 и 250 Дж/см для сталей 10, 15, 20 и 09Г2 с содержанием элементов по среднеарифметическому составу, которые предусмотрены стандартами, показали реальную возможность их поверхностной закалки. Во всех рассматриваемых случаях время охлаждения от критической точки A_3 до температуры $M_н$ аустенита поверхностного слоя низкоуглеродистых сталей, прогретого до 1200...1250 °С теплом дуги с угольным электродом, в котором достигнуто примерно равномерное распределение углерода, меньше Δt_3. Поскольку при непрерывной обработке тепло, вводимое дугой, нагревает изделие, то необходимо также определить влияние этого автоподогрева на формирование требуемой структуры при промежуточных нагревах, требуемых для равномерного перераспределения углерода и при окончательной полной закалке на мартенсит. За максимально возможную температуру при промежуточных нагревах можно принять $T_{50м}$, которая обеспечивает получение структуры с 50 % мартенсита.

Влияние температуры детали на процесс окончательной закалки требует дополнительного анализа. Для этого с помощью выражений из работы [1] и (4) анализировалось влияние начальной температуры стали на количество мартенсита при прогревах на погонной энергии 500 и 250 Дж/см. Установлено, что нагрев нелегированных низкоуглеродистых сталей 10, 15 и 20 до 200, 250 и 300 °С при их прогреве на погонной энергии 250 Дж/см приводит к образованию в слоях, прогретых до высоких температур, полностью мартенситной структуры. Лишь для стали 10 при температуре металла 300 °С количество мартенсита составляет 85 %. Влияние содержания углерода и начальной температуры на количество образуемого мартенсита в прогретых слоях этих сталей на погонной энергии 500 Дж/см показало, что у стали 20 полностью мартенситная структура образуется даже при ее предварительном нагреве до 300 °С. Для сталей с более низким содержанием углерода подогрев до температуры 250...300 °С приводит к неполной закалке прогретых слоев. Что касается поверхностной закалки низкоуглеродистой низколегированной стали 09Г2, то в ней во всех рассмотренных случаях после окончательного прогрева образуется 100 % мартенсита.

Поскольку погонная энергия 500 Дж/см при поверхностном упрочнении без расплавления является максимально возможной, то скорость охлаждения даже при нагреве подогретого металла очень велика. Отсюда следует, что рассматриваемый способ закалки можно совмещать с низким отпуском. Это связано с тем, что низкоуглеродистые и низкоуглеродистые низколегированные стали имеют высокую температуру начала и окончания мартенситного превращения и в сочетании с низким отпуском обладают высокой сопротивляемостью образованию закалочных трещин, несмотря на скорости охлаждения порядка 10^3 °С/с. Температура окончания мартенситного превращения выше температур низкого отпуска, что не требует их полного охлаждения сразу после закалки. Так, для рассматриваемых сталей температура образования 75 % мартенсита, определенная по уравнению из работы [6], для стали 10 составляет 450 °С, для стали 15 — 420 °С, для стали 20 — 390 °С, для стали 09Г2 — 410 °С. При этом нагрев детали до требуемой температуры отпуска достигается за счет тепла дуги, идущей на подготовку структуры поверхностного слоя и ее последующую закалку. Такой способ поверхностного упрочнения характеризуется после нагрева резким охлаждением до температуры окончания мартенситного превращения, последующей выдержкой при температурах отпуска и замедленным охлаждением детали после окончания ее обработки. Это способствует релаксации внутренних структурных напряжений в мартенсите при сохранении высоких значений твердости. Выполненные расчеты показали, что в процессе такой обработки необходимо следить, чтобы температура детали не превышала 300 °С. Если размеры детали не позволяют выполнить это условие, то дальнейший прогрев следует вести с применением искусственного охлаждения или же с перерывами для естественного охлаждения металла.

На рис. 2 показано изменение температур в фиксированных точках при нагреве цилиндрических деталей диаметром 20 и 40 мм на погонной энергии дуги 450 Дж/см на длине обрабатываемой поверхности, равной 200 мм.

Из рисунка следует, что при диаметре вала от 40 мм и более и длине обрабатываемой поверхности до 200 мм прогрев дугой может производится без принудительного охлаждения и остановок процесса.

Данные анализа хорошо подтверждаются при исследовании микроструктуры упрочненных поверхностных слоев стали Ст3 с содержанием углерода 0,16 %, которое выполнено на растровом электронном микроскопе-микроанализаторе РЭММА-102 (рис. 3). Приведенные положения проверяли путем повторных прогревов поверхности стали Ст3 дугой с угольным электродом при погонной энергии около 500 Дж/см. Однократный прогрев поверхности этой стали (рис. 3, *б*) приводит к повышению твердости на глубине 0,2 мм до *HV* 270, что на *HV* 120 превышает твердость основного металла.

Двухкратный нагрев из-за увеличения времени пребывания аустенита в области температур выше критической точки A_3, путь диффузии углерода в стали возрастает и приводит после охлаждения к увеличению твердости поверхностного слоя на глубине 0,2 мм уже до *HV* 380. Однако, как видно из микроструктуры на рис. 3, *в*, в поверхностном слое после такого нагрева, кроме мартенсита и бейнита, наблюдается еще некоторое количество ферритных зерен, что свидетельствует о еще неполном выравнивании концентрации углерода в аустените по всему объему прогретого слоя. Трехкратный прогрев обеспечивает образование преимущественно мартенситной структуры в поверхностном слое стали Ст3. Однако и после такой обработки в микроструктуре закаленного слоя встречаются отдельные островки феррита (рис. 3, *г*). Применение трехкратного нагрева повышает твердость стали Ст3 на глубине 0,3 мм до *HV* 400, а на глубине 0,6 мм — до *HV* 360. Такая твердость поверхностного слоя близка к максимально возможной для мартенсита с содержанием углерода, близким к его среднему составу в исследуемой стали. При этом наблюдается и более резкий переход по структуре упрочненного слоя к основному металлу по сравнению с таким переходом при однократном нагреве.

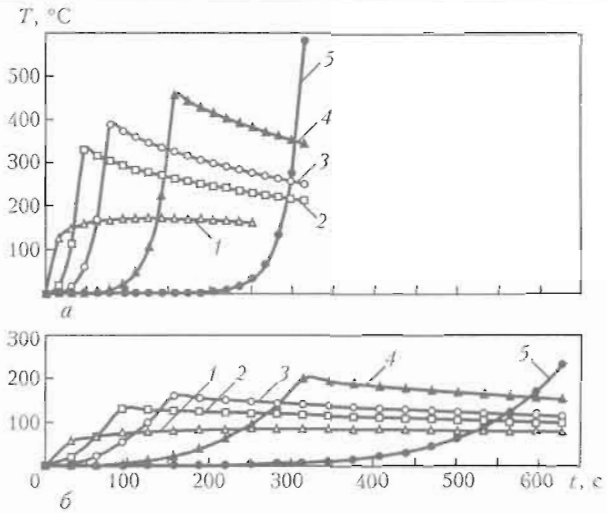


Рис. 2. Зависимость температуры от времени в фиксированных точках при прогреве стальных стержней диаметрами 20 (*а*) и 40 мм (*б*) по винтовой линии на длине 200 мм: *1*–*5* — расстояние соответственно 0, 3, 5, 10, 20 см от точки начала нагрева

Из сравнения микроструктур видно, что по мере увеличения количества прогревов наблюдается воз-

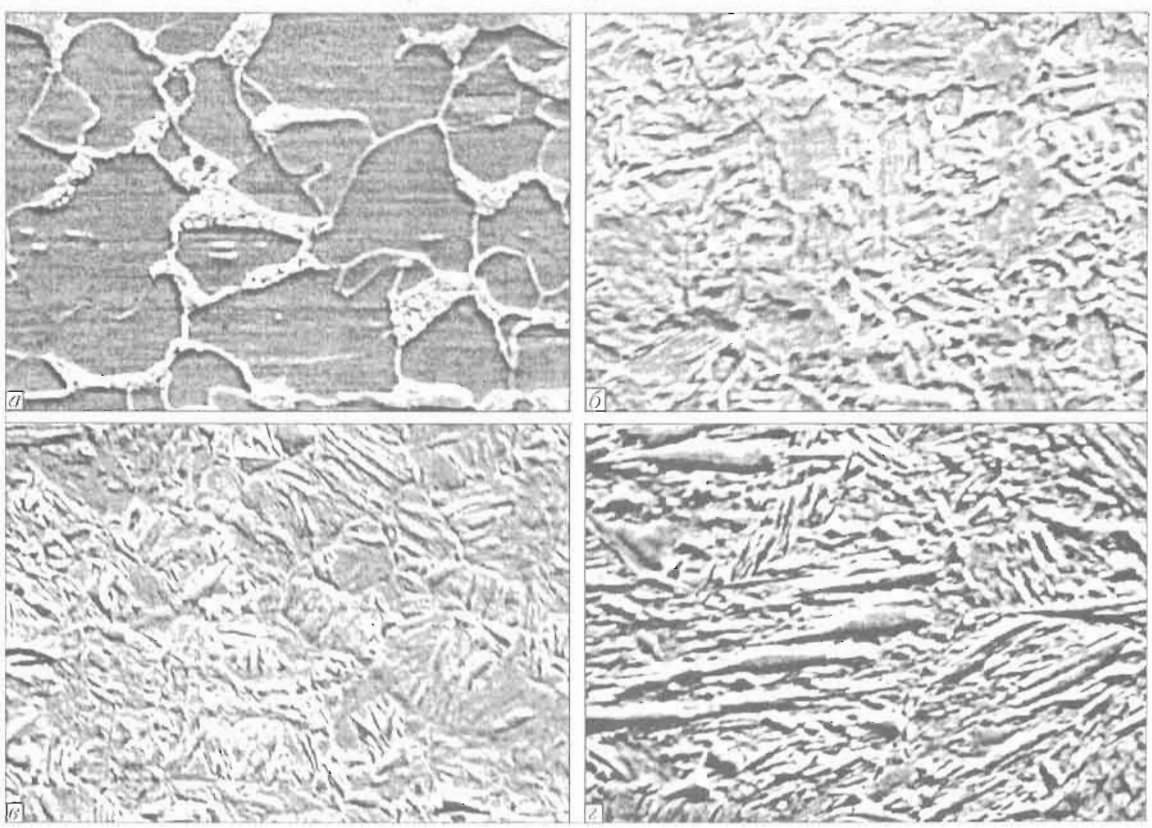


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя стали Ст3 (0,16 % С), ×1500: *а* — основной металл; *б* — однократный прогрев дугой с угольным электродом, $q_п = 500$ Дж/см, *HV* 270; *в* — двухкратный прогрев, *HV* 380; *г* — трехкратный прогрев, *HV* 400

растание игольчатой составляющей мартенсита. После трехкратного нагрева в структуре поверхностного слоя на глубине 0,3 мм достигается практически полная закалка стали на мартенсит.

Разработанный способ [7] поверхностного упрочнения сталей путем их прогрева без расплавления дугой с неплавящимся угольным электродом расширяет диапазон упрочняемых сталей без изменения технологии их нагрева. Различие заключается в том, что для среднеуглеродистых сталей упрочнение поверхностных слоев закалкой достигается при однократном нагреве, а для низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой — многократным. В последнем случае кратность прогревов определяется конкретным содержанием углерода в низкоуглеродистой стали и баллом ее зерна.

Упрочняющую поверхностную обработку путем нагрева дугой с неплавящимся электродом можно применить не только при изготовлении деталей и конструкций, но и после восстановления наплавкой изношенных деталей. При этом наплавка может осуществляться низкоуглеродистыми и низкоуглеродистыми низколегированными проволоками, обеспечивающими высокую стойкость металла наплавки к образованию горячих и холодных трещин. Полученную при использовании таких наплавочных проволок ферритно-перлитную структуру металла наплавки можно упрочнить в поверхностном слое с использованием дополнительного прогрева механически обработанной поверхности детали дугой с неплавящимся электродом.

1. *Лебедев Ю. М.* Влияние состава стали на формирование структуры ЗТВ сварных соединений //Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 8–13.
2. *Лебедев Ю. М.* Расчет прокаливаемости низколегированных сталей // Зб. наук. праць Укр. держ. мор. техн. ун-ту. — 2002. — № 2. — С. 73–84.
3. *Махненко В. И.* К расчету температурного поля при наплавке круговых цилиндров // Автомат. сварка. — 1961. — № 12. — С. 34–39.
4. *Махненко В. И., Кравцов Т. Г.* Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров. — Киев: Наук. думка, 1976. — 159 с.
5. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1952. — 296 с.
6. *Лебедев Ю. М.* Влияние состава и свойств партий металла судостроительных сталей повышенной прочности на технологию изготовления корпусных конструкций// Зб. наук. праць Укр. держ. мор. техн. ун-ту. — 2003. — № 3. — С. 31–40.
7. *Пат. 54030 А. Україна.* Спосіб поверхневого загартування сталей з низькою прогартовуваністю / Ю. М. Лебедев, В. А. Мартиненко. — Опубл. 17.02.2003, Бюл. № 2.

ИНФОРМАЦИОННАЯ СИСТЕМА ПО СВАРКЕ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ

А. Б. ЛЕСНОЙ, О. Г. КАСАТКИН, В. Н. ЗАМКОВ
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрены возможности использования специализированного программного обеспечения при сварке титана и его сплавов. Предлагаемая информационная система содержит сведения о способах и режимах сварки стыковых, угловых, тавровых и нахлесточных соединений различных толщин; информацию о сварочных материалах (электродах, проволоках, флюсах); справочные сведения о титановых сплавах; возможности выбора титановых сплавов в зависимости от условий эксплуатации сварной конструкции.

Possibilities of using specialised software for welding titanium and its alloys are considered. The offered information system contains data on methods and parameters of welding butt, fillet, T- and overlap joints of different thicknesses, information on welding consumables (electrodes, wires, fluxes), reference data on titanium alloys, and options of titanium alloys depending upon the service conditions of a welded structure.

Титан является перспективным конструкционным материалом благодаря своей высокой коррозионной стойкости, прочности и малой удельной плотности. Еще лет десять назад он в основном использовался в ракетно-космической и авиационной технике, военном кораблестроении и других областях военной техники. Сегодня по объему применения в сварных конструкциях титан занимает третье место после стали и алюминия и широко применяется в энергетическом машиностроении, нефтеперерабатывающей промышленности, медицине.

Следует отметить, что объем использования титана в сварных конструкциях в значительной мере определяется технологическими возможностями его сварки. Основные трудности при сварке плавлением титана связаны с его высокой химической активностью. При нагреве свыше 500...600 °С титан начинает насыщаться водородом, кислородом, азотом и другими примесями, которые существенно снижают его пластичность, вязкость, сопротивляемость усталости, способствуют замедленному разрушению сварных титановых конструкций, снижают коррозионную стойкость. Возможность получения качественных сварных соединений определяется корректным выбором способа и параметров сварки. Решение этой задачи может существенно облегчить использование специализированного программного обеспечения «Информационная система по сварке титана и его сплавов», разработанного в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

Предлагаемая информационная система (ИС) содержит информацию о способах и режимах сварки стыковых, угловых, тавровых и нахлесточных соединений титана толщиной 0,8...400 мм. В ИС имеются данные об электронно-лучевой сварке, восьми способах дуговой сварки и трех способах электрошлаковой сварки. В зависимости от вида соединения и толщины металла ИС предлагает пользователю один или несколько подходящих способов сварки. Например, при выборе стыкового соединения (рис. 1) ИС выводит информацию об имеющемся диапазоне толщин свариваемых деталей (0,8...400 мм).

После того, как задана толщина свариваемых пластин (3 мм), программа предоставляет список способов сварки, по которым в базе данных имеется информация. В случае, приведенном на рис. 1, сварку можно выполнить электронным лучом, механизированной сваркой плавящимся электродом под флюсом или в среде инертных газов, ручной или механизированной сваркой ТИГ, сваркой ТИГ погруженной дугой или сваркой с присадочной порошковой проволокой.

Для каждого способа сварки ИС предлагает один или несколько видов разделки кромок. Для каждого варианта разделки кромок программа предоставляет сведения о геометрических параметрах и условиях сварки (например, режим сварки, диаметр вольфрамового электрода и проволоки, количество проходов, вид и расход защитного газа).

Информационная система также содержит справочную информацию (рис. 2) о свойствах технического титана и его свариваемых α, псевдо-α, β и $(\alpha + \beta)$-сплавах. Данные включают: химический состав; физические свойства; механические свойства при нормальных и повышенных температурах; коррозионную стойкость в природных условиях и в агрессивных средах; механические свойства сварных соединений, полученные различными способами сварки; сведения о профилях проката и параметрах термообработки.

Система содержит также информацию о сварочных материалах (проволоках порошковых и сплошного сечения, вольфрамовых электродах и флюсах) и рациональных областях их применения (рис. 3).

© А. Б. ЛЕСНОЙ, О. Г. КАСАТКИН, В. Н. ЗАМКОВ, 2004

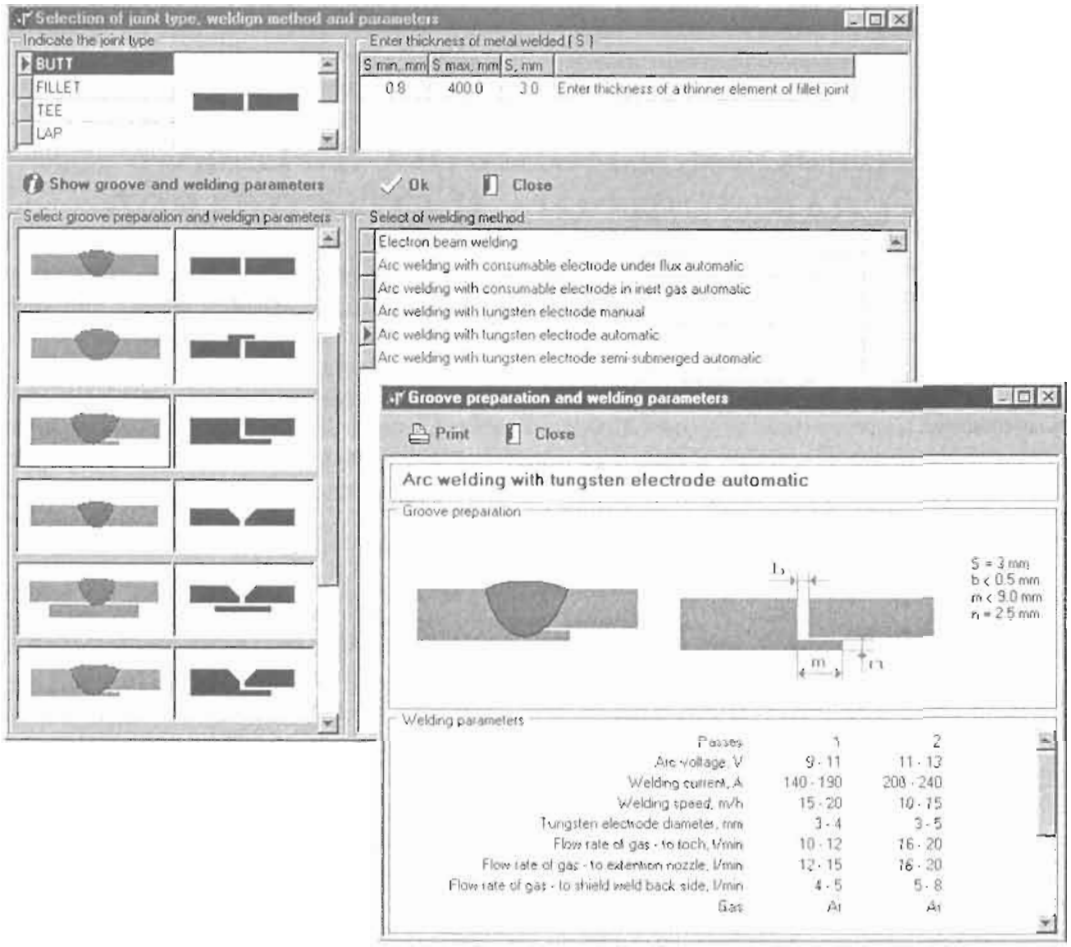


Рис. 1. Выбор способа и параметров сварки для стыкового соединения

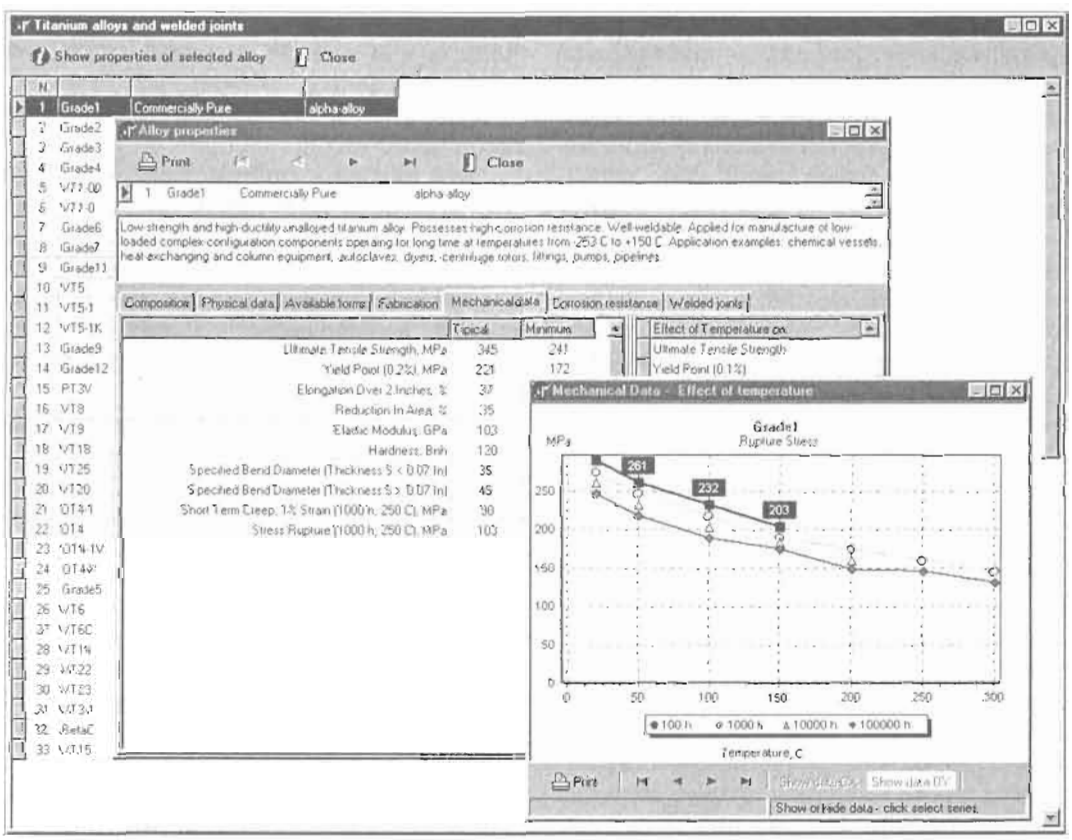


Рис. 2. Справочная информация о титановых сплавах

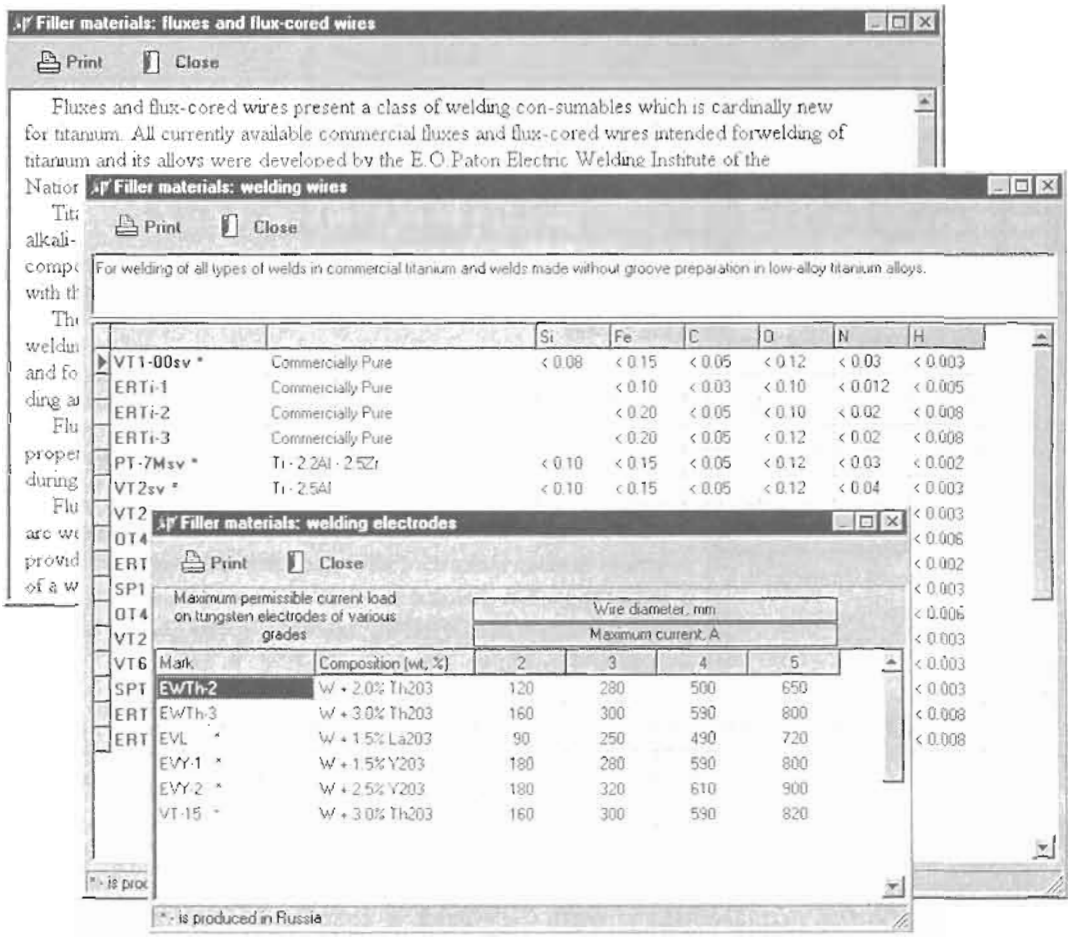


Рис. 3. Справочная информация о сварочных материалах

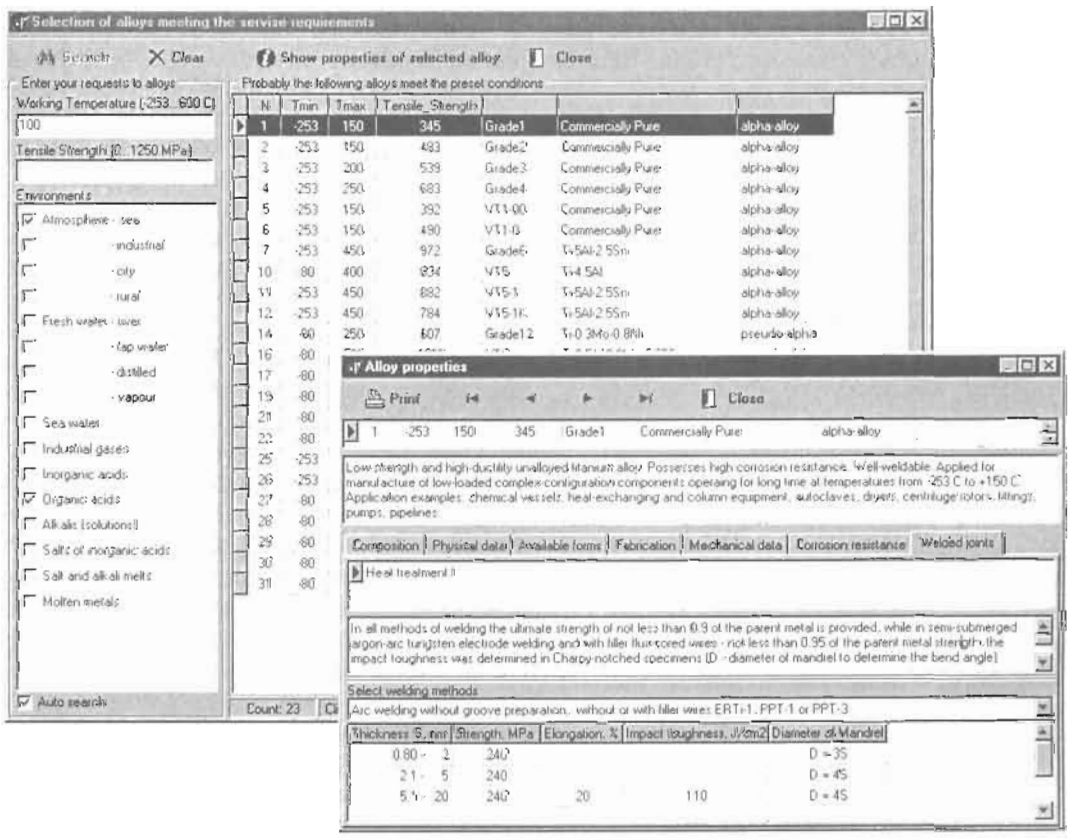


Рис. 4. Выбор титанового сплава для сварных изделий с учетом условий их эксплуатации

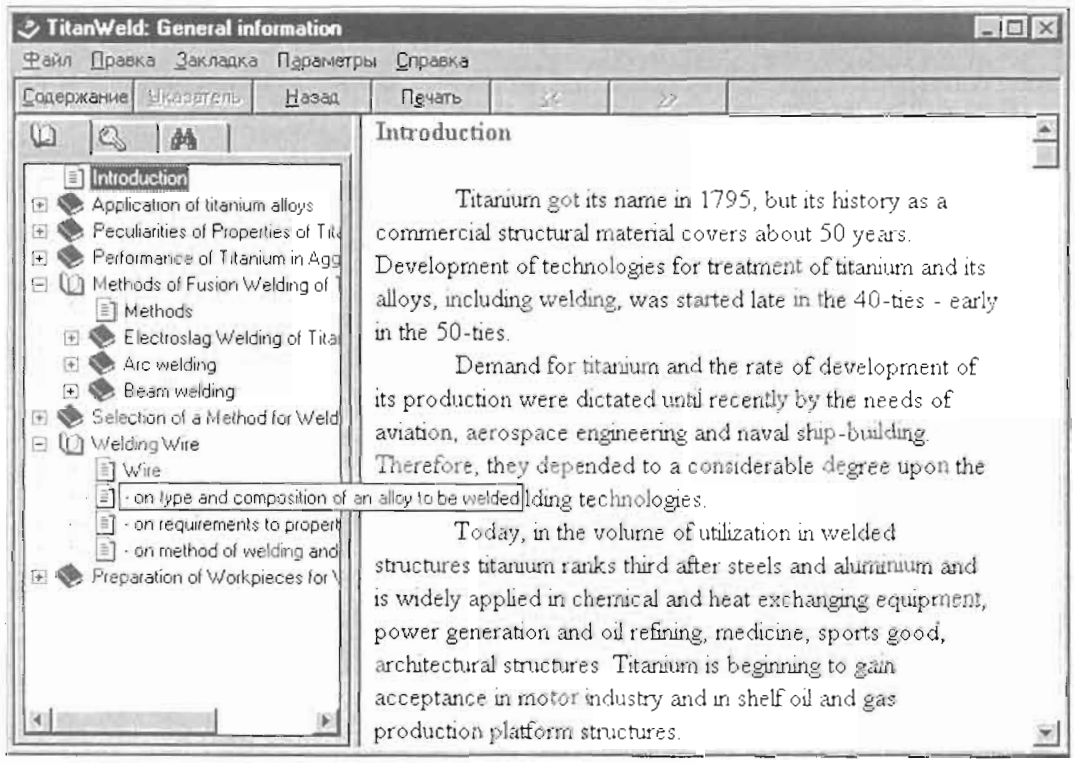


Рис. 5. Общая информация о титановых сплавах

Информационная система предусматривает возможность выбора сплава титана для сварных изделий с учетом условий их эксплуатации (рис. 4). В качестве параметров отбора сплавов могут быть заданы необходимый уровень прочности при заданной рабочей температуре с учетом возможных вариантов окружающей среды.

Информационная система также содержит раздел общей информации о сплавах титана, их применении и особенностях сварки (рис. 5).

Информационная система предназначена для конструкторов и инженеров, работающих в проектных, конструкторских организациях и занимающихся сварными конструкциями из титановых сплавов и технологией их изготовления. Программа может быть также полезна при обучении студентов.

Программное обеспечение функционирует в среде Windows 9x/Me/2000, для установки требуется 15 МБт дискового пространства.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ПОДВОДНОЙ СВАРКИ НА ЗАРОЖДЕНИЕ ПОР В МЕТАЛЛЕ ШВА

С. Ю. МАКСИМОВ (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),
А. А. ГУРЖИЙ (Ин-т гидромеханики НАН Украины, г. Киев)

На основе анализа физических процессов, происходящих в условиях подводной сварки, у поверхности фронта кристаллизации с учетом влияния твердой границы «сварочная ванна — основной металл» на диффузию в области, прилегающей к пузырьку, создана численная модель, которая описывает диффузионные, гидродинамические и термодинамические изменения, происходящие с зародышем поры. Установлено, что критические параметры газового пузырька, при которых скорость его размеров равна нулю, главным образом, определяются внешним статическим давлением P_a, скоростью перемещения фронта кристаллизации v_s и моментом образования полости t_0. Критическое состояние является неустойчивым: незначительное возмущение в параметрах пузырька приводит к неминуемому росту или схлопыванию полости.

Numerical model describing diffusion, hydrodynamic and thermodynamic changes in a nucleating pore has been developed on the basis of analysis of physical processes occurring under conditions of underwater welding near the solidification front, allowing for the effect of the solid «weld pool–base metal» interface on diffusion in a region adjoining the bubble. It has been established that critical parameters of the gas bubble, at which the velocity of changes in its size is equal to zero, are determined primarily by external static pressure P_a, solidification front velocity v_s and cavity formation time t_0. The critical state is unstable: an insignificant disturbance of parameters of the bubble leads to an unavoidable growth or collapse of the cavity.

Наличие водной среды оказывает заметное влияние на процесс формирования сварного соединения, выполненного под водой. Дуга горит в парогазовом пузыре, состоящем в основном из паров воды и продуктов ее диссоциации. В результате содержание водорода в металле шва может достигать 55 см^3/100 г, что значительно превышает равновесное (13,5... 14,5 см^3/100 г). В сочетании с повышенной скоростью кристаллизации и меньшим объемом сварочной ванны, по сравнению с обычными условиями, это создает опасность интенсивного порообразования при мокрой сварке.

Поскольку систематизированные исследования особенностей образования пор при мокрой подводной сварке не проводились, нам представляется целесообразным уточнить характер влияния факторов, присущих этому способу сварки (давление, скорость кристаллизации, концентрация водорода), на процесс зарождения и эволюции газового пузырька в сварочной ванне. Современные физические методы пока не позволяют выполнить это экспериментально. Исследовать эти явления можно с помощью методов математического моделирования. Для условий сварки на воздухе вопрос математического моделирования взаимодействия газов с металлом при сварке изучен достаточно хорошо [1, 2]. Установлено, что в общем случае процесс образования поры можно разделить на две стадии — зарождение и развитие газового пузырька. Для зарождения пузырька необходимы, по крайней мере, три условия: перенасыщение жидкого металла газами; наличие центра зарождения пузырька; определенная выдержка элементарного объема жидкого металла (инкубационный период) при соблюдении первых двух условий [2]. При этом наиболее вероятной областью появления зародышей является зона, прилегающая к межфазной границе, поскольку в ней с течением времени образуется область повышенной концентрации растворенного в металле водорода. К аналогичным выводам пришли и авторы работ [3, 4], исследовавшие методом математического моделирования влияние гидростатического давления на размер и форму пор при подводной сварке. Не оспаривая справедливость полученных результатов, все же следует отметить, что при построении этой модели рассматривалось развитие пузырька без учета влияния твердой границы «сварочная ванна — основной металл» на процессы диффузии в области, прилегающей к пузырьку [5].

При создании модели нами сделано несколько допущений.

Первым значительным упрощением является предположение о том, что фронт кристаллизации — плоская поверхность с постоянной скоростью распространения. Кроме того, считаем, что перенос газа осуществляется диффузионным путем.

Другая группа упрощений относится к гидродинамике процесса. Будем считать жидкость спокойной на бесконечности при отсутствии тепловой конвекции, а саму жидкость идеальной, несжимаемой. Полагаем, что растворенные в жидкости примеси не влияют на физические параметры жидкой среды. Газовый пузырек будем считать однородным, сферическим.

© С. Ю. МАКСИМОВ, А. А. ГУРЖИЙ, 2004

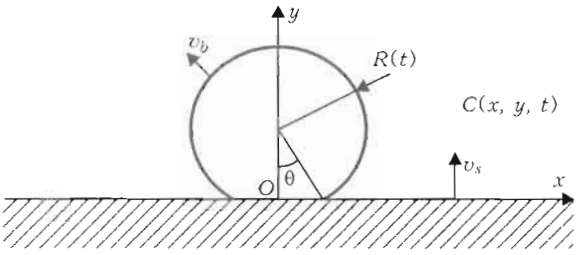


Рис. 1. Параметры газового пузырька

Таким образом, имеется следующая задача для исследований. Пусть в начальный момент времени ($t = 0$) жидкая и твердая фазы металла разделены плоскостью — фронтом кристаллизации ($y = 0$) (рис. 1). В жидкой среде равномерно растворен водород с концентрацией $C(x, y)$. С течением времени фронт движется с постоянной скоростью v_s в направлении оси Oy, а с ним и прямоугольная система координат (x, y). В момент времени $t = t_0$ на поверхности фронта кристаллизации образуется газовый пузырек в виде усеченной сферы радиусом R и углом усечения 2θ. Ставится задача определения параметров газового пузырька с течением времени и условий образования газовой полости при условии, что температура газа в полости совпадает с температурой жидкого металла, что справедливо для равновесных термодинамических процессов [6].

На рис. 2 приведено распределение концентрации водорода в жидком металле при движении фронта кристаллизации. Ось абсцисс пронормирована на радиус пузырька $R_0 = 0{,}0001$ м, а ось ординат — на начальную растворимость водорода в жидком металле C_0.

Как показали вычисления, концентрационное уплотнение может достигать значения $1{,}85C_0$, а толщина слоя с течением времени может возрасти до размеров порядка 100 мкм (за время $t = 0{,}5$ с). Для малых промежутков времени с момента образования сварочной ванны из-за малой насыщенности водородом приповерхностного слоя газовый пузырек в большинстве случаев будет схлопываться. В дальнейшем, когда концентрационное уплотнение достигнет размеров порядка размера газового пузырька, диффузионные процессы через его поверхность приведут к увеличению насыщенности полости газом и, как следствие, к росту ее размеров. Причем увеличение скорости сварки приводит к ускорению процесса насыщения приповерхностного слоя (рис. 3).

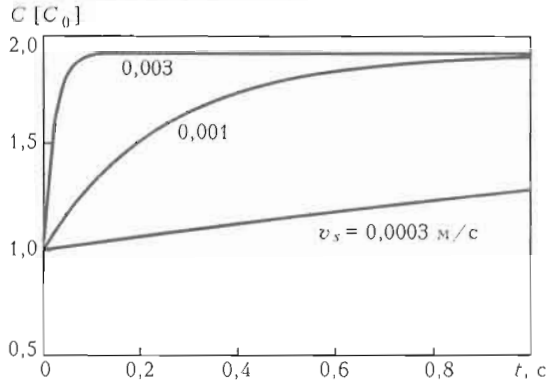


Рис. 3. Изменение концентрации водорода в жидком металле перед фронтом кристаллизации с течением времени при различных скоростях сварки ($D = 1{,}0\cdot10^{-7}$ м^2/с)

Как видно из рис. 4, при увеличении скорости кристаллизации скорость роста пузырька возрастает. Представленная на рисунке зависимость особенно характерна для пузырьков с малым радиусом (порядка 10 мкм). Одновременно уменьшается критический радиус $R_{кр}$, меньше которого скорость роста отрицательна, т.е. пузырек схлопывается и его параметры не зависят от v_s. Скорость роста пузырьков больших размеров ($R > 5$ мм) также практически не зависит от скорости кристаллизации. Кроме того, существует определенная скорость кристаллизации (в данном случае 0,0002 м/с), выше которой образовавшийся пузырек обязательно будет существовать.

Другим важным параметром, оказывающим значительное влияние на кинетику газового пузыря

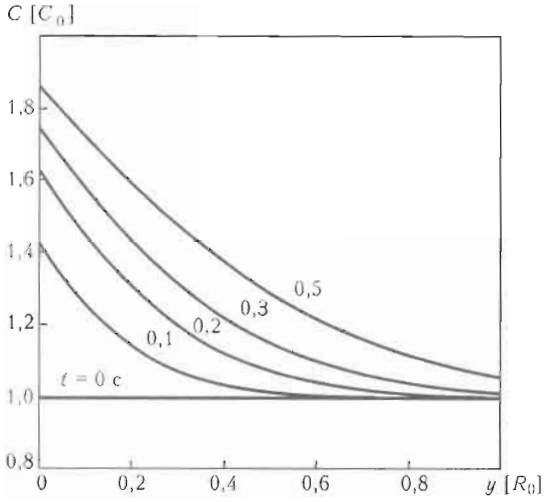


Рис. 2. Изменение концентрации водорода в металле сварочной ванны перед фронтом кристаллизации с течением времени (v_s = = 0,001 м/с; $D = 1{,}0\cdot10^{-7}$ м^2/с)

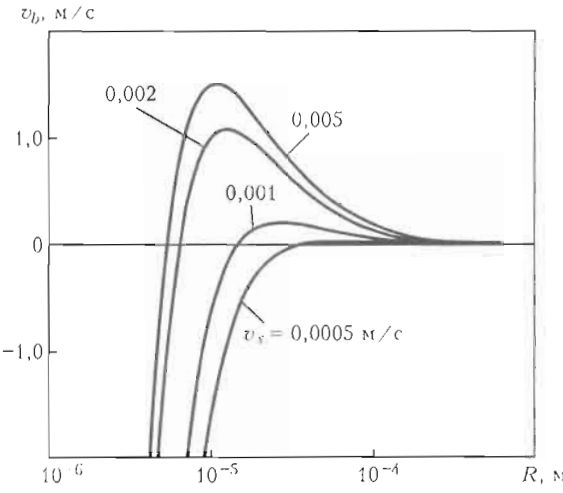


Рис. 4. Влияние скорости кристаллизации на скорость роста пузырька ($P_a = 2{,}0\cdot10^5$ Па; $\theta = 30°$)

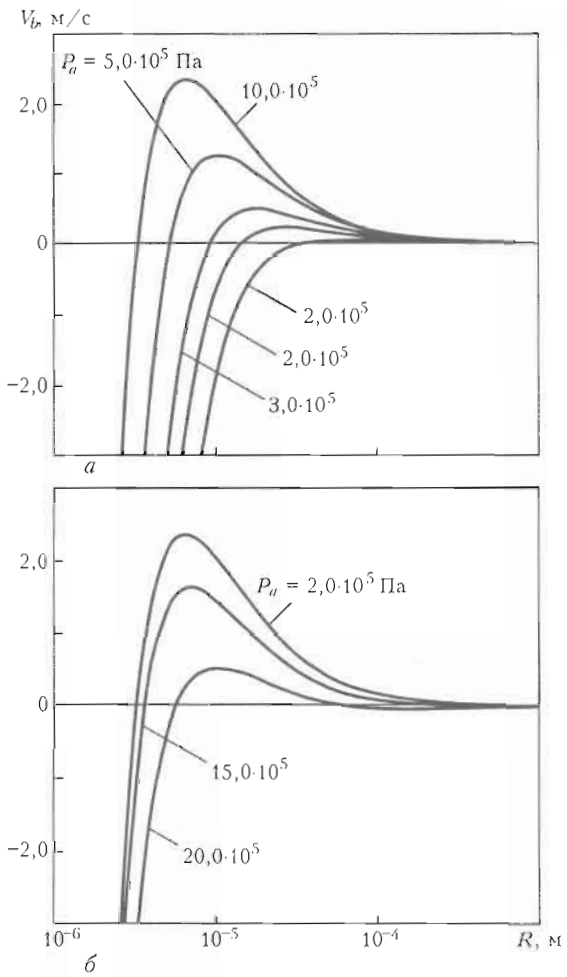


Рис. 5. Влияние давления на скорость роста пузырька при v_s = = 0,001 м/с; θ = 30°

ка, является внешнее статическое давление. С его увеличением повышается концентрация водорода в расплавленном металле, что и приводит к повышению скорости роста пузырька, величина $R_{кр}$ уменьшается (рис. 5, *а*). Дальнейшее повышение давления (свыше 1 МПа) приводит к обратному эффекту — увеличению $R_{кр}$ (рис. 5, *б*). В результате при достижении определенного давления пузырек будет схлопываться. Такой характер зависимости связан с тем, что при давлении свыше 1 МПа наблюдается отклонение растворимости водорода в жидком металле от закона Сивертса и она практически не изменяется. В то же время происходит сильное сжатие газовой полости, что приводит к уменьшению диффузионного потока газа через поверхность пузырька. В результате скорость его роста замедляется. Заметим, что вывод об уменьшении скорости роста газовых пузырьков при увеличении глубины, был получен и в работе [3]. Причем автор не учитывал изменение растворимости водорода в зависимости от давления. В нашем случае, учет этого фактора приводит к более сложной зависимости. Очевидно, причину такого явления следует искать в физико-химических особенностях процесса растворения водорода в металле, его зависимости от температуры и давления.

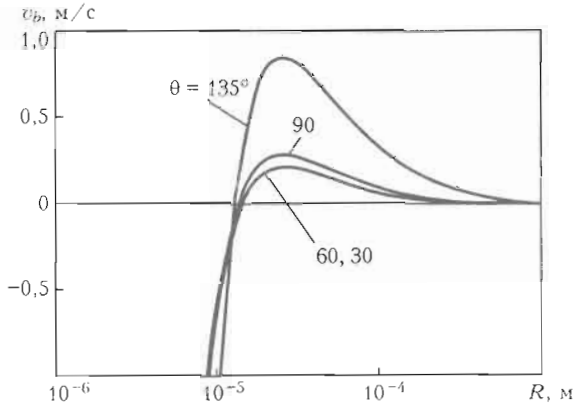


Рис. 6. Влияние контактного угла на скорость роста пузырька при P_a = 2,0·10^5 Па; v_s = 0,001 м/с

Изменение контактного угла (угла соприкосновения с плоским фронтом кристаллизации) влияет на площадь поверхности газового пузырька, размер которой определяет скорость диффузионных потоков. При увеличении контактного угла, начиная с θ_0 = 60°, изменение формы пузырька становится заметным и скорость его роста начинает увеличиваться (рис. 6). При θ_0 = 135° большая часть поверхности пузырька находится в обогащенном водородом слое и, как следствие, скорость его роста во всем диапазоне размеров возрастает.

Разработанная математическая модель позволяет проследить за параметрами газового пузырька с течением времени. В качестве иллюстрирующих примеров выбраны два случая — роста и схлопывания пузырька:

случай № 1: R_0 = 1,0·10^{-5} м, P_a = 2,0·10^5 Па,
v_s = 0,001 м/с, t_0 = 0,2 с

случай № 2: R_0 = 1,0·10^{-5} м, P_a = 1,0·10^5 Па,
v_s = 0,001 м/с, t_0 = 0,1 с

В случае № 1 область, близлежащая к газовому пузырьку, насыщена водородом. Диффузионный поток газа через поверхность приводит к росту размеров газового пузырька (рис. 7). Интересно отметить, что увеличение радиуса на порядок произошло в течение 0,2 с. При увеличении размеров полости влияние поверхностного натяжения постепенно ослабевает и давление в полости

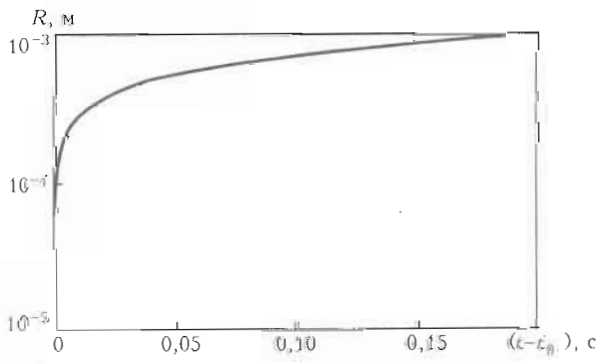


Рис. 7. Изменение размеров газового пузырька в процессе его роста (случай № 1)

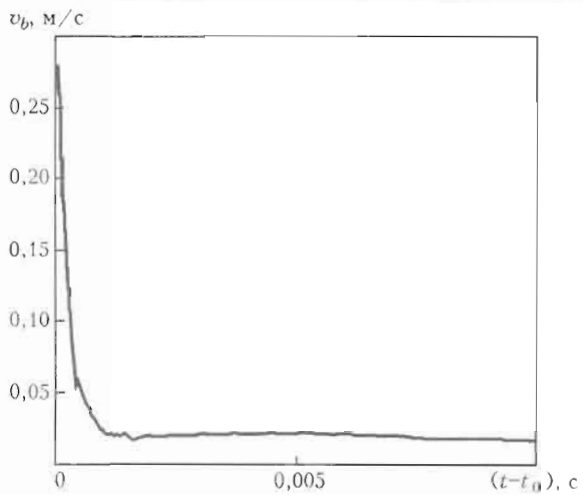


Рис. 8. Изменение скорости роста газового пузырька с течением времени (случай № 1)

асимптотически стремится к внешнему статическому давлению. При расширении газ в пузырьке охлаждается, однако его поток через поверхность, контактирующую с поверхностью жидкого металла с постоянной температурой T_0, постепенно нагревает пузырек. С течением времени наблюдается стабилизация температуры газа на уровне около 1400 °С. Скорость роста газового пузырька зависит от насыщенности водородом близлежащих к полости слоев сварочной ванны. При росте пузырька эти слои претерпевают сжатие и, следовательно, концентрация водорода увеличивается. Однако для больших пузырьков скорость роста полости уменьшается (рис. 8). Максимум скорости наблюдается на начальной стадии роста. В целом, можно заключить, что эволюция газовых пузырьков процесс скоротечный.

В случае № 2 концентрация водорода вблизи фронта кристаллизации значительно меньше, чем в предыдущем случае. Это приводит к диффузии газа из полости в жидкость и уменьшению радиуса зародыша. В то же время растяжение близлежащих слоев расплавленного металла приводит к уменьшению в них концентрации водорода. Диффузионный поток еще больше увеличивается и газовый пузырек схлопывается в течение короткого промежутка времени (рис. 9). Процесс схлопывания чрезвычайно короткий, в нашем случае протекает за 0,00001 с, при этом скорость схлопывания на заключительной стадии достигает 15 м/с. При других

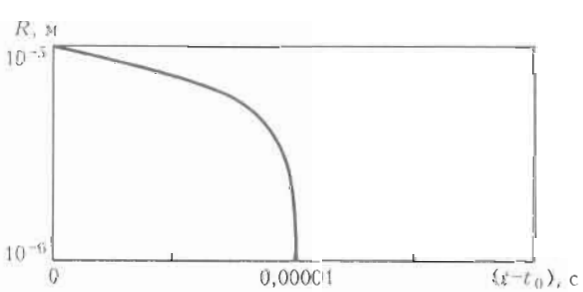


Рис. 9. Изменение размеров газового пузырька во время его схлопывания (случай № 2)

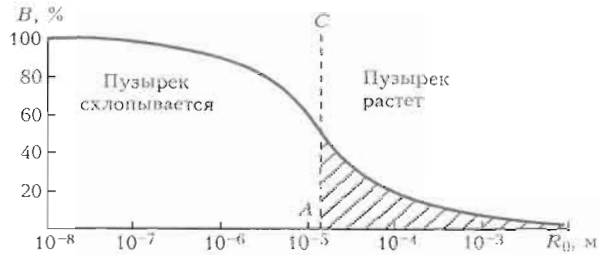


Рис. 10. Вероятность образования газовой полости перед фронтом кристаллизации жидкого металла

параметрах скорость схлопывания полости может достигать и больших значений: 100...500 м/с.

Исследования показывают, что в диапазоне параметров, характеризующих процесс сварки под водой (глубина, скорость кристаллизации, концентрация водорода), существуют определенные значения радиусов газовых пузырьков, при которых скорость их роста равна нулю. При незначительном увеличении радиуса (при прочих неизменных параметрах) диффузионный баланс нарушается, и газовый пузырек начинает увеличиваться, разрастаясь в размерах. С другой стороны, незначительное уменьшение радиуса приводит к сжатию полости и последующему ее исчезновению. Критический радиус соответствует неустойчивому состоянию газового пузырька.

На основании полученных результатов можно оценить вероятность образования газовых пузырьков в приповерхностном слое (рис. 10). Схема качественно отражает очевидную закономерность, что более вероятно образование зародышей малого размера. Однако мелкие полости схлопываются, а большие, наоборот, растут. Существование критического радиуса (линия AC) определяет область (на рисунке заштрихована), площадь которой пропорциональна вероятности появления полостей в процессе сварки. Задача заключается в том, чтобы на основании численных исследований оценить характер влияния гидростатического давления, скорости перемещения фронта кристаллизации сварочной ванны и концентрации водорода в жидком металле на значение критического радиуса газового зародыша. Это позволит сформулировать принципиальные подходы к выработке технологии сварки, при которой значение критического радиуса сместилось бы как можно правее.

Для решения поставленной задачи с помощью разработанной модели исследовано влияние основных факторов, характеризующих специфику процесса мокрой сварки под водой, на критический радиус пузырька. При этом значения указанных факторов изменялись в диапазоне, характерном для условий подводной сварки.

Как видно из рис. 11, с увеличением давления область критических параметров смещается в сторону меньших значений, т.е. склонность к образованию пор возрастает. Интересно отметить, увеличение скорости кристаллизации оказывает аналогичный эффект.

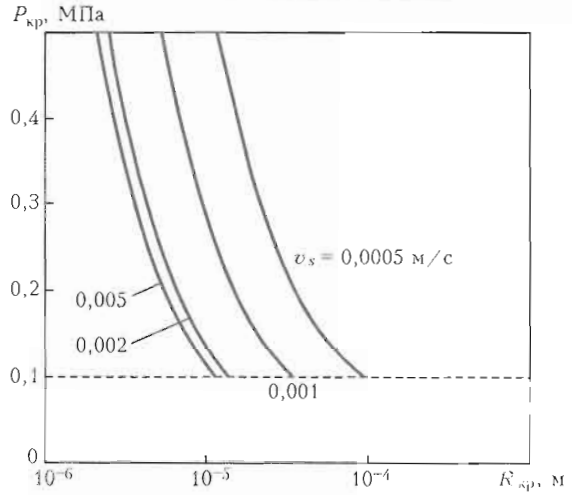


Рис. 11. Зависимость критического радиуса газового пузырька от внешнего давления для различных скоростей фронта кристаллизации при t_0 = 0,1 с

Анализ зависимости критических размеров пузырьков от скорости передвижения фронта кристаллизации (рис. 12) иллюстрирует, как изменяется критический радиус в зависимости от внешнего статического давления. С его увеличением в области значений, при которых еще справедлив закон Сивертса для растворимости газа в металле, кривые критических радиусов смещаются в область малых значений радиусов (рис. 12, *а*). Причем для каждого значения скорости кристаллизации имеется соответствующее значение критического радиуса. Картина нарушается при больших давлениях (свыше 1 МПа), когда наступает стабилизация растворимости водорода в жидкой фазе. С уменьшением скорости кристаллизации наклон кривых равновесия стремится к нулю (рис. 12, *б*) и при некоторых ее значениях критические точки вовсе отсутствуют.

На рис. 13 следует обратить внимание на то, что при малых скоростях значение критического радиуса практически не зависит от момента образования зародыша. Это позволяет сделать вывод о том, что низкие скорости кристаллизации являются менее приемлемым для широкого диапазона размеров зародышей, а значит и количество пор в металле шва должно снизиться.

Обратим внимание, что для любого набора исходных параметров существует вполне определенное критическое значение размеров газового пузырька, образованного перед фронтом кристаллизации. С течением времени $R_{кр}$ стабилизируется и для данных условий сварки (P_a, v_s) остается неизменным.

Как видим из рис. 14, *а*, при содержании в сварочной ванне 20 см^3/100 г водорода и скорости кристаллизации выше 7,0 м/ч ($2 \cdot 10^{-3}$ м/с) возможно зарождение пузырьков радиусом 10... ...15 мкм. При замедлении процесса кристаллизации или повышении давления вероятность образования пор уменьшается (поскольку увеличивается критический радиус). Повышение в 1,5 раза концентрации водорода (рис. 14, *б*) приводит к уменьшению критических радиусов пузырьков примерно в 2 раза, эффект влияния давления снижается. В зависимости от скорости кристаллизации существует определенное значение давления, при котором вероятность образования пор резко снижается. Этому состоянию соответствует отрезок кривой, на

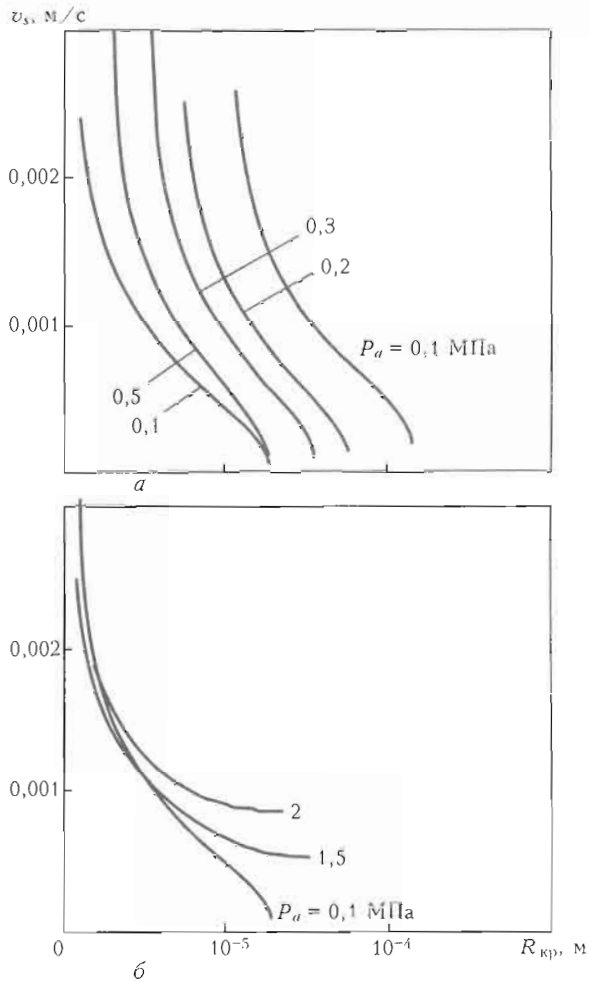


Рис. 12. Зависимость критического радиуса газового пузырька от скорости фронта кристаллизации (t_0 = 0,1 с) при малых (*а*) и больших (*б*) значениях гидростатического давления

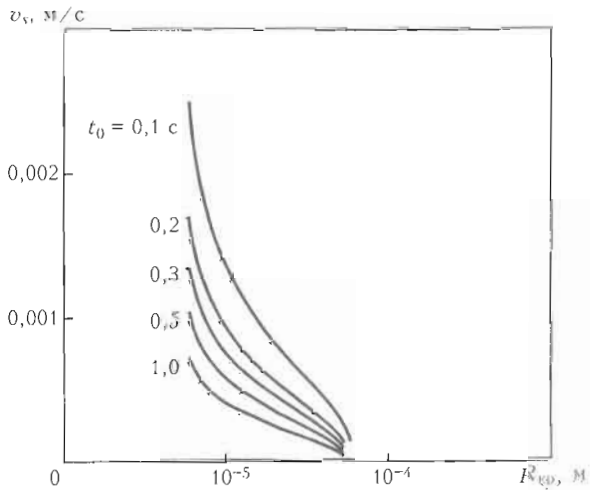


Рис. 13. Зависимость критического радиуса газового пузырька от скорости фронта кристаллизации для различных моментов образования зародыша при P_a = 0,2 МПа

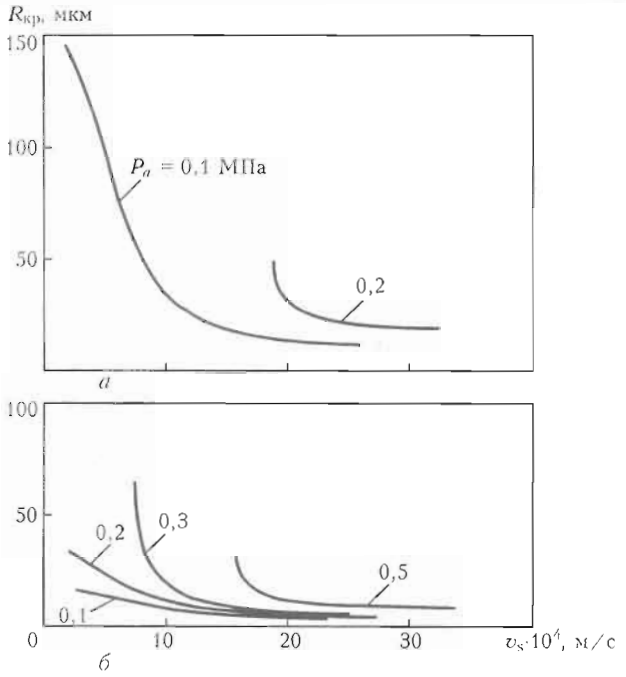


Рис. 14. Влияние давления на критический радиус газового пузырька при разной концентрации водорода: *а* [H] = 20; *б* — 30 см^3/100 г

котором угол наклона касательной к оси абсцисс приближается к 90°. Это значение давление повышается с увеличением содержания водорода. Наибольший эффект воздействия рассматриваемых факторов наблюдается в диапазоне малых скоростей кристаллизации, а при ее увеличении свыше 7,0 м/ч их влияние практически нивелируется.

Приведенные результаты хорошо согласуются с данными исследования характера пористости при мокрой сварке [7]. Изучение изломов образцов, сваренных рутиловыми и ильменитовыми электродами, показало наличие микропор диаметром 10...50 мкм, макропоры отсутствуют. При снижении содержания водорода дополнительно обнаружено много макропор диаметром более 0,5 мм.

Таким образом, можно сформулировать следующие выводы. Критические параметры газового пузырька, при которых скорость роста его размеров равна нулю, главным образом определяются внешним статическим давлением P_a, скоростью фронта кристаллизации v_s, концентрацией водорода и моментом образования зародыша t_0. Критическое состояние является неустойчивым: незначительное возмущение в параметрах приводит к неминуемому росту или схлопыванию полости. Увеличение скорости передвижения фронта кристаллизации приводит к смещению критических параметров газовых зародышей в область меньших размеров. Другими словами, при малых скоростях сварки диапазон размеров зародышей, которые с течением времени растут и при кристаллизации сварного шва приводят к образованию пор, уменьшается. Однако во всех случаях с течением времени до зарождения пузырька диапазон размеров полостей, эволюция которых завершается образованием пор, увеличивается. Критические радиусы пузырьков асимптотически стремятся к значениям, соответствующим моменту времени, при котором стабилизируется концентрация водорода в жидком металле в области, близлежащей к фронту кристаллизации. Учет экспериментальной зависимости растворимости водорода в жидком металле с увеличением внешнего давления приводит к сложной зависимости критического радиуса от давления, при котором происходит сварка. На малых глубинах увеличение давления приводит к смещению критического радиуса в область малых размеров газовых зародышей. Однако при больших глубинах, для которых характерно повышение растворимости газа в металле, наблюдается обратная тенденция: увеличение давления приводит к возрастанию критического размера полостей, дальнейшая эволюция которых приводит к образованию пор.

Поскольку в реальных условиях можно регулировать только двумя параметрами — скоростью кристаллизации и концентрацией водорода, то снижение пористости возможно только путем уменьшения их значений. Одним из действенных путей реализации такого подхода может служить перемешивание расплавленного металла сварочной ванны. При этом воздействие оказывается на оба указанных фактора одновременно. С одной стороны, перемешивание способствует дегазации сварочной ванны, а с другой — выравниванию температуры расплавленного металла по всему объему, тем самым понижая скорость кристаллизации. На практике при выполнении сварки под водой для этого можно использовать внешнее электромагнитное воздействие или применение поперечных колебаний конца электрода или сварочной горелки.

1. *Походня И. К., Демченко В. Ф., Демченко Л. И.* Математическое моделирование поведения газов в сварных швах. — Киев: Наук. думка, 1979. — 56 с.
2. *Походня И. К., Тараборкин Л. А.* Математическое моделирование поведения газов в сварочной ванне // Металлургические и технологические проблемы сварки порошковой проволокой: Докл. I Междунар. школы стран-членов СЭВ «Сварка порошковой проволокой», София, апрель 1986. — Киев: Наук. думка, 1986. — С. 34–39.
3. *Suga Y., Hasui A.* On formation of porosity in underwater weld metal — effect of water pressure on formation of porosity. Rep. 1 // Trans. JWRS. — 1986. — **17**, N 1. — P. 58–64.
4. *Suga Y.* On formation of porosity in underwater weld metal — study on mechanisms of blowhole formation by hydrogen. Rep. 2 // Ibid. — 1987. — **18**, N 1. — P. 61–68.
5. *Лойцянский Л. Г.* Механика жидкости и газа. — М.: Наука, 1986. — 736 с.
6. *Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М.* Гидродинамика. — М.: Наука, 1986. — Т. 6. — 736 с.
7. *Shiming L., Guorong Wang, Yonglun Song, Zhifeng Liang.* A study of microporosities in underwater wet welding. — S.l., [1987]. — 6 p. — (Intern. Inst. of Welding; CREAU 96-87).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОРПУСАХ РЕАКТОРОВ ВВЭР ПОСЛЕ МНОГОПРОХОДНОЙ СВАРКИ, НАПЛАВКИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА

Б. З. МАРГОЛИН, А. Я. ВАРОВИН, В. И. КОСТЫЛЕВ
(ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей», г. Санкт-Петербург, РФ)

Расчеты остаточных напряжений, которые возникают после сварки, наплавки и отпуска, выполнены применительно к корпусам реакторов типа ВВЭР. Процедура расчета основана на решениях температурной и неизотермической упругопластической задач методом конечных элементов. При решении деформационной задачи учтены α-Fe ↔ γ-Fe превращения и ползучесть. Проведенные исследования показали, что α-Fe ↔ γ-Fe превращение оказывает влияние на распределение остаточных напряжений в зависимости от условий, при которых этот эффект может быть значительным и при которых им можно пренебречь.

Calculations of residual stresses formed after welding, surfacing and tempering have been made for bodies of the water-moderated (WWER) type reactors. The calculation procedure is based on solutions of temperature and non-isothermal elasto-plastic problems obtained using the finite elements method. α-Fe ↔ γ-Fe -Fe transformations and creep have been allowed for in solving the deformation problem. The investigations conducted show that the α-Fe ↔ γ-Fe ransformation does have an effect on the distribution of residual stresses depending upon the conditions, under which this effect can be substantial, and under which it can be ignored.

Во многих исследованиях, посвященных оценке прочности корпусов реакторов [1–7], отмечается, что в расчетах должны быть учтены остаточные напряжения, вызванные сваркой и наплавкой. Анализ влияния остаточных напряжений на сопротивление корпусов хрупкому разрушению, выполненный исследователями различных стран, лежит в основе специального руководства МАГАТЭ [8], в котором оговорена необходимость учета остаточных сварочных напряжений.

Тем не менее, до сих пор в расчетах уровень остаточных напряжений и характер их распределения принимают достаточно произвольно и без учета их зависимости от особенностей технологии сварки, наплавки и отпуска. Например, для кольцевых швов принимают, что распределение как окружных, так и осевых остаточных напряжений можно описывать одним и тем же выражением вида

$$\sigma^{res}(x) = \sigma^{res}_{max} \cos\left(\frac{2\pi x}{S}\right), \qquad (1)$$

где S — толщина стенки корпуса; x — координата по радиусу оболочки; σ^{res}_{max} имеет постоянные значения без учета вариаций температуры и продолжительности отпуска. Кроме того, распределение остаточных напряжений, вызванных наплавкой, обычно принимают следующим: в наплавке они приближаются к пределу текучести, а в ЗТВ и основном металле — к нулю.

В нашей работе приведены результаты расчетов остаточных напряжений, вызванных сваркой, наплавкой и послесварочным отпуском, для корпусов ВВЭР-440/230 (реакторы без антикоррозионной наплавки), ВВЭР-440/213 и ВВЭР-1000 (реакторы с наплавкой). Исследования выполнены для кольцевых швов, находящихся в активной зоне корпуса (швы № 4), где поток нейтронов максимален и происходит более сильное охрупчивание материала по сравнению с другими частями корпуса. Следовательно, с точки зрения хрупкого разрушения эта зона — самая слабая, и здесь наиболее существенно проявляется влияние остаточных напряжений.

Процедура расчета основана на решении температурной и неизотермической упругопластической (для сварки и наплавки) и упруговязкопластической (для послесварочного отпуска) задач методом конечных элементов (МКЭ) [9–11].

Особенности алгоритма решения деформационной задачи. Основные уравнения для решения деформационной задачи базируются на теории течения [9–11]. В данном разделе будут приведены только те зависимости, которые обеспечивают учет ползучести и структурных превращений.

Формулировка условия текучести с учетом и без учета ползучести. Остаточные напряжения, возникающие в процессе сварки и наплавки, определяли путем решения неизотермической упругопластической задачи с использованием модели Прандтля (идеальное упругопластическое тело) и условия текучести Мизеса в следующем виде:

$$\sigma_{eq} = \Phi(T), \qquad (2)$$

© Б. З. МАРГОЛИН, А. Я. ВАРОВИН, В. И. КОСТЫЛЕВ, 2004

где $\Phi(T) \equiv \sigma_y(T)$ — функция, описывающая поверхность; σ_y — предел текучести.

Для оценки перераспределения остаточных напряжений при послесварочном отпуске упругопластическую задачу решали с учетом ползучести. Ее решение выполнено как решение упругопластической задачи с использованием модели изотропного упрочнения. При этом принято, что кривые деформация–напряжение зависят от параметра Одквиста $\kappa = \int d\varepsilon^p_{eq}$ ($d\varepsilon^p_{eq}$ — интенсивность приращения пластических деформаций), скорости интенсивности приращения пластических деформаций ξ^p_{eq} и температуры T, а условие текучести сформулировано как

$$\sigma_{eq} = \Phi(\kappa, \xi^p_{eq}, T), \qquad (3)$$

где $\Phi(\kappa, \xi^p_{eq}, T)$ — функция, описывающая поверхность текучести.

Определение $\Phi(\kappa, \xi^p_{eq})$ для данной температуры выполнено на базе экспериментальных данных о релаксации напряжений [10]. Согласно [12, 13] релаксация напряжений при некоторой температуре T может быть описана следующим уравнением:

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \exp(-k\tau^p), \qquad (4)$$

где σ — текущее напряжение в момент времени τ; σ_0 — начальное значение напряжения (при $\tau = 0$); k, p — константы материала.

При релаксации напряжений справедливо условие $\varepsilon^c + \varepsilon^e = \text{const}$ (ε^c — деформация ползучести; ε^e — упругая деформация). Используя это условие и уравнение (4), получаем

$$\xi^c = \frac{kp}{E}\sigma\tau^{p-1}, \qquad (5)$$

где ξ^c — скорость деформаций ползучести; E — модуль упругости. Приняв во внимание, что при одноосном нагружении $\varepsilon^e_{eq} = \frac{2(1+\mu)}{3}\varepsilon^e$, $\varepsilon^c_{eq} = \kappa$ и $\sigma_{eq} = \sigma$, из уравнений (4) и (5) получим

$$\xi^c_{eq} = \frac{2(1+\mu)}{3E}kp\sigma_{eq}\left[\frac{1}{k}\ln\left(1 + \frac{3E\kappa}{2(1+\mu)\sigma_{eq}}\right)\right]^{\frac{p-1}{p}}, \qquad (6)$$

где μ — коэффициент Пуассона.

Уравнение (6) можно представить в компактной форме $\sigma_{eq} = \varphi(\kappa, \xi^c_{eq})$ при $\sigma_{eq} < \sigma_y$.

В общем случае для модели идеального упругопластического тела ползучесть можно рассматривать следующим образом:

$$\Phi(\kappa, \sigma^p_{eq}) = \begin{cases} \varphi(\kappa, \xi^c_{eq}), & \text{если } \sigma_{eq} < \sigma_y \\ \sigma_y, & \text{если } \sigma_{eq} \geq \sigma_y \end{cases}, \qquad (7)$$

Схематизация механических и теплофизических свойств с учетом α-Fe ↔ γ-Fe превращения. Известно, что γ-Fe → α-Fe превращение может существенно влиять на остаточные напряжения, причем, влияние тем больше, чем ниже температура превращения при охлаждении [9, 14]. Для сталей низкой прочности γ-Fe → α-Fe превращение происходит в диапазоне 600...800 °С, и в этом случае его воздействием можно пренебречь. Для корпусных сталей в зависимости от скорости охлаждения температура начала и конца γ-Fe → α-Fe превращения изменяется соответственно в пределах от 450...550 до 260...360 °С. Сварка корпусных реакторных сталей выполняется с предварительным подогревом, что снижает скорость охлаждения, и γ-Fe → α-Fe превращение в этом случае происходит в интервале температур от 450 до 350 °С. При таких температурах γ-Fe → α-Fe превращение может оказывать влияние на остаточные напряжения.

Остаточные напряжения, создаваемые в данной конструкции на данном режиме сварки, определяются свойствами материала, которые зависят не только от химического состава, но и от его структурного состояния. Это состояние в процессе термического цикла может изменяться. Следовательно, в разные моменты времени для описания поведения данного материала следует использовать разные комбинации свойств. С точки зрения влияния α-Fe ↔ γ-Fe превращения на остаточные напряжения наиболее важным является учет изменения характера зависимостей $\sigma_y(T)$ и $\varepsilon^T(T)$ (ε^T — температурная деформация) при изменении структурного состояния материала.

Если в термическом цикле $T_{max} > T_{A_{c1}}$, то в материале будет происходить α-Fe ↔ γ-Fe превращение. Заметим, что скорости охлаждения при сварке весьма велики, следовательно, нужно учитывать два обстоятельства. Во-первых, при охлаждении существенно изменяется интервал γ-Fe → α-Fe превращения и зависимость $\varepsilon^T(T)$. Во-вторых, при закалке материала значительно изменяется зависимость $\sigma_y(T)$. В последующем термическом цикле при достижении определенной температуры нагрева закаленного материала происходит распад пересыщенного раствора углерода в α-Fe и распад остаточного аустенита. Соответственно изменяется удельный объем материала, т. е. зависимость $\varepsilon^T(T)$. Затем при более высоких температурах происходит рост и коагуляция карбидов. Эти явления сопровождаются разупрочнением материала, т. е. изменением зависимости $\sigma_y(T)$.

В данном разделе описан алгоритм расчета остаточных напряжений с учетом изменений $\sigma_y(T)$ и $\varepsilon^T(T)$, которые вызваны α-Fe ↔ γ-Fe превращением. На рис. 1 приведены три варианта зависимости свойств материала от температуры: в отпущенном и закаленном состоянии и при быстром охлаждении из аустенитного состояния.

Принято, что при нагреве закаленного материала (кривая *3*) скачкообразное изменение удельного объема происходит при $T = T_1$, а разупрочнение — при $T = T_{tem}$. Соответственно, если закаленный материал будет нагрет до $T \geq T_1$, то в дальнейшем как при нагреве, так и при охлаждении

$\varepsilon^T(T)$ будет отвечать поведению отпущенного материала. Аналогично после нагрева закаленного материала до $T \geq T_{tem}$ $\sigma_y(T)$ будет отвечать отпущенному состоянию. Кривые *1* и *3* на рисунке для $\varepsilon^T(T)$ совпадают при $T \geq T_1$, а для $\sigma_y(T)$ — при $T \geq T_{tem}$. Таким образом, кривые *3* отвечают зависимостям $\varepsilon^T(T)$ и $\sigma_y(T)$ для исходно закаленного материала во всем диапазоне температур. Тепловые расчеты показали, что к началу следующего прохода материал в зоне предыдущего прохода успевает охладиться до температур, близких к температуре предварительного подогрева, т. е. до $T < T_1$. Следовательно, следующий валик наплавляется на материал, находящийся либо в закаленном (кривые *3*), либо в отпущенном состоянии (кривые *1*). Поэтому можно не рассматривать достаточно сложную ситуацию, когда повторный нагрев начинается с момента охлаждения в предыдущем цикле до $T_1 < T < T_4$. С учетом сказанного предлагается следующая схема состояния материала в текущем термическом цикле.

1. Исходное состояние материала — отпущенное:

• этап нагрева до $T = T_{max}$: для $\sigma_y(T)$ и $\varepsilon^T(T)$ используются кривые *1*;

• этап охлаждения от $T = T_{max}$: для σ_y и ε^T при $T_{max} \leq T_4$ используются кривые *1*, при $T_{max} > T_4$ — кривые *2*.

2. Состояние материала после предыдущего термического цикла — закаленное:

• этап нагрева до $T = T_{max}$: для σ_y и ε^T при $T < T_1$ используются кривые *3*, при $T > T_{tem}$ — кривые *1*; при $T_1 < T < T_{tem}$ для ε^T используется кривая *1*, для σ_y — кривая *3*;

• этап охлаждения от $T = T_{max}$: для σ_y и ε^T при $T_{max} < T_4$ используются кривые *1* или *3*, т. е. кривые, которые отвечают состоянию при $T = T_{max}$, при $T_{max} > T_4$ — кривые 2.

Используя этот алгоритм, можно проследить изменение состояния и свойств материала в каждой точке в течение последовательных термических циклов при многопроходной сварке.

Следует отметить, что кривые *1* слабо зависят от скорости нагрева, а кривые *2* могут сильно зависеть от скорости охлаждения. Скорость охлаждения материала ЗТВ находится в пределах 3...6 °С/с, и согласно результатам экспериментальных исследований при таких скоростях различие между кривыми $\varepsilon^T(T)$ для сталей 15Х2МФА и 15Х2НМФА (основной металл для корпусов реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 соответственно) совсем незначительное. Например, разность значений T_2 тут не превышает 30 °С, так что интервал температур γ-Fe → α-Fe превращения для этих сталей фактически один и тот же. С учетом этого в расчетах было принято, что стали 15Х2НФА и 15Х2НМФА и их сварные швы имеют идентичные зависимости $\varepsilon^T(T)$. Разница в пределе текучести σ_y этих материалов не превышает 10 %, поэтому могут быть приняты одинаковые зависимости для $\sigma_y(T)$.

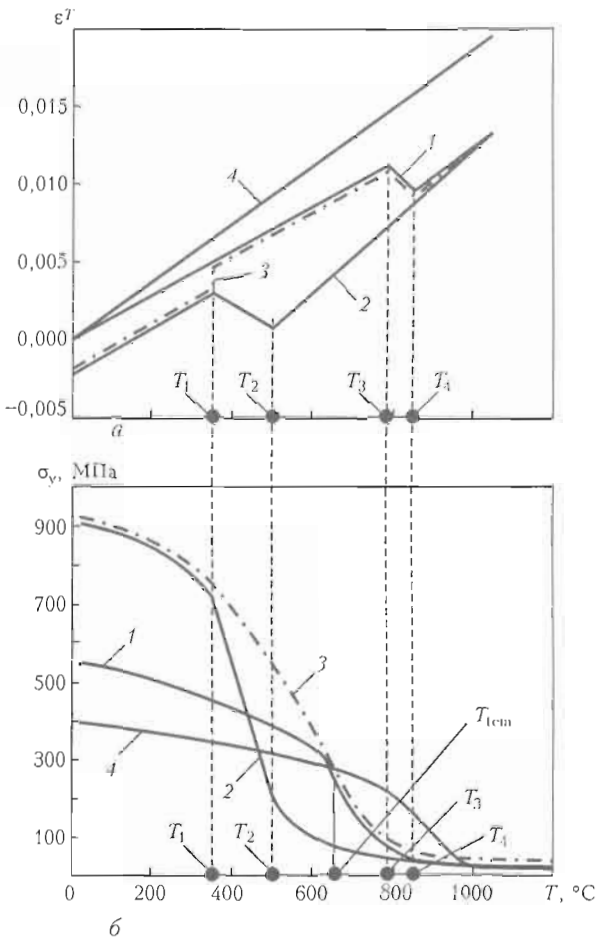


Рис. 1. Зависимость температурной деформации (*а*) и предела текучести (*б*) от температуры нагрева и охлаждения для основного металла и металла шва (*1–3*) и аустенитной наплавки (*4*): T_1, T_2 — соответственно температуры конца и начала γ-Fe → α-Fe превращения при охлаждении; T_3, T_4 — температуры начала и конца α-Fe → γ-Fe превращения при нагреве; T_{tem} — температура, близкая к температуре отпуска

Аустенитный материал наплавки не подвержен α-Fe → γ-Fe превращению, следовательно, для него зависимости $\sigma_y(T)$ и $\varepsilon^T(T)$ при нагреве и охлаждении совпадают.

Другие характеристики, необходимые для решения тепловой задачи (температурной зависимости удельной теплопроводности и удельной теплоемкости) и деформационной задачи (температурной зависимости модуля Юнга), приведены в [10].

Расчет полей остаточных напряжений. В данном разделе приведены результаты расчета полей напряжений, образующихся после сварки, наплавки и последующего отпуска.

Объект исследования. На рис. 2 показана расчетная схема части корпуса реактора в зоне кольцевого сварного шва и последовательность проходов при сварке и наплавке (для ВВЭР-440/230 выполнение наплавки в расчете не рассматривали). Геометрия разделки кромок под сварку показана на рис. 3. Был принят следующий размер корпусов: для ВВЭР-440/230 и ВВЭР-440/213 R_1 = = 1770 мм, R_2 = 1920 мм; для ВВЭР-1000 R_1 =

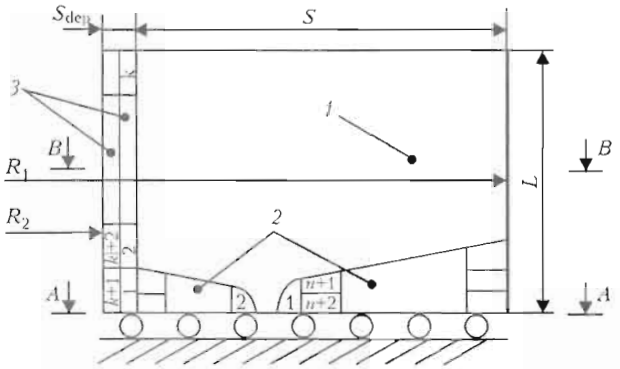


Рис. 2. Расчетная схема корпуса реактора в зоне сварного шва № 4 и схема заполнения разделки: *1* — основной металл; *2* — металл шва; *3* — металл наплавки; *n* — номер прохода для сварки; *k* — номер прохода для наплавки (остальные обозначения см. в тексте)

= 2070 мм, R_2 = 2270 мм. Чтобы избежать краевого эффекта, высоту цилиндра L принимали равной $2\sqrt{R_2 S}$.

Сварка и наплавка корпусов выполняется с предварительным подогревом, температура которого для ВВЭР-440 составляет 200 °С перед сваркой и 150 °С перед наплавкой и соответственно 150 и 100 °С для ВВЭР-1000. После сварки и наплавки выполняется отпуск: для ВВЭР-440 T_{tem} = 670 °С, для ВВЭР-1000 T_{tem} = 650 °С. Продолжительность отпуска может изменяться в пределах 10...50 ч.

Процедура расчета. Моделирование каждого прохода при сварке и наплавке выполняли путем разделения всего процесса на малые по времени шаги ($\tau-\Delta\tau$, τ), решения тепловой задачи и определения поля температур на каждом шаге [10]. Зная поля температур в начале и конце шага ($\tau-\Delta T$, τ), можно определить поле температурных деформаций $\Delta\varepsilon^T$, которое является исходной информацией для решения упругопластической задачи для шага времени ($\tau-\Delta\tau$, τ).

Моделирование послесварочного отпуска выполняли следующим образом. Входными данными для решения упругопластической задачи с учетом ползучести служили поля остаточных пластических деформаций после сварки и наплавки. В этой задаче неупругую деформацию в основном металле и металле шва рассматривали как мгновенную пластическую деформацию и/или деформацию ползучести, а неупругую деформацию в металле наплавки — только как мгновенную пластическую деформацию. Все расчеты выполняли в осесимметричной постановке. Параметры ползучести согласно (4) и [10] принимались k = 0,90, p = 0,16 для T = 650 °С и k =1,18, p = 0,14 для T = = 670 °С.

Результаты расчетов. На рис. 4–7 показано распределение окружных и осевых напряжений по сечению корпусов ВВЭР-440/213, ВВЭР-440/230 и ВВЭР-1000 после сварки, наплавки и минимального отпуска в пределах 10...50 ч.

Как видно из приведенных результатов, распределение окружных и осевых напряжений в ме-

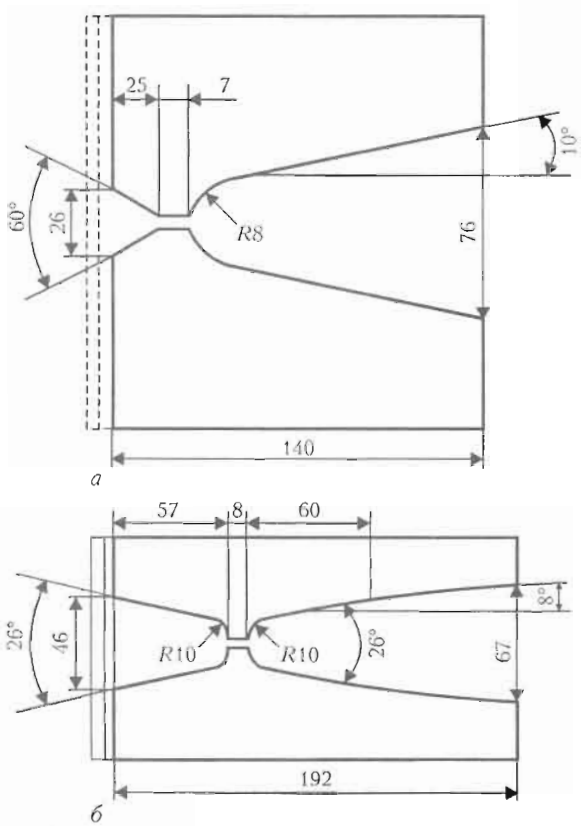


Рис. 3. Разделка кромок под сварку шва № 4 для ВВЭР-440 (*а*) и ВВЭР-1000 (*б*)

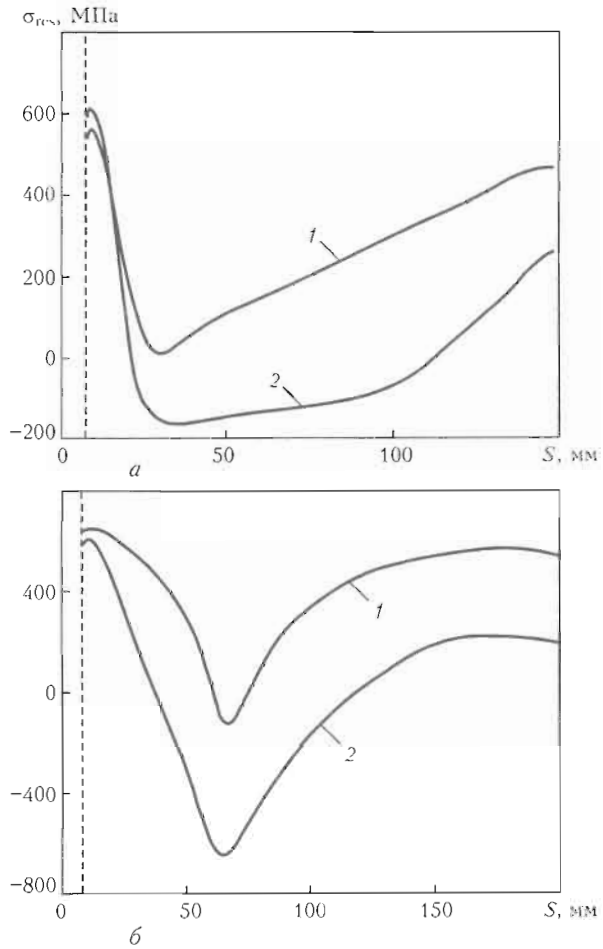


Рис. 4. Распределение остаточных окружных (*1*) и осевых (*2*) напряжений в сечении $A-A$ (см. рис. 2) после сварки шва № 4 для ВВЭР-440/213, ВВЭР-440/230 (*а*) и ВВЭР-1000 (*б*)

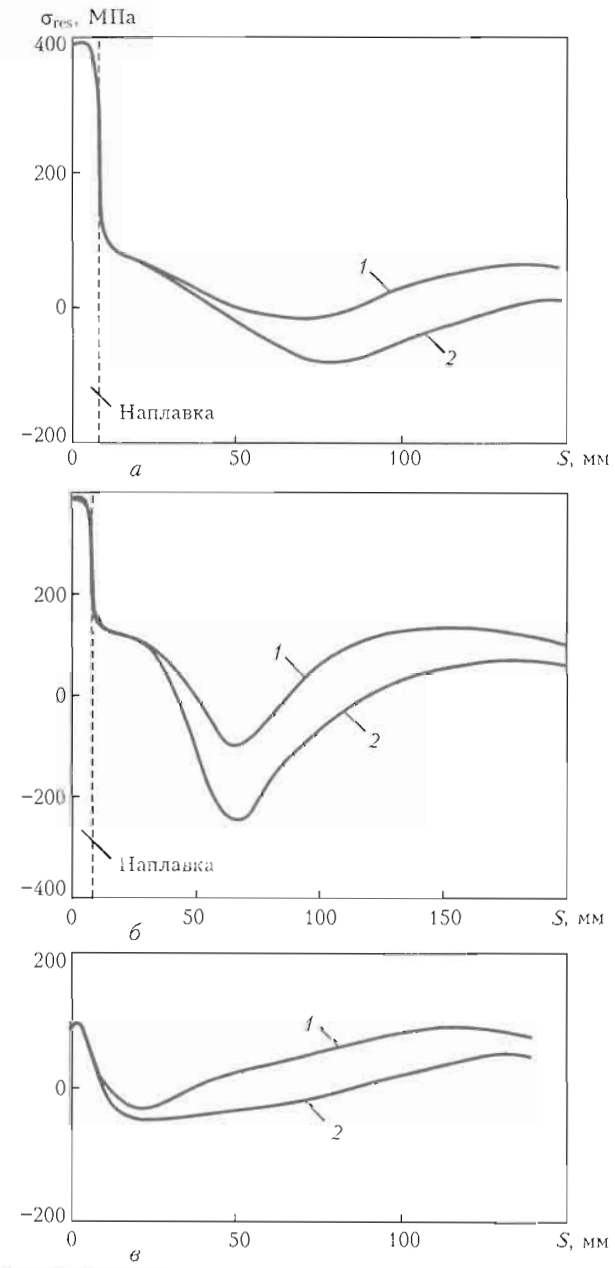


Рис. 5. Распределение остаточных окружных (*1*) и осевых (*2*) напряжений в сечении *А–А* (см. рис. 2) после сварки шва № 4, наплавки и отпуска (10 ч) для ВВЭР-440/213 (*а*), ВВЭР-1000 (*б*) и после сварки шва № 4 и отпуска (10 ч) для ВВЭР-440/230 (*в*)

талле шва носит неравномерный характер, вплоть до перемены знака. После сварки максимальные растягивающие напряжения создаются в шве вблизи внутренней и внешней поверхности корпуса; максимальные сжимающие напряжения — в зоне корня шва; значения остаточных напряжений достигают предела текучести. После наплавки и отпуска максимальные значения растягивающих напряжений в металле шва и основном металле распределяются в зоне перехода к наплавке, окружные остаточные напряжения во всех зонах находятся на уровне осевых. Максимальные растягивающие напряжения действуют на внутренней и внешней поверхности корпуса без наплавки (ВВЭР-440/230).

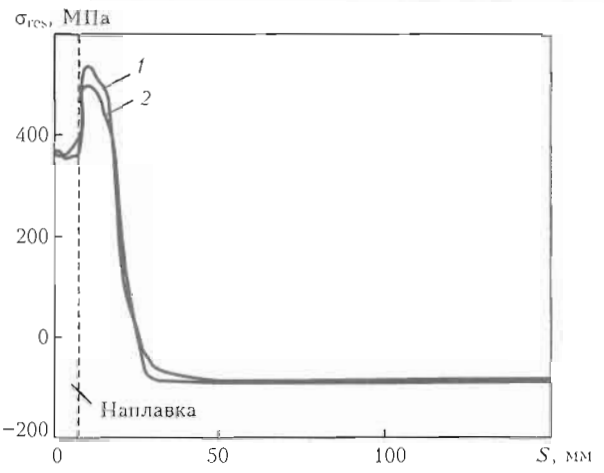


Рис. 6. Распределение остаточных окружных (*1*) и осевых (*2*) напряжений после наплавки в сечении В–В (см. рис. 2) вне зоны шва № 4 для ВВЭР-440/213

После отпуска происходит значительная релаксация растягивающих напряжений в металле шва и основном металле; растягивающие напряжения в наплавке почти не изменяются и остаются близкими к пределу текучести во всем сечении по толщине; максимальные растягивающие напряжения в шве и основном металле в значительной степени определяются как температурой, так и продолжительностью отпуска (рис. 8). Различное распределение остаточных напряжений по сечению стенки обусловлено такими факторами, как разная форма шва № 4 для ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, наличие наплавки для ВВЭР-440/213 и ВВЭР-1000 и ее отсутствие для ВВЭР-440/230, разные температуры отпуска для ВВЭР-440 и ВВЭР-1000.

Итак, распределение осевых и окружных остаточных напряжений в сечении сварных швов не может быть описано выражением (1). Оценка безопасности корпусов по критерию хрупкого разрушения выполняется для постулируемых дефектов глубиной не более 1/4 толщины стенки корпуса. Следовательно, достаточно аппроксимировать полученное распределение остаточных напряжений для различных корпусов типа ВВЭР в пределах 1/4 толщины стенки [15]. Для описания осевых и окружных остаточных напряжений в сечении сварного шва *А–А* для корпусов с наплавкой (ВВЭР-

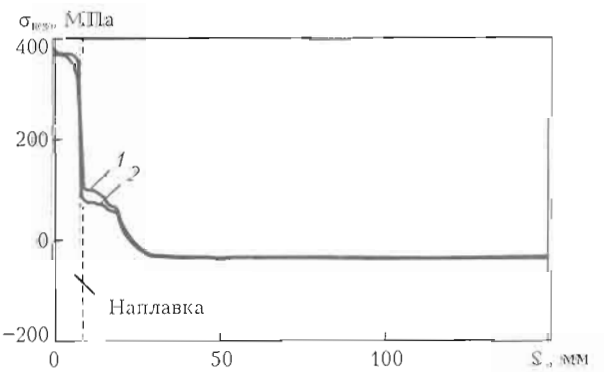


Рис. 7. Распределение остаточных окружных (*1*) и осевых (*2*) напряжений после наплавки в сечении В–В (см. рис. 2) вне зоны шва № 4 и отпуска в течение 10 ч для ВВЭР-440/213

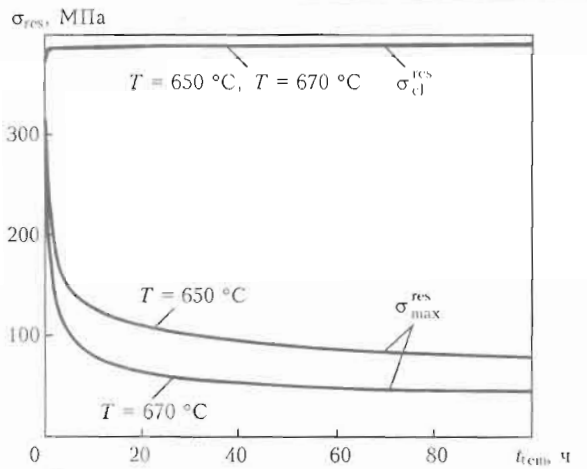


Рис. 8. Зависимость остаточных напряжений от продолжительности и температуры отпуска

440/213 и ВВЭР-1000) предлагаются следующие зависимости:

$$\begin{cases} \sigma^{res}(x) = \sigma^{res}_{cl} \text{ при } x < S_{dep} \\ \sigma^{res}(x) = \sigma^{res}_{max}(a_0 + a_1\hat{x} + a_2\hat{x}^2 + a_3\hat{x}^3 + a_4\hat{x}^4) \text{ при } S_{dep} \le x \le 0{,}25S, \end{cases} \quad (8)$$

где $\hat{x} = x - S_{dep}$; x — координата по толщине стенки корпуса начиная от его внутренней поверхности, мм; S_{dep} — толщина наплавки; S — толщина стенки корпуса.

Величины напряжений σ^{res}_{cl} и σ^{res}_{max}, используемые в (8), показаны на рис. 8 как функции температуры и продолжительности отпуска. Коэффициенты a_i в (8) приведены в таблице. Для описания распределения остаточных напряжений, вызванных наплавкой в стенке корпуса вне сварного шва, можно использовать результаты, приведенные в [10]:

$$\begin{cases} \text{при } t(x) \le S_{dep}: \quad \sigma^{res}(x) = \sigma^{res}_{cl} \\ \text{при } S_{dep} \le x \le 2{,}5S: \ \sigma^{res}(x) = \sigma^{res}_{max} \\ \text{при } t(x) > 2{,}5S_{dep}: \\ \sigma^{res}(x) = \sigma^{res}_{max} - 2\sigma^{res}_{max}(x - 2{,}5S_{dep})/S_{dep}, \text{ если } \sigma^{res}(x) > \sigma_{com} \\ \sigma^{res}(x) = \sigma_{com}, \text{ если } \sigma^{res}(x) \le \sigma_{com} \end{cases}, \quad (9)$$

где σ_{com} — однородное сжимающее напряжение, которое определяется из уравнений равновесия.

Для описания распределения осевых и окружных остаточных напряжений в сварном шве в сечении A–A для корпусов без наплавки (ВВЭР-440/230) предложена следующая зависимость:

$$\sigma^{res}(x) = \sigma^{res}_{max}(a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3 + a_4x^4) \quad \text{при } 0 \le x \le 0{,}25S, \quad (10)$$

где x — координата по толщине стенки корпуса начиная от его внутренней поверхности, мм.

Коэффициенты a_i в (10) также даны в таблице.

Анализ влияния γ-Fe → α-Fe превращения на остаточные напряжения. γ-Fe → α-Fe превращение происходит при термическом цикле от $T_{max} > T_4$ и сопровождается увеличением объема при низких температурах, поэтому остаточные напряжения оказываются низкими ($\cong 0{,}2\sigma_y$).

Как следует из рис. 1, после сварки остаточные напряжения в шве (в зоне последних проходов) близки к пределу текучести материала в отпущенном состоянии. Это указывает на незначительное влияние γ-Fe → α-Fe превращения на остаточные напряжения, что можно объяснить следующим образом. При многопроходной сварке каждая точка шва подвергается неоднократному воздействию термических циклов. По мере удаления очередного прохода от рассматриваемой точки максимальная температура очередного термического цикла в данной точке снижается, следовательно, после термического цикла от $T_{max} > T_4$ (см. рис. 1) найдется термический цикл, в котором $T_{max} \le T_3$. В термическом цикле от $T_{max} \le T_3$ γ-Fe → α-Fe превращение отсутствует, а максимальная температура достаточно высока, чтобы создать на стадии нагрева большие пластические деформации сжатия, поэтому при охлаждении сформируются остаточные растягивающие напряжения, близкие к пределу текучести.

Другими словами, при выполнении сварного шва область, где проявится влияние α-Fe ↔ γ-Fe превращения, практически ограничена последними проходами.

В корпусах с наплавкой вблизи внутренней поверхности остаточные напряжения фактически будут созданы заново при выполнении наплавки и, таким образом, α-Fe ↔ γ-Fe превращение при сварке корпусов не окажет значительного влияния на уровень и характер распределения остаточных напряжений в шве. Однако при малом числе проходов, в частности, при выполнении наплавки, может сложиться иная ситуация. В качестве примера рассмотрим три случая.

Случай 1: при нанесении второго слоя наплавки T_{max} в ЗТВ достаточно велика, но ниже T_3. Такая ситуация практически реализуется при номинальной толщине первого слоя и выполнении второго

Значения коэффициентов a_i для расчета остаточных осевых σ^{res}_{zz} и окружных $\sigma^{res}_{\theta\theta}$ напряжений по уравнениям (8) и (10)

Тип реактора	ВВЭР-440/213		ВВЭР-440/230		ВВЭР-1000	
σ_{res}	$\sigma^{res}_{zz}\cdot10^{-6}$	$\sigma^{res}_{\theta\theta}\cdot10^{-6}$	$\sigma^{res}_{zz}\cdot10^{-6}$	$\sigma^{res}_{\theta\theta}\cdot10^{-6}$	$\sigma^{res}_{zz}\cdot10^{-6}$	$\sigma^{res}_{\theta\theta}\cdot10^{-6}$
a_0	1	1	1	1	1	1
a_1	+9225	−1650	−11087	+1321	−11962	−1831
a_2	−1775	−1062	−8637	−14162	+2431	+196
a_3	+23,7	+16,7	+368,1	+672,1	−133	−29,2
a_4	−0,084	−0,065	−4,2	−8,7	+1,37	+0,29

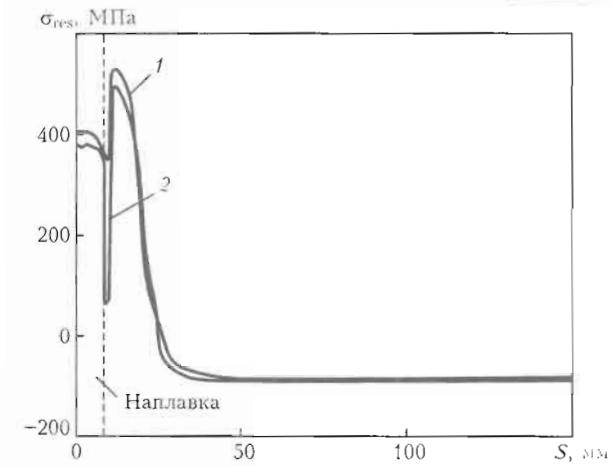


Рис. 9. Распределение остаточных окружных (*1*) и осевых (*2*) напряжений после наплавки в сечении *Б–Б* (см. рис. 2) вне зоны шва № 4 для ВВЭР-440/213

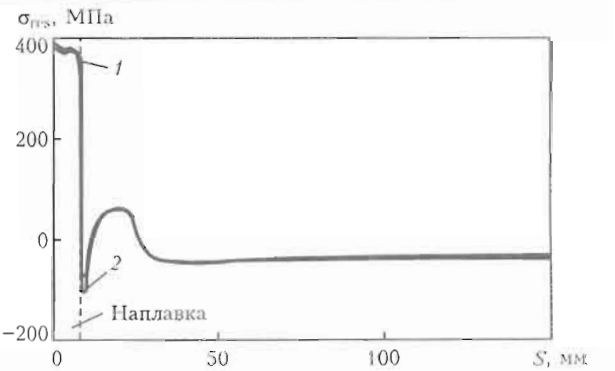


Рис. 10. Распределение остаточных окружных (*1*) и осевых (*2*) напряжений вне зоны шва № 4 в сечении *В–В* (см. рис. 2) после наплавки и отпуска в течение 10 ч для ВВЭР-440/213

слоя на номинальных режимах. Остаточные напряжения для этого случая показаны на рис. 6 и 7.

Случай 2: при выполнении второго слоя в тех областях ЗТВ, где $T_{max} > T_4$, остаточные напряжения будут низкими. Такая ситуация может иметь место, если второй слой наплавляется с повышенным тепловложением или на участках с заниженной толщиной первого слоя. Остаточные напряжения для этого случая показаны на рис. 9 и 10. Моделирование этих случаев выполнялось посредством задания во втором проходе повышенного тепловложения.

Случай 3: при выполнении второго слоя имеют место низкие температуры ЗТВ (T_{max} ниже 300 °С). Такая ситуация может сложиться, если второй слой наплавляется при пониженном тепловложении или на участках с завышенной толщиной первого слоя. В этом случае на стадии нагрева в ЗТВ не возникают пластические деформации укорочения и остаточные напряжения остаются такими же, как после первого прохода, и близкими к напряжениям для случая 2.

Для получения консервативной оценки сопротивления корпуса хрупкому разрушению следует использовать остаточные напряжения, которые отвечают первому случаю.

Заключение

1. Предложена процедура расчета остаточных напряжений и деформаций, которая учитывает α-Fe ↔ γ-Fe превращение и формирование напряжений и деформаций после сварки и наплавки, а также процессы релаксации напряжений в процессе послесварочного отпуска.

2. На основе предложенной процедуры выполнены расчеты, которые позволили проанализировать остаточные напряжения после сварки, наплавки и отпуска для корпуса реактора типа ВВЭР.

3. Показано, что при многопроходной сварке влияние α-Fe ↔ γ-Fe превращения на остаточные напряжения в сварном шве незначительно, но при малом количестве проходов, например, при выполнении наплавки, α-Fe ↔ γ-Fe превращение может существенно повлиять на распределение остаточных напряжений. Так, если в ЗТВ $T_{max} > T_4$ при каждом проходе, то α-Fe ↔ γ-Fe превращение оказывает влияние на остаточные напряжения, а если на последнем проходе $T_{max} < T_3$, то влияние на остаточные напряжения практически отсутствует.

4. Результаты численных расчетов распределения остаточных напряжений представлены в аналитическом виде. Полученные зависимости можно использовать для консервативной оценки прочности корпусов реакторов, т. к. они дают верхний предел остаточных сварочных напряжений.

1. *Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Леонов В. П.* Сварные сосуды высокого давления: прочность и долговечность. — Л.: Машиностроение, 1982.
2. *Sauter A.* Influence of cladding on linear elastic RPV-analysis during loss of coolant accident // Nucl. Eng. Des. — 1983. — N 78. — P. 347–358.
3. *Smith E.* The restraining effect of austenitic cladding on the extension of a three-dimensional crack into the wall of a water-cooled nuclear reactor pressure vessels during a hypothetical overcoming accident // Ibid. — 1984. — N 78. — P. 79–84.
4. *Baumjohann F.* Calculation thermoplastic stresses of a reactor pressure vessel with cladding from stress-relief annealing up to a thermal shock // Ibid. — 1986. — N 96. — P. 323–335.
5. *Faure F., Leggatt R. H.* Residual stresses in austenitic stainless steel primary coolant pipes and welds of pressurized water reactor // Int. J. Pres. Ves. Piping. — 1996. — N 65. — P. 265–275.
6. *Ferril D. A. et al.* Measurements of residual stresses in a heavy weldment // Welding Res. — 1966. — P. 504–514.
7. *Keim E., Schopper A., Hertlein R.* Application of a deterministic procedure for life management of reactor pressure vessels of Western and Eastern type of reactors under pressurized thermal shock loading // Proc. of 7th Int. Conf. on Material Issues in Design, Manufacturing and Operation of Nuclear Power Plants Equipment, St.-Petersburg, June 17–21, 2002. — Vol. 1. — P. 118–130.
8. *Guidance* on the reactor pressure vessel PTS assessment for WWER nuclear power plants: WWER-SC-157. — Int. Atomic Energy Agency, 1996.
9. *Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения. — СПб: Политехника, 1993.
10. *Kostylev V. I., Margolin B. Z.* Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels // Int. J. Pres. Ves. Piping. — 2000. — N 77. — P. 723–735.
11. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976.
12. *Ровинский Б. М., Лютцау В. Г.* Релаксация микронапряжений // ЖТФ. — 1957. — 27, № 2. — С. 345–350.
13. *Бордзыка А. М., Гецов Л. Б.* Релаксация напряжений в металлах и сплавах. — М.: Металлургия, 1972.
14. *Винокуров В. А.* Сварочные деформации и напряжения. — М.: Машиностроение, 1968.
15. *Нормы* расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002–86). — М.: Энергоатомиздат, 1989.

СТРУКТУРНЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ЗТВ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Л. И. МАРКАШОВА, В. В. АРСЕНЮК, Г. М. ГРИГОРЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

На основе экспериментальных данных о структурах соединений, полученных различными способами сварки давлением, и анализа различных подходов к механизмам зарождения трещин показаны особенности поведения металлов в зависимости от условий деформирования в интервале скоростей сварки примерно $10^{-4}...10^{5}$ $с^{-1}$. Приведен расчет внутренних напряжений в зависимости от структурных изменений на микроуровне; показана роль реально формирующихся в условиях сварки структурно-фазовых параметров в разрушении и упрочнении материалов. На основании разработанного методического подхода количественной оценки влияния структурно-фазового состояния свариваемых металлов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью на физико-механические характеристики, приведен пример прогнозирования свойств прочности разнородных сварных соединений по конкретным структурным параметрам.

Peculiarities of behaviour of metals depending upon the deformation conditions within a welding speed range of approximately $10^{-4}...10^{-5}$ s^{-1} are shown on the basis of experimental data on structures of the joints made by different pressure joining methods and analysis of various approaches to the mechanisms of crack initiation. Calculation of internal stresses depending upon the structural changes at a micro level is given. The role played by structure and phase parameters forming under actual welding conditions in fracture and strengthening of materials is described. An example of prediction of strength properties of welded joints from specific structure parameters is presented, based on the developed procedural approach to quantitative estimation of the effect of the structure-phase state of the materials welded, characterised by a limited mutual solubility and different physical-mechanical properties.

Специфика температурно-временных условий сварки во многом определяет особенности структурно-фазового состояния металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ), интенсивность фазовых и структурных превращений, дисперсность и степень однородности структурных элементов.

Одним из основных источников улучшения свойств прочности и пластичности является измельчение зерна. Однако параллельные исследования на различных структурных уровнях (зеренном, субзеренном, дислокационном) в сочетании с оценкой природы разрушения показали, что существенным условием повышения вязкости металла сварных соединений является отсутствие значительной неоднородности по структурным параметрам и резких градиентов локальных внутренних напряжений.

Существуют различные подходы к оценке склонности металлов к разрушению, основанные на расчетах напряжений в зависимости от конкретной характеристики металлов. Прежде всего — это оценки напряжений по Гриффитсу [1], базирующиеся на энергетическом подходе к условиям образования трещин и учитывающие значения поверхностной энергии, модуль Юнга и длину разрушающей трещины. Однако в полной мере подход применим лишь к идеально хрупким материалам. Модификация модели Гриффитса Орованом [2] и Ирвином [3], которая учитывает уже эффективную поверхностную энергию и пластическую деформацию, предшествующую разрушению, позволяет оценивать условия квазихрупкого разрушения для более пластичных материалов. Однако в работе [4] показано, что эффективная поверхностная энергия является температурно зависимой характеристикой. Причем во всех предложенных моделях и оценках хрупкого разрушения исходили из предпосылки, что снижение прочности материалов обусловлено изначальным наличием трещин в реальных материалах уже в исходном состоянии. Поэтому предложенный А. В. Степановым [5] подход к оценке условий зарождения трещин и хрупкого разрушения, основанный на представлениях, что микротрещины являются результатом пластической деформации, всегда предшествующей любому разрушению, получил достаточно широкое физическое обоснование в развиваемых современных дислокационных теориях прочности Коттрелла, Стро и др.[6–9]. С учетом уже дислокационных механизмов зарождения трещин хрупкое разрушение связывают с возникновением высокого уровня локальных напряжений в местах дислокационных скоплений, т. е. в местах заторможенного сдвига, формирующего концентратор напряжений в «голове» дислокационного скопления. Причиной возникновения концентраторов напряжения, согласно Дж. Нотту, Дж. Хану, Б. Авербаху [10–12], может быть и наличие твердой недеформируемой фазы такой, как карбиды, неметаллические включения и непроницаемые межзеренные границы [6, 7], и сегрегационные скопления на границах зерен [13]. Так, например, условия перехода от вязкого (по

© Л. И. МАРКАШОВА, В. В. АРСЕНЮК, Г. М. ГРИГОРЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, 2004

зерну) к хрупкому межзеренному разрушению предлагается оценивать с учетом соотношения прочности границ, где для определения условий перехода учитывается отношение размеров выделившихся по границам фаз к размерам матричных зерен [14].

Если все отмеченное выше относится к монолитным материалам, то в данной работе представлены результаты исследований применительно к сварным соединениям различных материалов, в том числе и разнородных, отличающихся типом решетки, энергией дефектов упаковки и другими физико-химическими и механическими характеристиками: соединений поликристаллического никеля технической чистоты НП-2 (в качестве модельного материала), сплава ХН77ТЮ, технически чистого алюминия АД1 и упрочненного алюминиевого сплава 1201, а также сталей различного класса (Ст3, 12Х18Н9Т), выполненных диффузионной сваркой в вакууме (ДСВ), ударной (УСВ) и сваркой взрывом (СВз).

Прямые электронно-микроскопические исследования тонкой структуры на просвет проводили на приборе JEM-200 CX (фирмы «JEOL», Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ. Фольги для электронно-микроскопических исследований подготавливали с помощью электроэрозионной резки с последующим механическим утонением на шлифовальных бумагах, электролитическим полированием и специальным ионным утонением [15]. Плотность дислокаций ρ рассчитывали по микрофотографиям с увеличением не ниже 30000 методом секущих [16].

Из анализа различных подходов к механизмам зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел, связывающая процессы релаксации внутренних напряжений со структурными изменениями. Поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций), описывается следующим выражением [17]:

$$\tau = Gbh\rho/\pi(1 - \nu),$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги ($2 \cdot 10^{-5}$ см); ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

Особенности и механизмы пластической деформации классифицировали в соответствии с типами формирующихся дислокационных структур (рис. 1). Оценки характерных значений дислокационной плотности ρ и внутренних напряжений $\tau_{вн}$ для различных стадий процесса сварки показали следующее. В условиях различных скоростей нагружения на начальных стадиях деформирования наблюдается хаотическое распределение дефектов кристаллической решетки при плотности дислокации $\rho \sim 10^6 \ldots 10^9$ см$^{-2}$ (рис. 1, *а*, *б*). При этом создаваемое поле внутренних напряжений $\tau_{вн} \sim (0{,}2 \cdot (10^{-7} \ldots 10^{-4}))G$. Микроструктурным признаком нарастания упрочнения является формирование локальных возмущений дислокационной плотности до $\rho \sim 10^8 \ldots 10^{10}$ см$^{-2}$ на фоне однородно распределенных дислокаций, проявляющихся в виде скоплений дислокаций вблизи границ субструктуры (рис. 1, *в*) и полос сдвига (рис. 1, *г*) что способствует повышению локальных внутренних напряжений до $\tau_{вн} \sim 2{,}2 \cdot 10^{-3} G$. Оценки напряжений в зоне сварки для условий УСВ и СВз показывают $\tau_{вн} \sim 2{,}2 \cdot 10^{-2} G$, что является результатом резкого повышения объемной плотности дислокаций до $\rho \sim 10^{11}$ см$^{-2}$. Формирующаяся при этом дислокационная структура представляет собой разориентированную ячеистую структуру, для которой характерны увеличение разориентировки θ структурных элементов (до 5...10 угл. град), преобладание коллективных форм движения дефектов кристаллической решетки (полос сдвига, переориентации) и материальных поворотов отдельных фрагментов структур (рис. 1, *д*, *е*). Аналогичные результаты получены авторами работ [18], которые исследовали изменение структур монолитных материалов при больших пластических деформациях.

Таким образом, анализ изменения поля внутренних напряжений под действием нарастающего внешнего деформирования показывает, что типы структур металла в зоне сварки изменяются от ячеисто-блочных, субзеренных и фрагментированных структур до полосовых (полос сдвига, полос переориентации), с подключением дополнительных механизмов пластической деформации за счет материальных поворотов, охватывающих области субзеренных и зеренных размеров. При $\rho \sim 10^6 \ldots 10^{10}$ см$^{-2}$ в деформируемом металле создаваемое поле локальных внутренних напряжений дает значение $\tau_{вн}$, не превышающее теоретическую прочность $\tau_{теор} = G/10$ [19]. В данном случае опасность разрушения в результате превышения $\tau_{теор}$ практически отсутствует. Однако в локальных участках при наличии градиентных структур, резко отличающихся по дислокационной плотности, разрушение может провоцироваться (рис. 1, *ж*). При этом критическое значение дислокационной плотности ρ составляет порядка $(1 \ldots 6) \cdot 10^{11}$ см$^{-2}$, что дает значение внутренних напряжений, близкое к критическим значениям, т.е. $\tau_{кр} = G/(10 \ldots 9) > \tau_{теор}$.

Анализ изменения поля внутренних напряжений с учетом структурного состояния деформируемого материала позволяет также определить условия зарождения трещин. Известно, что необходимым условием зарождения трещин, согласно критерию разрушения Стро [7], является наличие препятствий или барьеров, способных противостоять давлению плотных дислокационных скоплений. Примером такого механизма является заторможенное каким-либо препятствием (например, границей зерна) плоское скопление дислокаций. При этом коэффициент концентрации напряжений в вершине такого скопления пропорционален количеству скопившихся дислокаций. А для зарождения

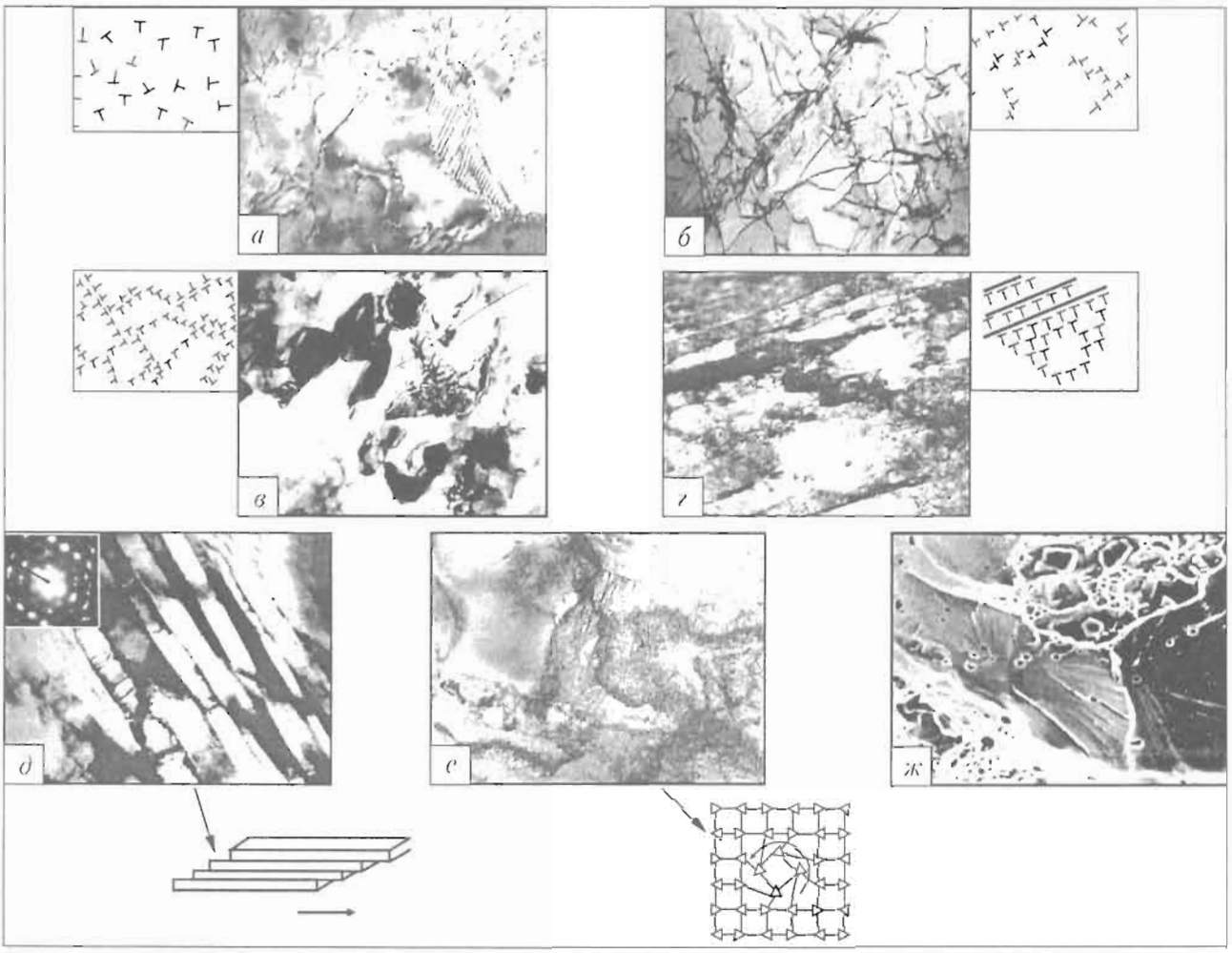


Рис. 1. Микроструктурные изменения в зоне локализованной деформации при различных скоростях внешнего нагружения и их схемы: *а* — ячеистая структура алюминия АД1, ×37000 (ДСВ); *б* — то же для никелевого сплава ХН77ТЮ, ×17000; *в* — субзеренная структура алюминия АД1, ×20000 (СВз); *г* — формирование полосовых структур в никеле НП-2, ×20000 (УСВ); *д* — полосы сдвига в никеле НП-2, ×37000 (СВз); *е* — повороты микрообъемов в нержавеющей стали 12Х18Н9Т, ×15000 (УСВ); *ж* — хрупкое разрушение в зоне градиентных структур, ×1500 (12Х18Н9Т, УСВ)

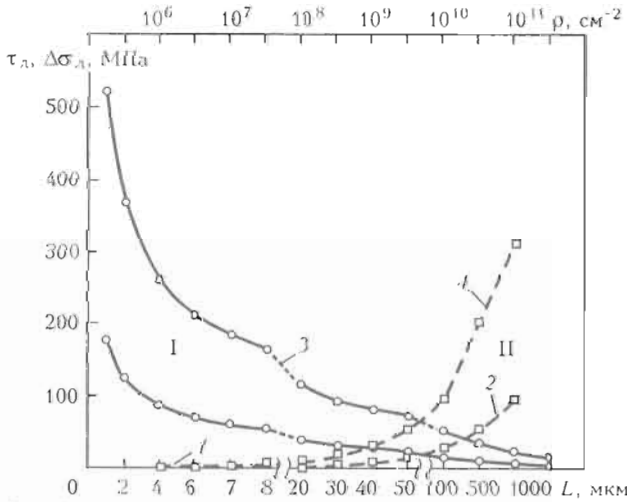


Рис. 2. Влияние длины плоскости скольжения L, плотности дислокаций ρ на изменение растягивающего напряжения $\tau_д$ (сплошные кривые), необходимого для появления субмикротрещин (область *I*), и дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_д$ (штриховые), область *II* для ГЦК-металлов в интервале изменения модуля сдвига от 2700 (*1, 2*) (Al) до 84000 (*3, 4*) МПа

трещины в плоскости, отвечающей максимальным растягивающим напряжениям, требуется напряжение [7]

$$\tau^2 = 3\pi\gamma G / 8(1 - \nu)L,$$

где τ — напряжение в плоскости сдвига, действующее на нагромождение дислокаций; γ — поверхностная энергия материала, приближенно $\gamma = 0{,}1Gb$; L — длина плоскости скольжения, занятая дислокациями нагромождения (можно принять ее равной диаметру зерна, субзерна). Причем главным фактором, определяющим зависимость напряжения разрушения от структуры, является изменение ширины полосы скольжения L в процессе деформации.

Как видно из рис. 2, характер изменения структурного состояния в ходе деформирования в зависимости от плотности дислокаций существенным образом влияет на упрочнение материала, а вклад дислокаций в компоненту упрочнения согласно [20] определяется по формуле

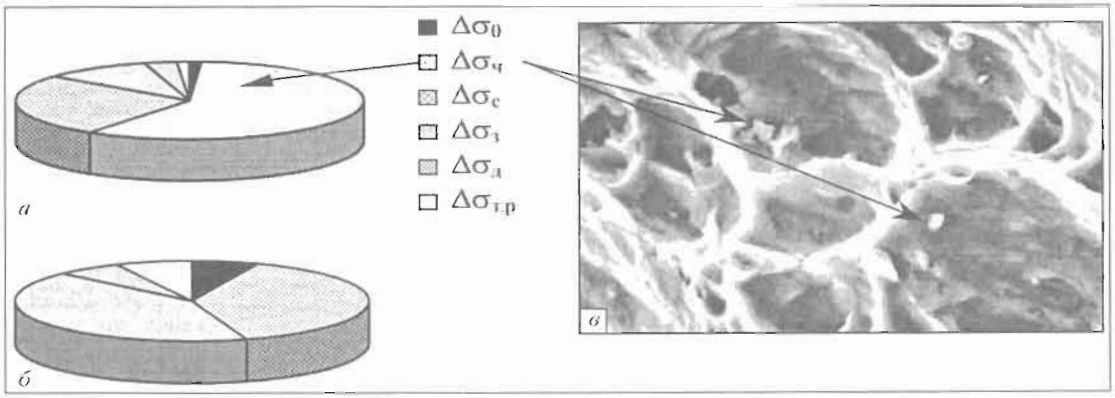


Рис. 3. Вклад структурно-фазовых составляющих в общее упрочнение σ_i со стороны алюминия в соединении алюминия со сталью при СВз: *а* — основной металл; *б* — зона контакта; *в* — структура вязкого разрушения, образованная вследствие внутриобъемного распределения дисперсных фаз в алюминии, ×1310

$$\Delta\sigma_д = \alpha G b \rho^{1/2},$$

где $\Delta\sigma_д$ — приращение упрочнения; α — коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия дислокаций при дислокационном упрочнении (α = 0,3...0,67 для ГЦК металлов). Из рис. 2 видно, что максимальное деформационное упрочнение исследуемых материалов ($\Delta\sigma_д$ = = 100...300 МПа) достигается при плотности дислокаций $\rho = 10^{11}$ см$^{-2}$. Однако в сварных соединениях, как было приведено ранее в работах [21, 22], упрочнение в результате плотности дислокаций может вносить не самый большой вклад в интегральное значение уровня прочности зоны соединения.

Особенно актуален анализ динамики изменения структур в поле действующих внешних напряжений для реальных сварных соединений, полученных из разнородных материалов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью (алюминий–железо, стали, алюминий–медь, титан–железо, сталь, титан–медь, сталей различного класса и др.), имеющих резко отличающиеся физико-механические свойства, для которых получение качественного соединения является сложной технологической проблемой. При этом важным является определение структурных факторов, способствующих выравниванию обычно наблюдаемых для разнородных соединений градиентов свойств, а также обеспечивающих устойчивость механических характеристик сварных соединений.

С этой целью был разработан методический подход [22, 23], основанный на аналитической оценке механических свойств разнородных сварных соединений (предела текучести $\sigma_т$, прочности $\sigma_в$, коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic}), с учетом вклада конкретных структурно-фазовых параметров металла по зоне сварки (химического состава, размера зерна и субзерна, плотности дислокаций, размера, морфологии и характера распределения фазовых образований). Пример такого подхода рассматривается для сварных соединений Ст3 с алюминием, выполненных ДСВ, сваркой трением (СТр) и СВз в интервале $\dot{\varepsilon}_{св}$ ~ ~ $1\cdot10^{-4}$...$1\cdot10^{5}$ с$^{-1}$. Количественная оценка упрочнения (приращения предела текучести), обусловленная каждым из структурных параметров, выполнена следующим образом: предел текучести рассматривали как сумму следующих компонентов [24]: σ_0 — сопротивления решетки металла [25]; $\Delta\sigma_{т.р}$ — упрочнения твердого раствора легирующими элементами и примесями [26]; $\Delta\sigma_з$, $\Delta\sigma_с$ — упрочнения за счет изменения размера зерна и субзерна [24, 27–29]; $\Delta\sigma_п$ — упрочнения за счет перлита (для ферритно-перлитной сталей) [26]; $\Delta\sigma_д$ — дислокационного упрочнения [30, 31]; $\Delta\sigma_ч$ — упрочнения за счет дисперсных частиц [30, 32, 33]. В результате было показано, что в зависимости от структурно-фазового состояния, упрочнение зоны сварки может обеспечиваться за счет измельчения зеренной структуры и субструктуры, а также формирования новых дисперсных интерметаллидных фаз в переходной зоне сварки со стороны менее прочного металла — алюминия (рис. 3), а формирование дисперсных интерметаллидных фаз, равномерно распределенных по широкой зоне сварки при высокоскоростном сварочном нагружении создает со стороны менее прочного металла (алюминия) особое структурное состояние типа «квазикомпозита», что позволяет нивелировать обычно наблюдаемый в разнородных соединениях резкий градиент механических свойств.

При этом следует подчеркнуть, что приведенные примеры количественной оценки свойств прочности соединений по конкретным структурным параметрам (табл. 1, 2) позволяют выявлять структурные факторы, оказывающие основное влияние на изменение механических свойств и прогнозировать качество сварных соединений при формировании в зоне сварки структур различного типа. Пример такого прогнозирования по наиболее значимым структурным параметрам показан на рис. 4 для пары алюминия со сталью.

Из рис. 4, *б* видно, как изменяется $\sigma_т$ для стали Ст3 в зависимости от размера зерна $D_з$, субзерна $d_с$, плотности дислокаций ρ и содержания перлитной составляющей ($П$, %): наибольшие значения в приращение предела текучести $\Delta\sigma_т$ вносят измельчение зерна и субзерна. Конкретно для стали Ст3 можно получить наибольшие значения $\Delta\sigma_т$ (более 100 МПа), если регулировать изменение размера

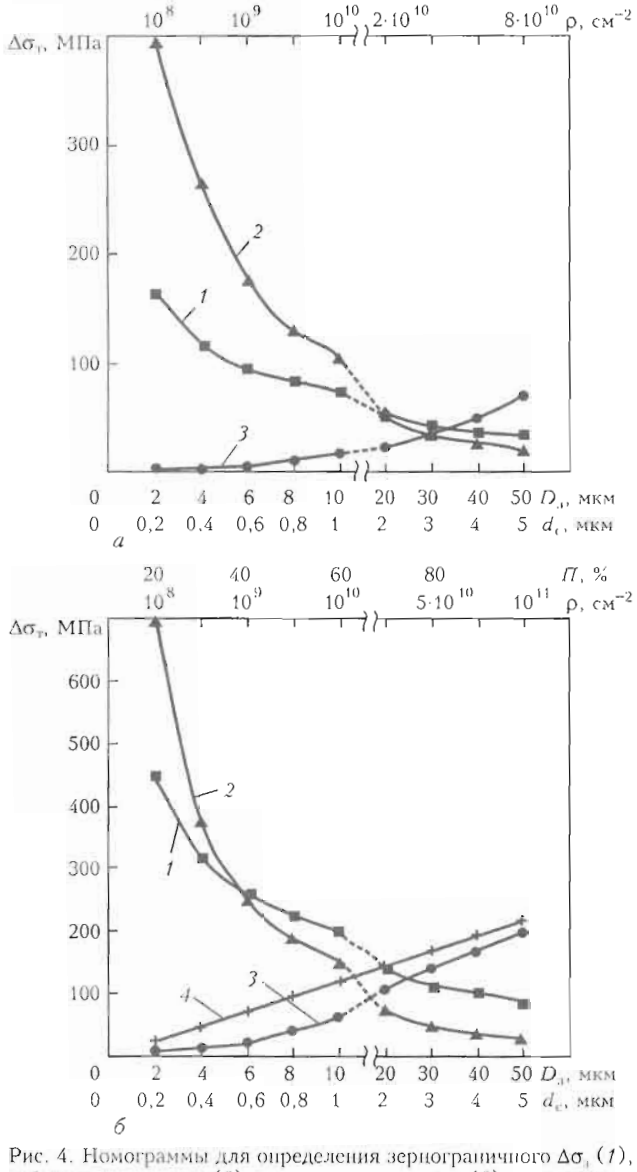


Рис. 4. Номограммы для определения зернограничного Δσ$_з$ (*1*), субструктурного Δσ$_с$ (*2*), дислокационного Δσ$_д$ (*3*) и перлитного Δσ$_п$ (*4*) упрочнений для алюминия (*а*) и стали Ст3 (*б*)

Таблица 1. Изменение структурных параметров ($D_з$, d_c, ρ, *П*) Ст3 и их вклад в упрочнение Δσ$_т$

Значения структурных параметров				Расчетные значения приращения Δσ$_т$, МПа			
$D_з$, мкм	d_c, мкм	ρ, см$^{-2}$	П, %	Δσ$_с$	Δσ$_з$	Δσ$_д$	Δσ$_п$
2	0,2	10^8	5	750	447	6	12
4	0,4	10^9	10	375	316	20	24
6	0,6	10^{10}	20	250	258	63	48
8	0,8	$2\cdot10^{10}$	30	188	223	89	72
10	1	$3\cdot10^{10}$	40	150	200	108	96
20	2	$4\cdot10^{10}$	50	75	141	126	120
30	3	$5\cdot10^{10}$	60	50	115	140	144
40	4	$6\cdot10^{10}$	70	38	100	154	168
50	5	$8\cdot10^{10}$	80	30	90	178	192
60	6	10^{11}	90	25	82	199	216

Таблица 2. Изменение структурных параметров алюминия ($D_з$, d_c, ρ) и их вклад в упрочнение Δσ$_т$

Значения структурных параметров			Расчетные значения приращения Δσ$_т$		
$D_з$, мкм	d_c, мкм	ρ, см$^{-2}$	Δσ$_з$	Δσ$_с$	Δσ$_д$
2	0,2	10^8	165	530	14
4	0,4	10^9	117	265	17
6	0,6	10^{10}	95	177	18
8	0,8	$2\cdot10^{10}$	85	132	25
10	1	$3\cdot10^{10}$	74	106	31
20	2	$4\cdot10^{10}$	52	53	36
30	3	$5\cdot10^{10}$	43	35	42
40	4	$6\cdot10^{10}$	37	27	50
50	5	$7\cdot10^{10}$	33	21	63
60	6	$8\cdot10^{10}$	30	18	76

зерна (измельчение зерна до 10 мкм и менее) и субзерна (до порядка 1 мкм). Что касается свойств алюминия, то наиболее существенный вклад в повышение предела текучести вносят, как уже отмечалось, формирующиеся в зоне контакта фазовые образования интерметаллидного типа (см. рис. 3).

Таким образом, с использованием комплекса независимых взаимодополняющих современных методов исследования: оптической металлографии, аналитической растровой и просвечивающей электронной микроскопии, позволяющих получить широкий спектр экспериментальных данных на различных структурных и масштабных уровнях (от макроуровня до дислокационного), показана возможность определения конкретных структурных факторов, влияющих на свойства материалов. Такой подход позволяет выявлять структурно-фазовые параметры, приводящие к снижению либо к повышению свойств сварных соединений, нивелировать обычно проявляющийся резкий градиент свойств в зоне контакта разнородных соединений и прогнозировать свойства сварных соединений в зависимости от структурного состояния свариваемых металлов.

1. *Griffith A. A.* The phenomena of rupture and flow in solids // Phil. Trans. Roy. Ser. A. — 1920. — **221**. — P. 163–168.
2. *Орован Е.* Классическая и дислокационная теория хрупкого разрушения // Атомный механизм разрушения. — М.: Металлургия, 1963. — С. 170–184.
3. *Irwin G. R.* Fracturing of metals. — Cleveland: ASM, 1948. — 142 p.
4. *Определение* эффективной поверхностной энергии молибдена при фрактографических исследованиях / А. Д. Васильев, И. К. Походня, В. И. Трефилов, С. А. Фирстов // Физика и химия обработки материалов. — 1981. — № 3. — С. 100–104.
5. *Степанов А. В.* Физическая природа хрупкого разрушения // Хладноломкость стали и стальных конструкций. — Новосибирск: Наука, 1971. — С. 3–17.
6. *Коттрелл А. Х.* Теоретические аспекты процесса разрушения // Атомный механизм разрушения. — М.: Металлургия, 1963. — С. 30–68.
7. *Stroh A. N.* The formation of cracks as a result of plastic flow // Proc. of the Roy. Soc. A. — 1954. — **223**, N 1154. — P. 404–415.

8. *Коттрелл А. Х.* Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Металлургия, 1958. – 267 с.
9. *Инденбом В. Л., Орлов А. Н.* Физическая теория пластичности и прочности // Усп. физ. наук. – 1962. – **76**, № 3. – С. 557.
10. *Нотт Дж.* Основы механики разрушения. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
11. *Нотт Дж. Ф.* Микромеханизмы разрушения и трещиностойкость конструкционных сплавов. Механика разрушения. – М.: Мир, 1979. – С. 40–82 (Новое в зарубеж. технике; Т. 17).
12. *Возникновение* микротрещин скола в поликристаллическом железе и стали / Дж. Т. Хан, Б. Л. Авербах, В. С. Оуэн, М. Коэн // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургия, 1963. – С. 109–134.
13. *Seach M. P.* Segregation and strength of grain boundaries // Proc. Roy. Soc. London. – 1976. – **282**. – P. 535–570.
14. *Устиновщиков Ю. И., Серпухин В. Л.* Критерий перехода от вязкого к интеркристаллитному хрупкому разрушению // Всесоюз. науч.-техн. конф. по интеркристаллитной хрупкости сталей и сплавов, Ижевск, 27–29 нояб. 1984 г. – Ижевск: Уральский НЦ АН СССР, 1984. – С. 147.
15. *Метод* препарирования для электронно-микроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. – 1985. – № 12. – С. 60.
16. *Электронная* микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
17. *Иванова В. С., Гордиенко Л. К., Гемпнов В. Н.* Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. – М.: Наука, 1965. – 180 с.
18. *Рыбин В. В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
19. *Браутман Л., Крок Р.* Разрушение и усталость. Т. 5: Композиционные материалы. – М.: Мир, 1978. – 483 с.
20. *Cottrell A.* Dislocations and plastic flow in crystals. – Oxford University press, 1953. – P. 18, 46–49.
21. *О взаимосвязи* структуры и свойств сталеалюминиевых соединений, выполненных сваркой трением / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова, Л. В. Литвин // Автомат. сварка. – 1998. – № 8. – С. 7–14.
22. *Связь* структуры и прочностных свойств сталеалюминиевых соединений, выполненных сваркой трением и взрывом / Л. И. Маркашова, Е. Н. Бердникова, И. И. Хомутская // Там же. – 2003. – № 1. – С. 23–26.
23. *Критерий* оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Сб. Междунар. конф. Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф. 16–20 сент. 2002 г., пос. Кицивели, Крым / Под ред. В. И. Махненко. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. – 2002. – С. 107–113.
24. *Сузуки Х.* О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1967. – С. 255–260.
25. *Эшби М. Ф.* О напряжении Орованна // Физика прочности и пластичности. – М.: Металлургия, 1972. – С. 88–107.
26. *Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М.* Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 307 с.
27. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – С. 206–219.
28. *Армстронг Р. В.* Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. – С. 11–40.
29. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycryctalline // J. Iron and Steel Inst. – 1953. – **173**, N 1. – P. 25–28.
30. *Orowan E.* Dislocation in metals. – New York: AIME, 1954. – 103 p.
31. *Ashby M. F.* Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. – 1983. – **23**. – P. 118–177.
32. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсионное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 187.
33. *Ebelling R., Ashby M. F.* Yielding and flow of two-phase copper alloys // Phil. Mag. – 1966. – **13**, N 7. – P. 805–809.

ЧИСЛЕННЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И МИКРОСТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ ПРИ СВАРКЕ ГРЕБНЫХ ВАЛОВ СРЕДНЕТОННАЖНЫХ МОРСКИХ СУДОВ

В. И. МАХНЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, В. Т. КРАВЦОВ
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

С использованием численного метода исследований термомеханических процессов рассмотрена возможность прогнозирования остаточных напряжений и распределение структурных составляющих в металле шва и околошовной зоны при стыковой сварке гребных валов среднетоннажных морских судов. При соответствующем выборе электродных материалов, температуры предварительного подогрева, режимов сварки и локальной термической обработке можно обеспечить достаточно высокую циклическую прочность сварных соединений длинномерных валов, работающих в условиях циклического нагружения.

The possibility of prediction of residual stresses and distribution of structural components in weld and HAZ metal in butt welding of propeller shafts of medium-tonnage sea ships has been considered using a numerical method intended for investigation of thermomechanical processes. Proper selection of electrode materials, preheating temperature, welding parameters and local heat treatment can provide a sufficiently high cyclic strength of welded joints in long shafts operating under cyclic loading conditions.

Развиваемая в настоящее время Международным институтом сварки (МИС) концепция соответствия назначению [1] позволяет по-новому подойти к применению сварки для получения неразъемных сварных соединений при изготовлении и ремонте ответственных конструкций. Указанное обстоятельство определило разработку целого ряда разрешительных документов [2, 3] и технологий, способствующих расширению объемов применения сварки для нагруженных узлов и деталей, работающих в достаточно напряженных условиях. В основу этой концепции положено знание данных уровня эксплуатационной нагруженности сварного соединения и его сопротивления разрушению при этой нагруженности.

Такой подход, в отличие от традиционного, когда в основе лежит требование обеспечения сопротивляемости сварного соединения тем или иным видам разрушения не ниже уровня основного металла, независимо от нагруженности сварного соединения, значительно упрощает решение задачи. Развитие механики деформирования и разрушения конструкционных материалов в сочетании с численными методами решения сложных задач деформирования и нарушения целостности конструкций способствует непрерывному расширению применения указанного подхода в инженерной практике.

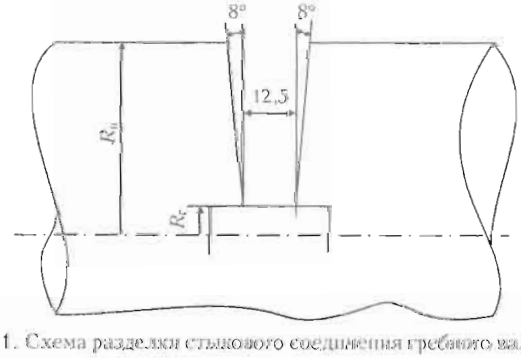


Рис. 1. Схема разделки стыкового соединения гребного вала под сварку

В определенной степени этот подход используется в данной работе при обосновании возможности получения стыкового сварного соединения гребных валов среднетоннажных, скоростных морских судов с их высокой несущей способностью. Необходимость в таких соединениях возникла в связи с проблемой изготовления длинномерных гребных валов (длиной 8...10 и более метров), обладающих малой жесткостью, а также в связи с накоплением у судовладельцев большого количества обломков гребных валов и стремлением получить из двух обломков различных гребных валов заготовку для одного вала.

Рассмотрим схему сварки встык (рис. 1) вала из стали 35 диаметром $d_в = 2R_в$ на центрирующем стержне диаметром $2R_с$.

Заполнение разделки ведется отдельными валиками дуговой сваркой. Задается режим сварки, площадь поперечного сечения наплавляемого за один проход валика, температура предварительного подогрева вала, а также условия теплообмена с

© В. И. МАХНЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, В. Т. КРАВЦОВ, 2000

окружающей средой, которые выражаются через коэффициент теплообмена $\alpha_т$ в уравнении закона Ньютона:

$$q_п = \alpha_т(T_п - T_с), \quad (1)$$

где $q_п$ — удельный тепловой поток с поверхности вала; $T_п$ — температура поверхности вала; $T_с$ — температура окружающей среды.

Источник тепла движется по окружности соответствующего радиуса $r_{св}$ с линейной скоростью $v_{св}$. Тепловая мощность $q_и$ вносится частично присадочным материалом, доля которого рассчитывается по формуле

$$q_и^{(1)} = v_{св}S_п(T_в c\gamma + q_{ск}), \quad (2)$$

где $T_в$ — температура присадочного материала, равная температуре сварочной ванны (для стали $T_в \approx$ $\approx$ 1700 °С); $c\gamma$ — объемная теплоемкость; $q_{ск}$ — скрытая теплота плавления, которая для стали равна 2112 Дж/см^2.

Остальная часть тепловой мощности определяется по формуле

$$q_и^{(2)} = q_и - q_п^{(1)}, \quad (3)$$

где $q_и^{(2)} = \eta_и I_{св}U_{св}$ — эффективная тепловая мощность дуги.

Тепловая мощность $q_и^{(2)}$ вводится в основной металл как объемный источник тепла и распределяется в некотором объеме $V_и$, связанном с движущейся сварочной дугой.

Распространение тепла в свариваемом изделии моделируется уравнениями нестационарной теплопроводности [4]. Теплофизические характеристики λ и $c\gamma$ являются функциями температуры.

Температурные поля в произвольный момент времени t от приложенного в момент времени $t = t^n$ источника тепла, соответствующего n-му проходу заполнения разделки, определяются решением следующего уравнения теплопроводности:

$$\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right) + r\frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right) + W^{(n)}(r, z, \beta) = c\gamma\frac{\partial T}{\partial t}. \quad (4)$$

В данном случае использована схема мощного быстродвижущегося источника тепла, что позволяет упростить решение пространственной задачи по определению напряжений и деформаций.

Напряженное состояние в произвольной точке (r, z, β) в момент времени t определяется тензором напряжений. Искомые тензоры напряжений σ_{ij} деформаций ε_{ij} согласно [5] имеют вид

$$\sigma_{ij} = \begin{Vmatrix} \sigma_{rr} & \sigma_{rz} & 0 \\ \sigma_{zr} & \sigma_{zz} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{\beta\beta} \end{Vmatrix}, \quad \varepsilon_{ij} = \begin{Vmatrix} \varepsilon_{rr} & \varepsilon_{rz} & 0 \\ \varepsilon_{zr} & \varepsilon_{zz} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{\beta\beta} \end{Vmatrix}, \quad (5)$$

где σ_{rr}, σ_{zz}, $\sigma_{\beta\beta}$ — нормальные компоненты тензора напряжений, а остальные — касательные компоненты.

Связь между напряжениями и деформациями определяется зависимостью, которую в развернутом виде с учетом принятых допущений можно представить в виде

$$\begin{aligned} d\varepsilon_{rr} &= d\left[\frac{2\sigma_{rr} - \sigma_{zz} - \sigma_{\beta\beta}}{6G} + \frac{K(\sigma_{rr} - \sigma_{zz} - \sigma_{\beta\beta})}{3} + \varphi\right] + \\ &+ (d\xi + \Omega d\,t)\frac{2\sigma_{rr} - \sigma_{zz} - \sigma_{\beta\beta}}{3}, \\ d\varepsilon_{\beta\beta} &= d\left[\frac{2\sigma_{\beta\beta} - \sigma_{rr} - \sigma_{zz}}{6G} + \frac{K(\sigma_{rr} - \sigma_{zz} - \sigma_{\beta\beta})}{3} + \varphi\right] + \\ &+ (d\xi + \Omega d\,t)\frac{2\sigma_{\beta\beta} - \sigma_{rr} - \sigma_{zz}}{3}, \\ d\varepsilon_{zz} &= d\left[\frac{2\sigma_{zz} - \sigma_{rr} - \sigma_{\beta\beta}}{6G} + \frac{K(\sigma_{rr} - \sigma_{zz} - \sigma_{\beta\beta})}{3} + \varphi\right] + \\ &+ (d\xi + \Omega d\,t)\frac{2\sigma_{zz} - \sigma_{rr} - \sigma_{\beta\beta}}{3}, \\ d\varepsilon_{rz} &= d\left(\frac{\sigma_{rz}}{2G}\right) + (d\xi + \Omega d\,t)\sigma_{rz}. \end{aligned} \quad (6)$$

Для рассматриваемой проблемы наибольший интерес представляют остаточные напряжения, поскольку они могут существенно повлиять на циклическую прочность сварного соединения.

При заданных свойствах основного металла, зоны термического влияния и зоны проплавления расчет напряженного состояния производили путем последовательного прослеживания развития упругопластических деформаций на компьютерной программе, разработанной ИЭС им. Е. О. Патона, которая входит в пакет программ «Weldprediction».

На рис. 2 приведены данные для окружных $\sigma_{\beta\beta}$ и осевых σ_{zz} остаточных напряжений, рассчитанных при температуре предварительного подогрева T_0 = 250 °С, как наиболее значительных по значению. Радиальные напряжения σ_{rr} и касательные напряжения σ_{rz} невелики. Как видно из рисунка, уровень остаточных растягивающих напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ и σ_{zz} в зоне шва на наружной поверхности достигает значений свыше 400 МПа, которые достаточно резко снижаются с уменьшением радиуса вала в зоне наложения валика.

Подогрев до температуры 250 °С способствует получению более благоприятных микроструктур, но оставляет достаточно высокий уровень остаточных напряжений на наружной поверхности сварного шва. Поэтому после сварки рекомендовано проводить высокий отпуск с целью снижения остаточных напряжений.

Исследовано распределение остаточных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ и σ_{zz} после локального отпуска с использованием гибкого индуктора токами промышленной частоты. Поверхность нагревалась со скоростью около 50 °С/ч до температуры 550 °С. Затем производилась регулируемая выдержка при этой температуре в течение 4-х часов, после чего осущес-

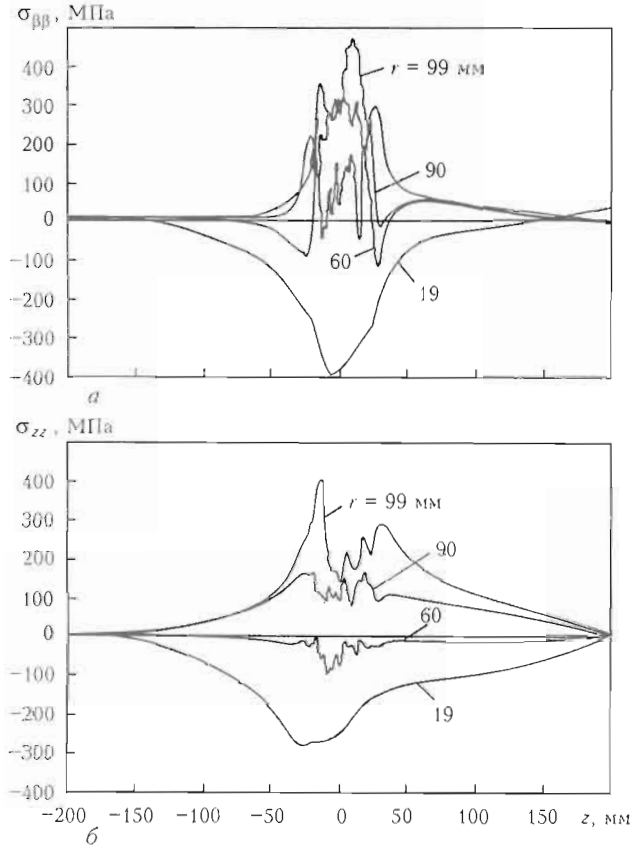


Рис. 2. Распределение остаточных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ (*а*) и σ_{zz} (*б*) в зависимости от z и r при T_0 = 250 °С

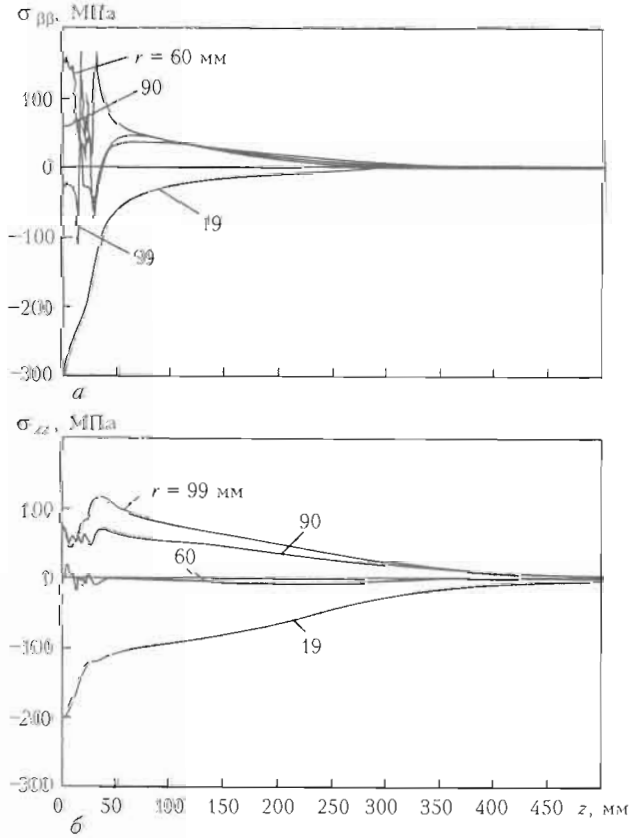


Рис. 3. Распределение остаточных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ (*а*) и σ_{zz} (*б*) в зависимости от z и r после локальной термообработки при T_0 = = 200 °С

твлялось регулируемое охлаждение до 400 °С со скоростью 50 °С/ч, а затем естественное охлаждение до комнатной температуры.

Результаты расчетного определения остаточных напряжений после локальной термообработки (рис. 3) показывают, что σ_{zz} снижаются весьма значительно после термообработки, однако, для полной нейтрализации оставшихся напряжений в поверхностном слое рекомендовано проводить поверхностную обработку обкаткой роликом либо ультразвуковую ударную обработку [6].

Микроструктурные превращения в ЗТВ основного металла и металла сварного шва оказывают влияние на механические свойства и циклическую прочность сварного соединения.

Микроструктурные превращения зависят от химического состава металла в зоне шва и термических циклов охлаждения.

Химический состав металла сварного шва рассчитывали по поперечному сечению шва, зоне проплавления, химическому составу наплавляемого материала и размерам расплавляемых участков основного металла и металла предыдущих проходов. Эти данные получены путем расчета температурных полей и знания температуры плавления металла на каждом проходе.

Важным параметром прослеживания температурных полей в сечении сварного шва является время $\Delta t_{8/5}$ пребывания металла, нагреваемого выше A_{c_3}, в температурном интервале 800...500 °С при охлаждении.

На рис. 4 приведено время $\Delta t_{8/5}$ пребывания металла, нагреваемого выше A_{c_3}, в температурном интервале 800...500 °С при охлаждении для варианта, когда температура предварительного подогрева T_0 = 250 °С. Из данных расчетов видно, что увеличение T_0 приводит к возрастанию площадей проплавления в сечении с более высокими $\Delta t_{8/5}$. Зная значение этого параметра в точке r, z и химический состав металла в этой точке, можно рассчитать массовые доли микроструктурных составляющих (мартенсита V_m, бейнита V_b, ферритно-перлитной смеси V_{fp}) в поперечном сечении сварного шва.

Для получения таких данных использовали методику работы [7], достаточно подробно описанную в [8], сущность которой заключается в использовании диаграмм анизотермического распада аустенита (АРА) для материала, близкого по химическому составу и размеру исходного зерна аустенита, определяемого максимальной температурой нагрева. Из диаграммы АРА для V_m и V_{fp} снимаются значения, соответствующие Δt_{50}^{m}, Δt_{85}^{m}, Δt_{50}^{fp}, Δt_{85}^{fp}, соответствующие $\Delta t_{8/5}$, при которых V_m и V_{fp} после полного распада аустенита соответствуют значениям 0,5 либо 0,85, т.е. 50 либо 85 %.

С помощью этих данных для конкретных значений $\Delta t_{8/5}$ определяли V_m и V_{fp} по соответствующим зависимостям, описывающим степень превращения [7]:

$$V_m = \frac{1}{2}\left[1 - \operatorname{erf}\frac{\ln(\Delta t_{8/5}/\Delta t_{50}^m)}{\sqrt{2}\,\ln(\Delta t_{50}^m/\Delta t_{85}^m)}\right],$$

$$V_{fp} = \frac{1}{2}\left[1 - \operatorname{erf}\frac{\ln(\Delta t_{8/5}\Delta t_{50}^{fp})}{\sqrt{2}\,\ln(\Delta t_{50}^{fp}/\Delta t_{85}^{fp})}\right], \quad (7)$$

$$V_b = 1 - V_m - V_{fp}.$$

Полученные по этим формулам величины V_m, V_b, V_{fp} определяют микроструктуру в данной точке после полного распада аустенита, т.е. после охлаждения до температуры конца мартенситного превращения T_e^m.

На рис. 5 приведены результаты расчета (7) для точек сечения шва (зоны проплавления и ЗТВ) при температуре $T_0 = 250$ °С. Из данных рис. 5, *а* видно, что мартенсит с содержанием до 50 % ($V_m = 0{,}5$) в основном имеет место в ЗТВ вдоль контура разделки. Увеличение T_0 уменьшает протяженность мартенситной зоны. Очевидным является то, что для стали 35 нет необходимости увеличивать $T_0 >$ > 250 °С, поскольку в средних слоях образовавшийся мартенсит ($V_m = 0{,}5$) за счет последующих проходов получает существенный отпуск, а в верхних слоях сварного шва в ЗТВ содержание мартенсита не превышает 30 % ($V_m < 0{,}3$). Изменение температуры подогрева T_0 до 250 °С достаточно заметно влияет на содержание бейнита

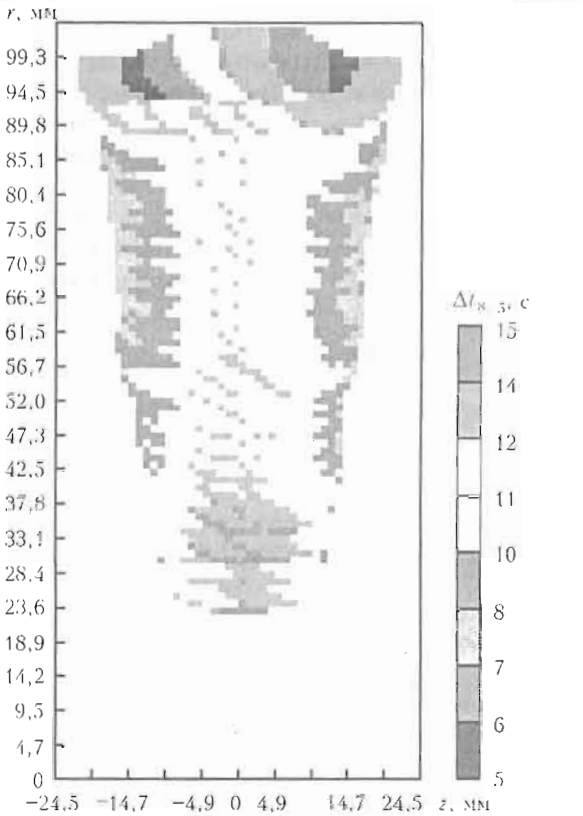
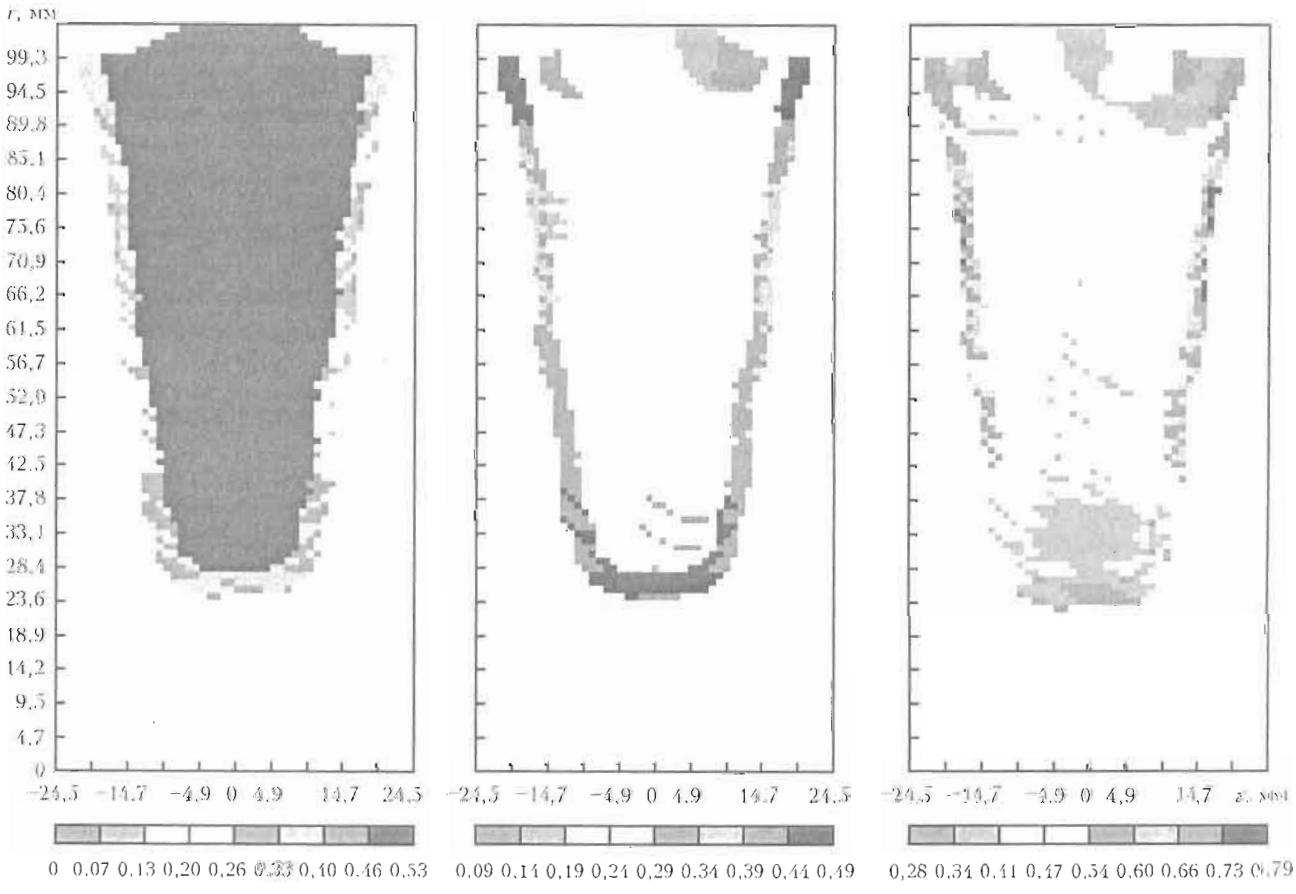


Рис. 4. Расчетное время $\Delta t_{8/5}$ для точек сечения сварного шва основного варианта при $T_0 = 250$ °С



а *б* *в*

Рис. 5. Расчетное содержание в поперечном сечении сварного шва основного варианта при $T_0 = 250$ °С (в объемных долях) мартенсита (*а*), бейнита (*б*) и ферритно-перлитной смеси (*в*)

(рис. 5, *б*). При $T_0 = 250$ °С $V_b \approx 0{,}40 \div 0{,}49$ имеет место в достаточно ограниченной области верхней части металла шва. В ЗТВ V_b на уровне 0,20...0,10, а основная масса металла шва имеет $V_b \approx$ $\approx 0{,}25...0{,}40$. За счет уменьшения бейнита увеличивается V_f (рис. 5, *в*) с повышением T_0.

По диаграммам АРА можно также определить температуру начала появления соответствующих микроструктур T^m_{st}, T^f_{st}, T^b_{st}, а также температуру конца превращения T^m_e, T^f_e, T^b_e.

Если известны температуры начала и конца превращения мартенсита, то для промежуточных температур можно использовать зависимость бездиффузионного превращения:

$$V_m(t) = V_m^{кон}\left[1 - \exp\left(a_m \frac{T^m_{st} - T}{T^m_{st} - T^m_e}\right)\right], \qquad (8)$$

где $V_m^{кон}$ — конечное значение V_m по (7); $a_m \approx 3$; $T^m_{st} > T > T^m_e$.

Зависимость (8) можно приближенно использовать и для $V_b(T)$ и $V_f(T)$, подставив соответствующие значения $V_b^{кон}$, $V_f^{кон}$ и температур начала и конца превращения.

Такой подход позволяет в процессе прослеживания температур от каждого прохода определять изменение микроструктурного состояния и соответственно объемных изменений и изменений механических свойств, что весьма важно для оценки развития упругопластических деформаций.

Выводы

1. Использование численного метода исследования физических процессов при дуговой сварке валов позволяет с достаточной точностью определить изменение структурных составляющих в металле шва и околошовной зоне и выбрать оптимальную температуру предварительного подогрева вала, изготовленного из стали 35.

2. В процессе сварки в поверхностном слое формируются неблагоприятные остаточные напряжения растяжения. Окружные и осевые напряжения достигают 400 МПа, что требует локальной термической обработки сварного соединения.

Локальная термическая обработка приводит к значительному снижению неблагоприятных остаточных напряжений.

1. *IIW Guidance* of assessment of the fitness of purpose of welded structures. IIW/IIS-SST-1157-90. — 322 p.
2. *Fitness-for-service*. API Recommended Practice 579, Jan., 2000.
3. *Recommendations* for fatigue design of welded joints and components. IIW Doc. XII-1539-96/XV-845-94. Update June, 2000.
4. *Рыкалин Н. Н.* Расчет тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 290 с.
5. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
6. *Кравцов Т. Г., Севрюков В. В.* Ультразвуковая обработка судовых деталей и сварных конструкций. — Николаев: Укр. гос. мор. техн. ун-т, 2001. — 126 с.
7. *Seyffarth P., Kassatkin O.* Calculation of structural transformation in the welding process. — S. l. [1982]. — (Intern. Inst. of Welding), Doc. IIW-9-82.
8. *Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Кравцов Т. Г., Севрюков В. В.* Численное исследование термомеханических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств // Автомат. сварка. — 2001. — № 1. — С. 3–10.

ПРЕРЫВИСТАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛА СВАРНОГО ШВА

В. И. МАХНЕНКО, Г. Ю. САПРЫКИНА
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрен вопрос прерывистости кристаллизации металла сварочной ванны, который достаточно интенсивно дискутировался специалистами в 1970-х годах. Однако единого мнения нет. Авторы статьи, не претендуя на исчерпывающее решение, предлагают феноменологическую модель хорошо наблюдаемых фактов.

Considered is the issue of discontinuity of solidification of the weld pool metal, which was very intensively discussed by specialists in the 1970s. However, no agreement of opinions has been reached as yet. Not claiming to provide a comprehensive solution, the authors of the paper offer the phenomenological model of the readily observed facts.

Введение. При сварке плавлением качество металла сварного шва очень часто зависит от условий первичной кристаллизации, особенно для таких конструкционных материалов, как алюминиевые сплавы и аустенитные стали. Первичная кристаллизация металла шва этих материалов определяет степень локальной химической неоднородности, размер зерна, риск образования горячих трещин и т.п., поэтому вопросы первичной кристаллизации металла сварочной ванны привлекали [1, 2 и др.] и привлекают в настоящее время [3–5 и др.] достаточно большое внимание исследователей. Одним из наиболее неясных вопросов первичной кристаллизации металла сварочной ванны является так называемая прерывистая кристаллизация, наблюдаемая в специальных опытах [2, 5, 6], следы которой достаточно легко увидеть на простых шлифах металла шва. Примеры следов показаны на рис. 1, *а–г*, а прерывистость кристаллизации — на рис. 1, *д*, *е*. На рис. 1, *а–г* видны слои кристаллизации, разделенные границами, где скорость кристаллизации металла равна нулю.

Для низкоуглеродистой стали после γ–α-превращения в металле шва кристаллизационные слои, естественно, видны менее отчетливо. На рис. 1, *д*, *е* результаты скоростной киносъемки для конкретного момента времени (состояния) сварочной ванны позволили авторам наблюдать процесс прерывистости кристаллизации в зависимости от скорости сварки. Наблюдаемые в работе [1] реальные скорости кристаллизации существенно отличаются от классических представлений, вытекающих из рис. 2, при

$$v_{cp} = v_{cn} \cos \alpha, \qquad (1)$$

где v_{cp} — средняя скорость кристаллизации по «классическому» механизму.

Объяснений данному факту, кардинально изменяющему наши представления о первичной кристаллизации металла сварочной ванны, пока нет. В настоящей работе сделана попытка такого разъяснения в рамках феноменологической модели процесса.

Предлагаемая феноменологическая модель прерывистой кристаллизации металла сварочной ванны. В основе предлагаемой модели лежит допущение, что в зоне достаточно высоких градиентов температур «классический» механизм кристаллизации, когда скорость движения фронта превращения определяется изменением положения в пространстве температуры $T_{кр} \approx T_S + T_L/2$ (T_S — температура солидуса; T_L — температура ликвидуса металла шва), вытесняется «мартенситным» механизмом, при котором кристаллизация начинается при определенном переохлаждении, т.е. при температуре $T_{st} < T_{кр}$, и заканчивается при соответствующем перегреве, т.е. при температуре $T_e > T_{кр}$.

Таким образом, в интервале температур $T_{st} - T_e$ процесс кристаллизации является необратимым и происходит с достаточно высокой скоростью (как и мартенситное превращение аустенита в сталях при температурах ниже T_{st}). Средняя скорость движения фронта кристаллизации по «мартенситному» механизму $v_м$ должна быть связана со скоростью кристаллизации $v_{кр}$ по (1) условием $v_м = v_{кр}\xi_м$, где $\xi_м \geq 1,0$. Поскольку процесс кристаллизации связан с выделением скрытой теплоты, то температура на фронте кристаллизации может повышаться, что создает предпосылку для остановки, если она достигнет температуры T_e. Существует приближенная зависимость из [4], по которой можно оценить приращение температуры $\Delta T(h)$ в конце слоя кристаллизации толщиной h

$$\Delta T(h) = \frac{q_{ск}}{c}\sqrt{\frac{hv_{кр}}{\pi a}} - w\frac{h}{v_{кр}} + Gh, \qquad (2)$$

где $\Delta T(h) = T_e - T_{st}$; $q_{ск}$ — скрытая теплота кристаллизации, Дж/г; c — теплоемкость, Дж/(г·°С); a — температуропроводность материала, см^2/с; w — скорость охлаждения в зоне кристаллизации, °С/с; G — градиент температур

© В. И. МАХНЕНКО, Г. Ю. САПРЫКИНА, 2004

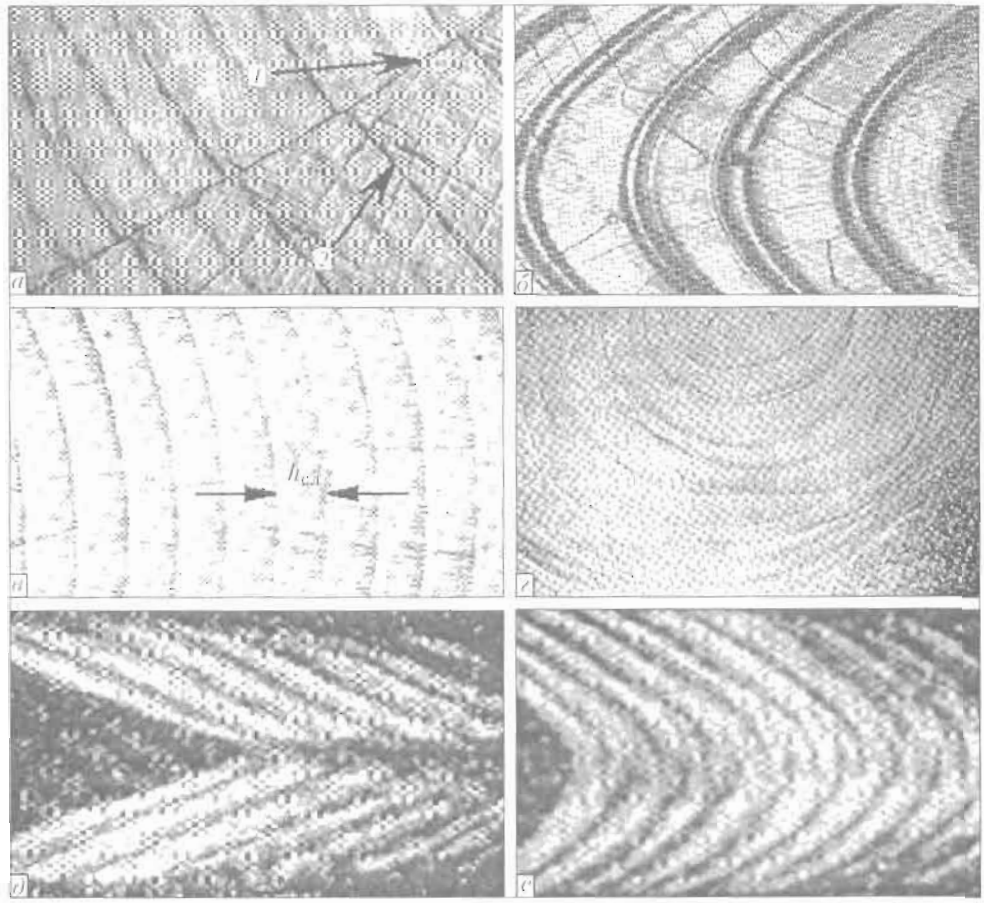


Рис. 1. Слоистое строение металла швов, выполненных сваркой плавлением: *а, б* – алюминий АВ000 [5, 6]; *в* – чистый алюминий [6]; *г* – низкоуглеродистая сталь [2]; *д, е* – сталь Х18Н10Т соответственно при $v_{св}$ = 31,3 и 11 м/ч [1]; $h_{сл}$ – толщина кристаллизационного слоя; *1* – граница столбчатых кристаллитов; *2* – следы фронтов кристаллизации

в той же зоне, °С/см (w и G – макроскопические характеристики по абсолютной величине). Параметр w изменяется от нуля в зоне сплавления примерно до $T_{пл}(v/2a)$ в хвостовой части сварочной ванны, движущейся со скоростью v. Градиент температур G, наоборот, максимальный в зоне сплавления и минимальный в хвостовой части сварочной ванны (имеется в виду градиент температур у границы сплавления со стороны жидкой части сварочной ванны). Если жидкий металл в сварочной ванне энергично перемешивается, то вполне правомочно считать, что в уравнении (2) $G \approx 0$ и тогда толщина слоя h определяется зависимостью

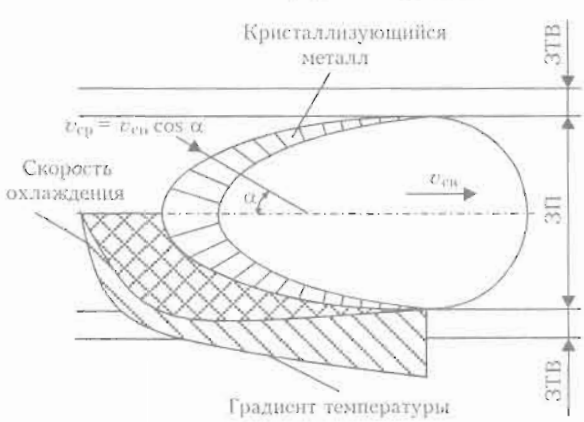


Рис. 2. Схема движущейся сварочной ванны и кристаллизации металла

$$\sqrt{\frac{hv_м}{a}} = \frac{2\sqrt{\pi}c\Delta T}{q_{ск}(1+\sqrt{1-Aw})}, \qquad (3)$$

где

$$A = \frac{4\pi ac^2}{q_{ск}^2 v_м^2}\Delta T. \qquad (4)$$

Зависимость (3) имеет место, если $Aw \le 1$, в противном случае, процесс прерывистой кристаллизации нарушается. Для хвостовой части сварочной ванны

$$w = T_{пл}\frac{v^2}{Aa}. \qquad (5)$$

В этом случае условие $Aw \le 1$ представляется соответственно в виде

$$v_м \ge v_{св}\frac{\sqrt{4\pi T_{пл}\Delta T}}{q_{ск}}c. \qquad (6)$$

Для алюминия, приняв $q_{ск}$ = 407 Дж/г, c = = 1,08 Дж/(г·°С), $\Delta T \approx 59$ °С, $T_{пл} = 630$ °С, получим $v_м \ge v_{св}\cdot 1{,}81$.

Экспериментальные данные относительно слоев кристаллизации в хвостовой части сварочной ванны при сварке чистого алюминия без присадки для $v_{св}$ = 15 м/ч показаны на рис. 1, *в*, а зависимость параметра h от различных $v_{св}$ – на рис. 3.

Если согласно рис. 3 принять, что скорость $v_{св}$, при которой прерывистость нарушается в хвостовой части сварочной ванны, примерно равна 56 м/ч, то $v_м \approx 2{,}8...3{,}0$ см/с.

Тогда $Aw = 0{,}365v_{св}^2$ при $v_м = 3{,}0$ см/с соответственно

$$h = \frac{0{,}3a}{3(1 + \sqrt{1 - 0{,}365v_{св}^2})^2}. \qquad (7)$$

Подставив различные значения $v_{св}$ в (7), при $a = 0{,}9$ см/с^2 получим следующие расчетные и экспериментальные толщины кристаллизационных слоев в зависимости от скорости сварки:

$v_{св}$, см/с	0,5	0,8	1,0	1,2	1,33	1,5
$h_{расч}$, мм	0,24	0,25	0,286	0,32	0,36	0,46
$h_{эксп}$, мм	0,14	0,20	0,33	0,40	0,50	0,56

Как видим, этот достаточно простой расчет дает вполне хорошее согласование с экспериментом из [6] для хвостовой части сварочной ванны, где градиент G невысок и его вклад в h невелик по сравнению со скоростью охлаждения w.

Для получения соответствующих оценок для зоны сплавления, где высокие градиенты, использован численный алгоритм, суть которого состоит в следующем.

Процесс кристаллизации рассматривался в пространственном интервале $l = 3(T_L - T_S)/G$. Скорость кристаллизации по «мартенситному» механизму значительно превышает скорость кристаллизации по «классическому» механизму, т.е. $v_м >> v_{ср}$, при этом на фронте выделяется скрытая теплота кристаллизации $q_{ск}$.

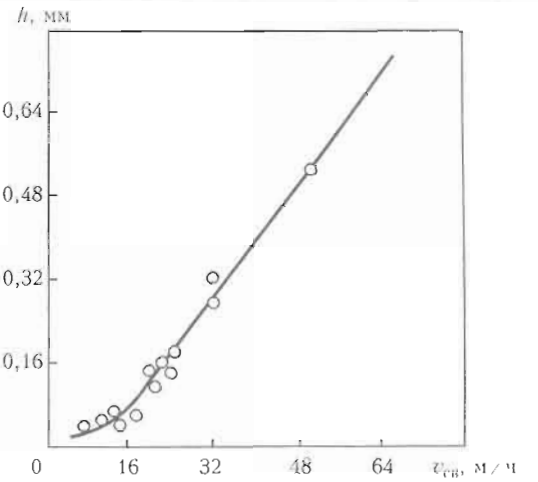


Рис. 3. Влияние скорости сварки на толщину кристаллизационного слоя [6]

Температурное поле в процессе рассматриваемой кристаллизации определяется на отрезке $0 < x < l$ в результате решения следующей задачи:

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right) + Q(x, t) = c\gamma\left(\frac{\partial T}{\partial t} + \theta\right), \qquad (8)$$

где $Q(x, t) = \frac{q_{ск} v_м \gamma}{\Delta x}$ в точке $x = v_м t$, а в остальных точках $Q(x, t) = 0$.

Уравнение (8) решается при таких условиях:

Таблица 1. Теплофизические свойства стали Х18Н10Т и алюминия АМг6 [7–9]

Материал	T_S, °С	T_L, °С	$q_{ск}\gamma \cdot 10^{-6}$, Дж/м^3	λ, Вт/(м·°С)	$c\gamma \cdot 10^{-6}$, Дж/(м^3·°С)	a, м^2/с
Х18Н10Т	1410	1490	2093	1,84	4,6	0,04
АМг6	570	629	879,06	0,28	2,93	0,96

Таблица 2. Параметры прерывистой кристаллизации для стали Х18Н10Т

G, °С/см	$h_{сл}$, см	$\Delta t_{кр}$, с	$\Delta t_{пост}$, с	G, °С/см	$h_{сл}$, см	$\Delta t_{кр}$, с	$\Delta t_{пост}$, с
$v_м = 0{,}5$ см/с				$v_м = 2{,}0$ см/с			
500	0,01	0,02	0,1	500	0,0025	0,00125	0,0284
1000	0,0095	0,0185	0,054	1000	0,0025	0,00125	0,0207
1500	0,01	0,02	0,048	1500	0,0025	0,00125	0,0153
2000	0,01	0,02000	0,03800	2000	0,0025	0,00125	0,01360
2500	0,0095	0,01900	0,0310	2500	0,0025	0,00125	0,0113
3000	0,011	0,0220	0,028	3000	0,0025	0,00125	0,0105
3500	0,0115	0,02300	0,0255	3500	0,0025	0,00125	0,009
4000	0,0115	0,0237	0,0237	4000	0,0025	0,00125	0,0085
$v_м = 1{,}0$ см/с				$v_м = 3{,}0$ см/с			
500	0,005	0,005	0,053	500	0,0015	0,0005	0,0186
1000	0,0045	0,0045	0,0331	1000	0,0015	0,0005	0,0128
1500	0,0050	0,0050	0,028	1500	0,0015	0,0005	0,0102
2000	0,0045	0,0045	0,02150	2000	0,0015	0,0005	0,0087
2500	0,0045	0,0045	0,0185	2500	0,0015	0,0005	0,0075
3000	0,0045	0,0045	0,0165	3000	0,0015	0,0005	0,0068
3500	0,0045	0,0045	0,0158	3500	0,0015	0,0005	0,006
4000	0,0045	0,0045	0,0140	4000	0,0015	0,0005	0,0056

Таблица 3. Параметры прерывистой кристаллизации для АМг6

G, °С/см	$h_{сл}$, см	$\Delta t_{кр}$, с	$\Delta t_{ост}$, с	G, °С/см	$h_{сл}$, см	$\Delta t_{кр}$, с	$\Delta t_{ост}$, с
$v_м$ = 0,5 см/с				$v_м$ = 2,0 см/с			
150	0,4	0,8	0,54	150	0,068	0,034	0,212
250	0,71	1,420	–	250	0,07	0,035	0,16
350	0,51	1,020	–	350	0,07	0,033	0,128
450	0,40	0,80	–	450	0,07	0,035	0,11
500	0,35	0,74	–	500	0,073	0,037	0,107
1000	0,18	0,36	–	1000	0,12	0,06	0,1
1500	0,12	0,24	–	1500	0,1200	0,060	–
2000	0,09	0,18	–	2000	0,090	0,045	–
$v_м$ = 1,0 см/с				$v_м$ = 3,0 см/с			
150	0,15	0,15	0,36	150	0,05	0,017	0,157
250	0,15	0,15	0,26	250	0,05	0,017	0,124
350	0,15	0,15	0,2	350	0,05	0,017	0,099
450	0,28	0,28	0,210	450	0,05	0,017	0,087
500	0,30	0,30	0,066	500	0,05	0,017	0,081
1000	0,18	0,18	–	1000	0,05	0,017	0,05
1500	0,12	0,12	–	1500	0,08	0,027	0,066
2000	0,09	0,09	–	2000	0,08	0,027	0,053

$$t = 0;\ T = T_S + Gx \text{ при } 0 < x < l/3,$$
$$T = T_L \text{ при } l/3 < x < l; \quad (9)$$

$$t > 0;\ T = T_S - \theta t \text{ при } x = 0,$$
$$T = T_L - \theta t \text{ при } x = l. \quad (10)$$

При $t = l/3$ $v_м = t^*$, т.е. процесс кристаллизации слоя заканчивается, если $T\left(\frac{1}{3}, t^*\right) < T_L$, то $t_{ост} = 0$, если $T\left(\frac{1}{3}, t^*\right) > T_L$, то ведем расчет до момента t^{**}, когда $T\left(\frac{1}{3}, t^*\right) = T_L$.

Длительность остановки движения кристаллизационного фронта определяется в виде $\Delta t_{ост} = t^{**} - t^*$.

В статье представлены результаты расчета для зоны сплавления при кристаллизации для стали Х18Н10Т и алюминия АМг6.

Расчет проведен при постоянных теплофизических характеристиках в рассматриваемой области температур (см. табл. 1).

С помощью приведенного алгоритма получены расчетные данные, сведенные в табл. 2 и 3.

Выводы

1. Для описания процесса образования кристаллизационных слоев следует привлекать модель кристаллизации, базирующуюся на «мартенситном» механизме образования твердой фазы, при котором выделение скрытой теплоты кристаллизации $q_{ск}$ способствует остановке кристаллизационного фронта.

2. Разработана математическая модель прерывистой кристаллизации металла сварного шва, которая позволяет расчетным путем оценить параметры прерывистой кристаллизации: $\Delta t_{ост}$, $\Delta t_{кр}$, $h_{сл}$, при заданных G и $v_м$.

3. Апробация модели была проведена для конструкционных материалов (стали Х18Н10Т и алюминиевого сплава АМг6). Полученные результаты с достаточной точностью совпадают с экспериментальными данными.

1. *Дятлов В. И., Абрамов М. А., Шнайдер Б. Н.* Первичная кристаллизация жидкой ванны при сварке металлов малых толщин // Автомат. сварка. – 1967. – № 1. – С. 26–30.
2. *Петров Г. Л.* К вопросу о распределении ликвирующих примесей в закристаллизовавшемся металле сварных швов // Тр. Ленинград. политехн. ин-та им. М. И. Калинина. – 1961. – № 216. – С. 83–101.
3. *Сварка* и свариваемые материалы: В 3-х т. Т.1: Свариваемость материалов / Под ред. Э. Л. Макарова. – М.: Металлургия, 1991. – С. 97–105.
4. *Махненко В. И.* Перспективы развития математического моделирования и информационных технологий в сварке и родственных процессах // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., Кацивели, Крым, Украина. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. – 2002. – С. 3–11.
5. *Прохоров Н. Н.* Физические процессы в металлах при сварке. – М.: Металлургия, 1968. – Т. 1. – 695 с.; – 1976. – Т. 2. – 600 с.
6. *Никифоров Г. Д.* Металлургия сварки плавлением алюминиевых сплавов. – М.: Машиностроение, 1972. – 264 с.
7. *Махненко В. И., Кравцов Т. Г.* Тепловые процессы при механизированной наплавке деталей типа круговых цилиндров. – Киев: Наук. думка, 1976. – 160 с.
8. *Таблицы* физических величин: Справочник / Под ред. И. К. Кикоина. – М.: Атомиздат, 1976. – 1008 с.
9. *Судник В. А.* Прогнозирование качества сварных соединений на основе численных моделей формирования шва при сварке плавлением тонкостенных конструкций: Дис. ... д-ра техн. наук. – Тула, 1991. – 348 с.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПРАВКИ СВАРНЫХ ТОНКОЛИСТОВЫХ КОНСТРУКЦИЙ НА ОСНОВЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

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

На основе математического моделирования проведен анализ эффективности различных форм пятна нагрева при термической правке тонколистовых сварных конструкций с деформациями бухтиноватости. За эффективность термической правки выбрано отношение объема остаточных пластических деформаций усадки в плоскости листа к вложенной энергии нагрева. Показано, что за счет оптимизации формы и других параметров нагрева возможно повысить эффективность термической правки в несколько раз, что связано со значительной экономией энерго- и трудозатрат.

Analysis of the efficiency of different shapes of a heat spot in thermal straightening of thin-sheet welded structures with buckling distortions has been conducted on the basis of mathematical modelling. The ratio of volume of residual plastic shrinkage strains in the sheet plane to heat input has been selected as a criterion of the efficiency of thermal straightening. It is shown that the efficiency of thermal straightening can be increased several times through optimisation of shape and other parameters of heating, which is associated with substantial power and labour savings.

Затраты на термическую правку по отношению к общим затратам на изготовление тонколистовых сварных конструкций могут достигать значительных размеров [1, 2]. Это связано как с большим объемом ручного квалифицированного труда, так и существенными энергозатратами. Надо отметить, что за последнее время уже была сделана попытка сократить затраты на термическую правку за счет автоматизации процесса [3], позволяющей резко уменьшить объем ручного труда. Однако при проведении работ по автоматизации термической правки сварных тонколистовых конструкций с деформациями бухтиноватости (выпучивания) на основе математического моделирования процесса выяснилось, что достичь заметной экономии энергии можно также за счет оптимизации параметров нагрева. В данной статье приведены результаты расчетного исследования, направленного на повышение эффективности термической правки за счет оптимизации параметров нагрева.

Эффективность термической правки. Опыт изготовления сварных тонколистовых конструкций показывает, что потеря устойчивости при напряжениях сжатия, вызванных продольной усадкой сварных швов при приварке ребер жесткости, приводит к образованию такого распространенного вида местных деформаций, как коробление (бухтиноватость, выпучивание) листового металла. Если эти деформации превышают допустимый уровень, то обычно используют термическую правку, которая создает пластические деформации укорочения в плоскости листа, убирающие «лишний» металл.

Уровень остаточных пластических деформаций при термической правке зависит от целого ряда параметров, таких как форма пятна нагрева, мощность источника и время нагрева, свойства материала и толщина листа конструкции, условия охлаждения, максимальные значения и распределение температуры нагрева. За эффективность термической правки (ЭТП) тонколистовых конструкций была выбрана величина отношения объема остаточных пластических деформаций усадки ($v_{ПД}$) в плоскости листа к вложенной энергии нагрева (Q):

$$ЭТП = v_{ПД}/Q, \text{ мм}^3/\text{кДж}. \quad (1)$$

Поскольку при термической правке деформаций выпучивания тонкого листа обшивки определяющей является усадка в плоскости листа, то объем остаточных пластических деформаций усадки может быть представлен как произведение площади остаточных пластических деформаций усадки ($F_{ПД}$) в плоскости листа на толщину листа (δ). Соответственно вложенную энергию нагрева можно определить как произведение мощности источника ($P_И$) на время нагрева ($t_И$):

$$ЭТП = \frac{F_{ПД}\cdot\delta}{P_И t_И}, \text{ мм}^3/\text{кДж}. \quad (2)$$

Традиционно при термической правке тонкостенных конструкций ($\delta \le 5$ мм) используют круглые пятна нагрева, а при больших толщинах — полосы. Считается, что длинные полосы нагрева

© О. В. МАХНЕНКО, 2009

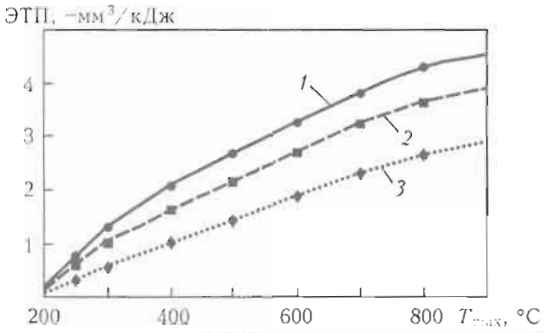


Рис. 1. Зависимость ЭТП круглыми пятнами диаметром 10 мм от максимальной температуры нагрева при разной длительности нагрева пятна до максимальной температуры: $t_н$ = 5 (*1*), 10 (*2*) и 30 (*3*) с

($L \geq 50\delta$) при правке примерно в 4 раза эффективнее, но повышают риск локальной потери устойчивости листа при нагреве [1, 4]. Такие формы нагрева, как нагрев по спирали и нагрев по кольцу, хорошо известны, но мало применяются на практике при термической правке.

Математическая модель. Для исследования ЭТП тонкостенных конструкций с помощью пятен нагрева разной формы использовали двухмерную расчетную модель нагрева пятна в пластине ограниченных размеров с закрепленными или свободными кромками при допущении плоского напряженного состояния. Чтобы исключить влияние кромок, пятна нагрева располагали в пластине на достаточном удалении от них. Задачу термопластичности решали с помощью теории пластического течения Прандтля–Рейсса, ассоциированной условием текучести Мизеса. Температурную и механическую задачи просматривали последовательно по времени от начала нагрева до полного остывания металла. На каждом этапе прослеживания линеаризованную задачу решали с помощью метода конечных элементов. Физическая нелинейность реализовалась итерационным путем [5]. В качестве материала тонколистовой конструкции была выбрана малоуглеродистая сталь (Ст3). При этом расчетная модель учитывала зависимость физико-механических свойств материала от температуры.

Для оценки ЭТП (1), (2) площадь остаточных пластических деформаций в плоскости листа определяли интегрированием соответствующих компонент пластических деформаций по площади листа:

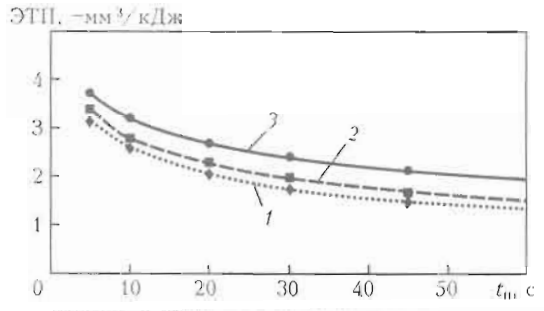


Рис. 2. Зависимость ЭТП от времени нагрева до максимальной температуры 625 °С круглыми пятнами разного диаметра: d = = 6 (*1*), 10 (*2*) и 20 (*3*) мм

$$F_{ПД} = \int_B^A \varepsilon_{xx}\varepsilon_{yy} dx dy \text{ mm}^2. \quad (3)$$

Расчетная модель могла учитывать также процесс локальной потери устойчивости листа металла во время нагрева пятна. Для этого использовали разработанный подход, в котором потеря устойчивости происходит в достаточно большой области, где возникают температурные напряжения сжатия. Для оценки критического состояния, когда происходит потеря устойчивости, использовали приближенный энергетический метод [6, 7], в соответствии с которым риск потери устойчивости в некоторой произвольной области определяется знаком суммы:

$$Э = U + W, \quad (4)$$

где U — потенциальная энергия изгиба; W — работа сварочных напряжений. Если $Э < 0$, риск потери устойчивости достаточно высок. Влияние начального прогиба поверхности листа при оценке критического состояния не учитывали. Все представленные ниже расчетные результаты получены для таких параметров нагрева, которые не должны приводить к локальной потере устойчивости соответствующего по толщине листа металла и допустимы для термической правки.

Круглые пятна нагрева. Расчетные результаты, представленные на рис. 1, подтвердили хорошо известный из практики факт, что ЭТП резко повышается с ростом максимальной температуры нагрева. Однако нагрев выше 650 °С может вызывать в сталях нежелательные структурные изменения и деградацию механических свойств, поэтому нагрев при термической правке сталей обычно ограничивают максимальной температурой 600...650 °С.

Расчетные результаты на рис. 2 показывают, что ЭТП в значительной степени определяется временем нагрева пятна до максимальной температуры, причем, чем меньше продолжительность нагрева, тем выше эффективность. На практике это означает, что для повышения ЭТП хотя и необходим мощный источник нагрева, но он не должен приводить к расплавлению поверхности листа.

Расчетные данные на рис. 2 демонстрируют также, что ЭТП можно повысить путем увеличения диаметра пятна нагрева, но при этом надо учитывать возрастание риска локальной потери устойчивости (выпучивания) с увеличением диаметра пятна нагрева. Поэтому диаметр надо выбирать как максимально возможный для данной толщины листа, но не создающий вероятности локальной потери устойчивости.

На рис. 3 приведены данные из работы [4] о рекомендуемых радиусах нагрева до температуры 600 °С, а также полученные расчетные значения [3] максимальных радиусов пятна нагрева, при которых еще не происходит локальная потеря устойчивости во время нагрева до 600 °С. Расчетные

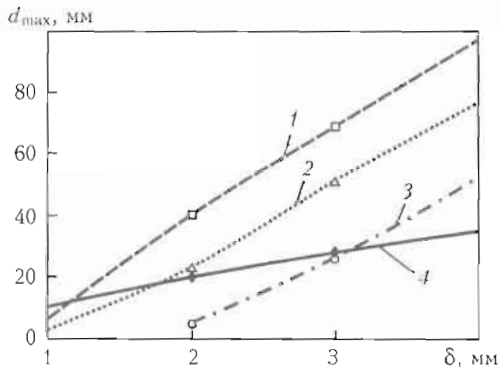


Рис. 3. Зависимость между толщиной стального листа и максимально допустимым диаметром пятна нагрева без риска локальной потери устойчивости при различной продолжительности нагрева до 600 °С: $t_н$ = 10 (*1*), 30 (*2*) и 60 (*3*) с; *4* — экспериментальные данные из [4]

данные хорошо согласуются с экспериментальными при допущении, что на практике чем больше толщина листа металла, тем продолжительнее будет период нагрева пятна до максимальной температуры. Из рисунка видно, что максимальный радиус пятна нагрева увеличивается с утолщением листа и сокращением периода нагрева до максимальной температуры.

Таким образом, за счет сокращения времени нагрева до максимальной температуры и увеличения диаметра круглого пятна нагрева до максимально возможного без риска локальной потери устойчивости ЭТП круглыми пятнами можно повысить в 2 раза по сравнению с ЭТП с параметрами нагрева, обычно используемыми при газопламенном нагреве.

Полосы нагрева. Полосы нагрева при термической правке можно получить стационарным распределенным или движущимся концентрированным источником нагрева. При использовании стационарного распределенного источника нагрев осуществляется по всей длине полосы одновременно. Примером такого источника индукционного нагрева может служить оборудование для тепловой правки судостроительных конструкций норвежской фирмы Thermex. Традиционно используемый нагрев полос газопламенной горелкой выполняется движущимся концентрированным источником.

На рис. 4 представлены расчетные значения зависимости ЭТП от длины полосы нагрева. Эти данные показывают, что, во-первых, ЭТП при использовании движущегося источника нагрева значительно (в 1,5...2 раза) выше, чем в случае применения стационарного. Во-вторых, поскольку расчетные точки при полосе нагрева длиной 10 мм приблизительно соответствуют круглому пятну нагрева, т. к. данные получены для полосы нагрева шириной 10 мм, легко увидеть, что при переходе от круглого пятна к полосе, а также с увеличением ее длины ЭТП значительно возрастает и, начиная от некоторого значения длины, становится постоянной. По абсолютной величине ЭТП длинной полосой приблизительно в 2 раза выше, чем круглым пятном в течение одинакового времени нагрева

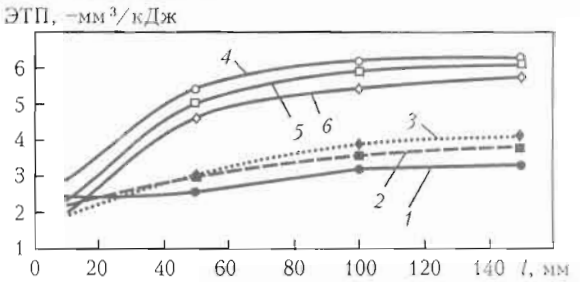


Рис. 4. Зависимость ЭТП от длины полосы нагрева L для распределенного источника при постоянной ширине полосы 10 мм и разной продолжительности нагрева до максимальной температуры 625 °С, а также для разной скорости перемещения движущегося источника: $t_н$ = 10 (*1*), 10 (*2*), 30 (*3*) с; $v_н$ = 5 (*4*), 2,5 (*5*), 1,25 (*6*) мм/с

до максимальной температуры, если используется распределенный источник, и в 3 раза выше при одинаковой мощности нагрева движущегося источника.

Наблюдается еще одно отличие полосы от круглого пятна. При сокращении времени нагрева до максимальной температуры ЭТП круглыми пятнами возрастает, а полосами распределенным источником — снижается. Этим объясняется пересечение линий на рис. 4 при переходе от круглого пятна к полосе нагрева в случае применения распределенного источника. Указанное отличие подтверждают расчетные данные на рис. 5 для нагрева полосами одинаковой длины 100 мм и разной ширины 6, 10 и 20 мм распределенным источником в зависимости от продолжительности нагрева до максимальной температуры. Данные на рис. 5 также показывают, что увеличение ширины полосы нагрева в этом случае не оказывает значительного влияния на ЭТП.

В общем, широко используемый в современной термической правке газопламенный нагрев движущейся горелкой длинных полос является довольно эффективным. Другими словами, параметры нагрева длинных полос достаточно оптимальны для получения максимальных остаточных пластических деформаций усадки. Это подтверждает сложившееся мнение, что применение длинных полос более эффективно для термической правки, чем круглых пятен. Далее, результаты данного расчетного исследования (рис. 6) показывают, что ЭТП с помощью длинных полос нагрева движущимся источником можно увеличивать путем повышения скорости перемещения источника при сохранении

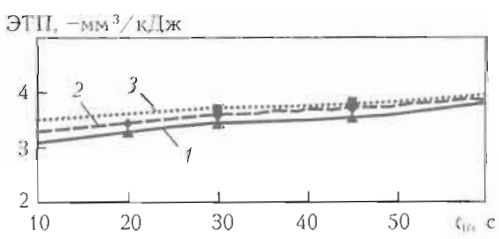


Рис. 5. Зависимость ЭТП от времени нагрева до максимальной температуры 625 °С полос длиной 100 мм и шириной 6 (*1*), 10 (*2*) и 20 (*3*) мм для распределенного источника нагрева

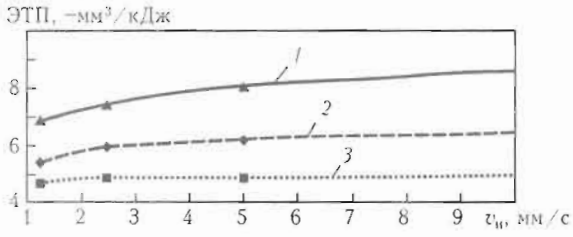


Рис. 6. Зависимость ЭТП от скорости перемещения источника нагрева при максимальной температуре 625 °С для полос длиной 100 мм и шириной 5 (*1*), 10 (*2*) и 20 (*3*) мм

максимального уровня нагрева, т. е. за счет увеличения мощности концентрированного источника.

Известно, что листы металла более склонны к локальной потере устойчивости во время нагрева длинными полосами, а не круглыми пятнами. Получены расчетные данные о максимальной ширине полос нагрева (для неподвижного источника), при которой еще не происходит локальная потеря устойчивости, в зависимости от толщины листа из стали Ст3, времени нагрева до 600 °С и длины полосы (рис. 7). Данные, полученные для листов небольшой толщины (3, 4 и 5 мм), объясняют, почему для таких толщин практически не применяют нагрев полосами неподвижным источником, т. е. одновременный нагрев по всей длине полосы с помощью, к примеру, индукционного нагревателя. Очевидно, что при минимальной ширине полосы (10...20 мм) максимальная длина полос составляет не более 100 мм при реальном времени нагрева 30 и 60 с листов толщиной соответственно 4 и 5 мм.

Обычно при небольшой толщине листа нагрев полосами осуществляют движущимся источником, например, газопламенной горелкой. Для этого случая получены расчетные данные (рис. 8), демонстрирующие зависимость максимальной длины полосы нагрева L при ее заданной ширине b от скорости перемещения источника $v_н$. Видно, что чем больше скорость движения источника, тем выше максимально возможные значения длины полосы

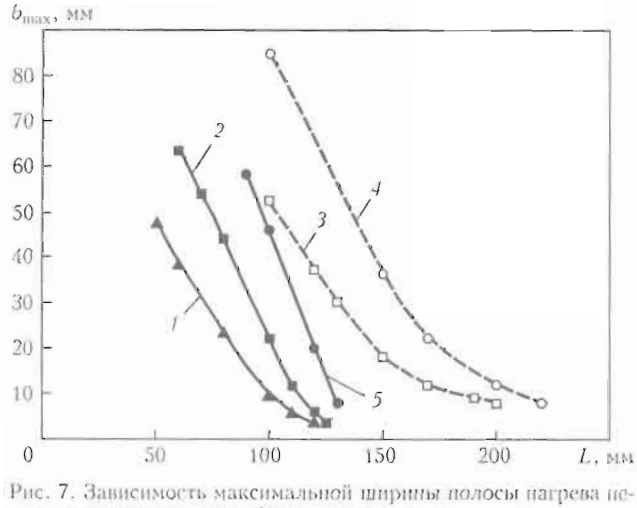


Рис. 7. Зависимость максимальной ширины полосы нагрева неподвижным источником без локальной потери устойчивости от толщины листа h, времени нагрева $t_н$ до 600 °С и длины полосы нагрева L: *1* — h = 3 мм, $t_н$ = 10 с; *2* — h = 4 мм, $t_н$ = 30 с; *3* — h = 4 мм, $t_н$ = 10 с; *4* — h = 5 мм, $t_н$ = 30 с; *5* — h = 5 мм, $t_н$ = 60 с

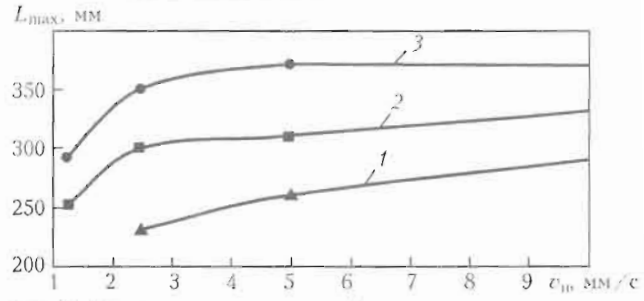


Рис. 8. Зависимость максимальной длины полосы нагрева без локальной потери устойчивости от скорости перемещения источника нагрева: *1* — h = 3 мм, b = 20 мм; *2* — h = 4 мм, b = 30 мм; *3* — h = 5 мм, b = 40 мм

нагрева. Это объясняется снижением погонной энергии по мере повышения скорости источника для достижения заданной максимальной температуры. По сравнению с неподвижным распределенным источником нагрева при применении движущегося источника можно нагреть значительно более длинные полосы без риска потери устойчивости. Так, при толщине металла 3 мм с помощью распределенного источника можно нагреть полосы шириной 20 мм и максимальной длиной 80 мм в течение 10 с до максимальной температуры, а при применении движущегося источника возможно увеличить длину полос до 280 мм при скорости перемещения 10 мм/с. Расчет также показал, что при толщине металла 3 мм и ширине полосы нагрева 10 мм ее длина не ограничена при любой скорости движущегося источника. Аналогичные результаты дал расчет для толщины металла 4 и 5 мм при ширине полосы соответственно 20 и 25 мм. Эти расчетные данные хорошо согласуются с рекомендуемыми значениями ширины нагреваемых полос, при которых обшивка обычно не теряет устойчивость, полученными на основе большого объема экспериментальных работ по безударной правке конструкций на судостроительных заводах [4].

Кольцевой нагрев. Хотя осуществление кольцевого нагрева связано с определенными сложностями на практике, ему присущи высокие показатели эффективности. На рис. 9 представлены расчетные данные об ЭТП для пятен нагрева кольцевой формы с наружным диаметром D = 20 мм в зависимости от ширины кольца и при различном времени нагрева до максимальной температуры распределенным источником. Расчетные точки при внутреннем диаметре кольца нагрева $d_{вн}$ = 0 соответствуют случаю нагрева круглого пятна. Очевидно, что при переходе от круглого пятна к кольцу и дальнейшем уменьшении ширины кольца ЭТП заметно повышается. При этом, как и в случае круглого пятна, сокращение времени нагрева до максимальной температуры способствует значительному повышению ЭТП. Для более детального изучения влияния размеров наружного диаметра кольца нагрева были проведены дополнительные расчетные эксперименты. Результаты на рис. 10 показывают, что увеличение наружного диаметра и уменьшение ширины кольца нагрева позволяет достичь доста-

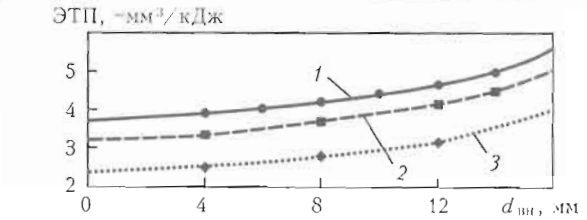


Рис. 9. Зависимость ЭТП для кольцевых пятен нагрева с наружным диаметром 20 мм от ширины кольца $b = (20 - d_{кц})$ при различном времени нагрева до максимальной температуры 625 °С: *1* — 5; *2* — 10; *3* — 30 с

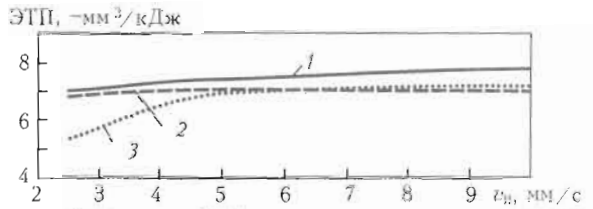


Рис. 11. Зависимость ЭТП от скорости перемещения источника нагрева по кольцу для толщины листа 3 мм, различных соотношений наружного D и внутреннего $d_{кц}$ диаметров кольца и максимальной температуры нагрева 625 °С: *1* — $D/d_{кц} = 30/25$; *2* — 30/20; *3* — 20/15 мм

точно высоких значений ЭТП — приблизительно в 1,5 раза выше максимальных значений для круглого пятна и длинной полосы в случае применения распределенного источника нагрева.

Как и в случае нагрева длинной полосы, при использовании движущегося по кольцу источника нагрева (рис. 11) ЭТП выше, чем при использовании распределенного источника. Особенно повышение эффективности заметно при большой ширине кольца. С уменьшением наружного диаметра кольца и скорости нагрева ЭТП понижается.

Анализ расчетов с точки зрения риска локальной потери устойчивости при нагреве листа металла показал, что значения максимальных наружных радиусов колец нагрева, при которых потери еще не происходят, мало зависят от ширины кольца и соответствуют расчетным значениям максимальных радиусов круглых пятен нагрева (см. рис. 3). Таким образом, кольцевой нагрев является перспективным с учетом возможностей его реализации современными источниками нагрева, например, лазерным пучком.

Спиральный нагрев. На практике при сферической деформации бухтиноватости обшивки специалисты рекомендуют выполнять правку с использованием локального нагрева по спирали [8]. С целью оценки эффективности такого способа термической правки были проведены расчеты для нагрева листа из малоуглеродистой стали Ст3 толщиной 3 мм. Источник, обеспечивающий разную ширину нагрева b = 5 и 10 мм, перемещался со скоростью 2,5; 5 и 10 мм/с по спиральной траектории с разным заданным шагом l = 10 и 30 мм. Максимальная температура нагрева составляла 625 °С. Результаты расчета (рис. 12) демонстрируют высокие значения ЭТП, причем, она возрастает по мере повышения скорости источника нагрева, уменьшения ширины нагрева и увеличения шага спирали. Однако, если количество витков спирали было больше двух-трех, вероятность локальной потери устойчивости становилась достаточно высокой. Было установлено, что риск потери устойчивости можно снизить, повышая скорость перемещения источника и уменьшая шаг спирали. Таким образом, целесообразно выполнять правку бухтиноватости на высокой скорости движения источника. Это одновременно дает возможность повысить эффективность правки и снизить вероятность локальной потери устойчивости листа.

Выводы

Проведенное расчетное исследование ЭТП тонкостенных конструкций с деформациями бухтиноватости с помощью различных по форме пятен нагрева позволило сделать следующие выводы:

1. Путем сокращения продолжительности нагрева до максимальной температуры и увеличения диаметра круглого пятна нагрева до максимально возможного без риска локальной потери устойчивости (выпучивания) металлического листа можно повысить ЭТП круглыми пятнами примерно в 2 раза по сравнению с обычно используемыми параметрами газопламенного нагрева и приблизиться к уровню ЭТП длинными полосами, выполняемой с помощью распределенного источника нагрева.

2. Эффективность термической правки длинными полосами движущимся источником значительно

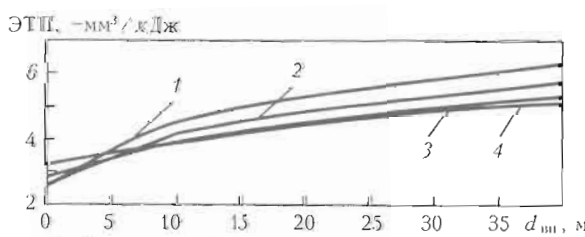


Рис. 10. Зависимость ЭТП для пятен нагрева в форме колец от внутреннего диаметра кольца для разной ширины кольца при времени нагрева 10 с до максимальной температуры 625 °С: *1* — $b = (D - d_{кц})/2 = 2$ мм; *2* — b = 3; *3* — b = 5; *4* — b = 10 мм

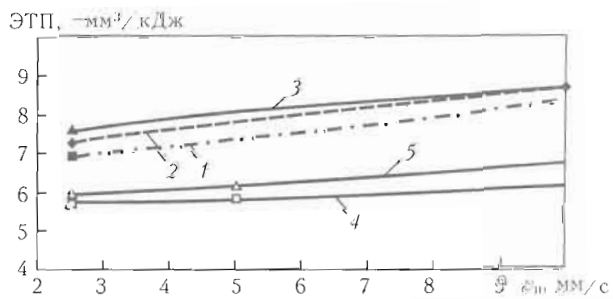


Рис. 12. Зависимость ЭТП от скорости перемещения источника нагрева по спирали для толщины листа 3 мм, разной ширины нагрева b = 5 (*1*–*3*) и 10 (*4*, *5*) мм, шага спирали l = 10 (*1*, *4*), 20 (*2*) и 30 (*3*, *5*) мм и максимальной температуры 625 °С

(в 1,5...2 раза) выше, чем распределенным источником нагрева, поэтому широко используемый в настоящее время газопламенный нагрев можно считать вполне эффективным. Повысить ЭТП в случае применения движущегося источника возможно за счет увеличения скорости его перемещения, т. е. повышения мощности, а также путем уменьшения ширины полосы нагрева. Причем, движущимся источником можно нагреть намного более длинные полосы без риска локальной потери устойчивости. При применении распределенного источника нагрева, напротив, повышение скорости нагрева (сокращение времени нагрева полосы до максимальной температуры) и уменьшение ширины полосы приводит к снижению ЭТП.

3. При нагреве пятна в форме кольца за счет уменьшения его ширины и увеличения наружного диаметра возможно получить высокие значения ЭТП как с помощью распределенного, так и движущегося источника нагрева. При этом ЭТП кольцевым нагревом находится на уровне эффективности правки длинными полосами в случае применения движущегося источника нагрева.

4. При сферической форме бухтиноватости обшивки правку удобно осуществлять локальным нагревом по спирали, который обеспечивает высокую эффективность. Причем, она возрастает с повышением скорости перемещения источника, уменьшением ширины нагрева и увеличением шага спирали.

5. Путем оптимизации параметров нагрева можно значительно повысить ЭТП и, тем самым, намного сократить энерго- и трудозатраты. Использование круглого пятна, кольцевого и спирального нагрева, а также длинной полосы нагрева движущимся источником является весьма перспективным для повышения ЭТП с учетом выполнения нагрева современными, более мощными, концентрированными источниками, например, лазерным или плазменным.

1. *Михайлов В. С.* Правка судовых сварных корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1972. — 253 с.
2. *Matsui S.* Prevention of welding deformations in thin-skin welded structures // J. Light Metal Welding & Construction. — 1982. — 20, N 1. — P. 3–11.
3. *Автоматизированная* термическая правка сварных тонколистовых конструкций / Б. Е. Патон, Л. М. Лобанов, Г. А. Цыбулькин, О. В. Махненко и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 7. — С. 3–8.
4. *Кульминов С. А.* Сварочные деформации судовых корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1974. — 286 с.
5. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
6. *Вольмир А. С.* Устойчивость деформируемых систем. — М.: Наука, 1967. — С. 984.
7. *Оценка* напряженного состояния стенки рулонированных вертикальных цилиндрических резервуаров при вварении листов-вставок / В. И. Махненко, А. Ю. Барвинко, Ю. П. Барвинко, П. Циарковски // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 3–9.
8. *Зайкин В. М.* Расчет режимов тепловой безударной правки сварных конструкций из алюминиево-магниевых сплавов // Там же. — 1984. — № 6. — С. 62–66.

РАЗРАБОТКА РАЦИОНАЛЬНОЙ КОНСТРУКЦИИ СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ БАЛОК ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КОНЕЧНОЭЛЕМЕНТНОГО АНАЛИЗА

А. Е. НЕЖИВЛЯК
(Сибирское Отделение ВНИИ железнодорожного транспорта, г. Иркутск, РФ)
М. В. ГРЕЧНЕВА, А. Е. БАЛАНОВСКИЙ
(Иркутский гос. техн. ун-т, РФ)
Ю. Н. АКСЕНОВ
(Московский гос. ун-т путей сообщения, РФ)

Одной из проблем эксплуатации 8-осных цистерн на сети железных дорог является низкая надежность 4-осных колесных тележек, обусловленная недостаточными эксплуатационными характеристиками одного из основных несущих узлов конструкции – соединительной балки, которая часто выходит из строя из-за появления трещин и изменения геометрических параметров всех опорных поверхностей конструкции. На основе конечноэлементного анализа напряженно-деформированного состояния при различных схемах нагружения выявлены зоны, имеющие максимальный уровень напряжений. Разработаны предложения по усовершенствованию конструкции для увеличения прочности наиболее повреждаемых узлов: полное спрямление сварного шва, соединяющего нижний лист с пятником, ввод усиливающих накладок и дополнительного ребра жесткости в центральную часть конструкции.

One of the problems of operation of 8-axle tank wagons in a railway network is a low reliability of 4-axle wheel trucks, which is caused by insufficient service characteristics of one of the main load-bearing elements of a structure, i.e. span bolster, which often fails because of cracks and changes in geometry parameters of all bearing surfaces of the structure. Zones with a maximal level of stresses have been revealed on the basis of finite elements analysis of the stress-strain state under different types of loading. Proposals for improvement of the structure to increase strength of the weakest assemblies have been worked out: full straightening of the weld connecting the lower plate with a pivot, and application of strengthening cover plates and extra stiffener in the central part of the structure.

С момента создания в вагоностроении 8-осных цистерн в 1964 г. на ПО «ЖДАНОВТЯЖМАШ» одним из наиболее сложных и трудоемких в изготовлении узлов является соединительная балка (СБ) 4-осных тележек. Ее конструкция постоянно дорабатывалась в целях повышения статической и усталостной прочности. В процессе совершенствования 8-осных вагонов было предложено и реализовано множество конструктивно и технологически различающихся вариантов СБ.

СБ является одним из основных несущих узлов 8-осных вагонов. Тем не менее, значительная геометрическая сложность конструкции, стесненные габариты, высокая металлоемкость, выполнение расчетов и натурных испытаний без учета всех основных схем нагружения на балку в течение длительного времени эксплуатации 8-осных цистерн и полувагонов фактически предопределили крайне медленное усовершенствование этого сварного узла и огромный объем работ по его изучению. Специфическая форма конструкции СБ 4-осных тележек обусловлена большими вертикальными и горизонтальными нагрузками, а также стесненными габаритами размещения балки, которые даже при незначительном изменении ее геометрических параметров приводят к нежелательному контакту с различными близлежащими элементами вагона. Конструкция балки с большим количеством контактирующих элементов, воспринимающих нагрузку и имеющих четкую функциональную связь, ведет к тому, что отклонение параметров в любой паре сопряжений неизбежно влияет на работоспособность и нагруженность всей конструкции. В процессе эксплуатации происходит выход ее из строя из-за появления трещин и изменения геометрических параметров всех опорных поверхностей конструкции. Уточненному расчету этого сложного сварного узла в целом и отдельных его элементов посвящен большой объем научно-исследовательских работ, например, [1–4].

Выход из строя СБ может происходить по разным причинам, но следует особо выделить две зоны наиболее вероятного зарождения и развития трещин. Первая – это зона крайних пятников в верхней и нижней плоскостях СБ; вторая находится в ее центральной части.

По результатам многочисленных натурных исследований, направленных на снижение уровня напряжений в наиболее повреждаемых зонах, в конструкцию балки модификации СБ-400 были внесены следующие изменения:

- полностью спрямлен сварной шов, соединяющий нижний лист с пятником для снижения напряжений в наиболее повреждаемой части СБ;

© А. Е. НЕЖИВЛЯК, М. В. ГРЕЧНЕВА, А. Е. БАЛАНОВСКИЙ, Ю. Н. АКСЕНОВ, 2004

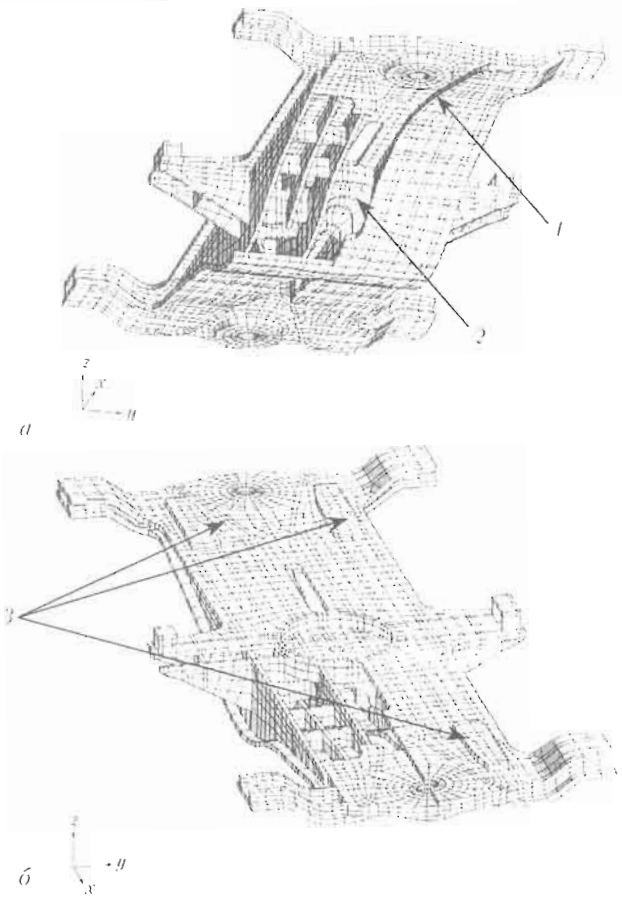


Рис. 1. Фрагмент конечноэлементной модели рекомендуемого варианта соединительной балки: *а* — вид снизу; *б* — вид сверху; *1* — полное спрямление сварного шва; *2* — изменения, введенные в центральную часть конструкции; *3* — усиливающие накладки

• в центральную часть конструкции введено дополнительное ребро жесткости для снижения максимальных напряжений в подпятнике при поперечной перевалке;

• введены усиливающие накладки в зоне перегиба нижнего листа над надрессорной балкой для дополнительного снижения напряжений в этой зоне.

Ранее подобное техническое решение не рассматривалось, что связано с крайне ограниченными допусками на габариты балки. Действительно, с одной стороны, в кривой наименьшего радиуса СБ поворачивается относительно оси вагона на 7°, т. е. хребтовая балка доходит практически до начала подкрылков крайних скользунов. С другой стороны, зазор δ = 60 мм между хребтовой балкой и верхним листом СБ необходим, исходя из взаимного положения названных элементов при роспуске с сортировочных горок. Несмотря на это, как известно, на практике в кривых малого радиуса отсутствуют уклоны пути, приближенные к условиям сортировочных горок. В связи с этим, учитывая реальные параметры пути, в конечноэлементную модель (КЭМ) введены накладки, имеющие следующие габарита: L = 500 мм, b = 130 мм, h = 30 мм.

Для проведения сравнительного анализа разработаны КЭМ СБ-400 и предлагаемого нами варианта СБ. В отличие от ранее использовавшихся моделей в КЭМ, разработанных для исследования напряженно-деформированного состояния (НДС), вся конструкция описывается объемными 20-узловыми конечными элементами. Необходимость использования 20-, а не 8-узловых объемных КЭ вызвана тем, что значительную долю в напряженное состояние различных элементов балки вносят напряжения изгиба. В связи с этим аппроксимация квадратичными, а не линейными КЭ позволяет намного точнее рассчитать НДС конструкции. В разработанных моделях по плоскости сопряжения пятников с верхним и нижним листами используются матрицы связи нулевой длины, обеспечивающие возможность взаимного перемещения листов в зонах, где отсутствуют электрозаклепки. Аналогичные матрицы связи используются и по плоскости сопряжения верхнего листа с подпятником, а также в зоне верхней части центрального ребра подкрылка крайнего скользуна и в зоне перегиба нижнего листа над осью колесной пары по плоскости его сопряжения с усиливающей накладкой. В зонах расположения электрозаклепок используются матрицы связи, имеющие три степени свободы в узле и обеспечивающие кинематическую неподвижность сопрягаемых узлов верхнего и нижнего листов с пятником. Фрагменты вновь разработанной контрольной КЭМ представлены на рис. 1.

Расчеты НДС СБ выполнены методом конечных элементов, реализованным в программном пакете NASTRAN. Смоделированы практически все основные и вспомогательные элементы СБ. В модель также включены сварные швы, соединяющие крайние пятники с верхним и нижним листами. Общее количество 20-узловых КЭ в модели СБ-400 составляет 5356, количество узлов — 32532 (3 степени свободы в узле).

Для задания граничных условий при всех расчетных режимах нагружения применена система взаимно уравновешенных сил. Закрепления использовали только для исключения линейного и углового перемещения КЭМ как единого целого. При моделировании всех схем нагружения суммарная вертикальная нагрузка принималась равной 1140 кН.

Расчеты рекомендуемого варианта конструкции проводили при поперечной перевалке без завала и с завалом на скользуны, а также при продольной перевалке с опорой на внешние стороны пятников. При моделировании поперечной перевалки без завала и с завалом на скользуны вертикальная нагрузка на подпятник и крайние пятники была распределена по их рабочей поверхности по квадратичному закону вдоль поперечной оси СБ. К скользунам приложена равномерно распределенная нагрузка. Суммарная величина нагрузки на центральный скользун равна 160 кН, на крайние пятники и скользуны — из условия взаимного уравновешивания сил.

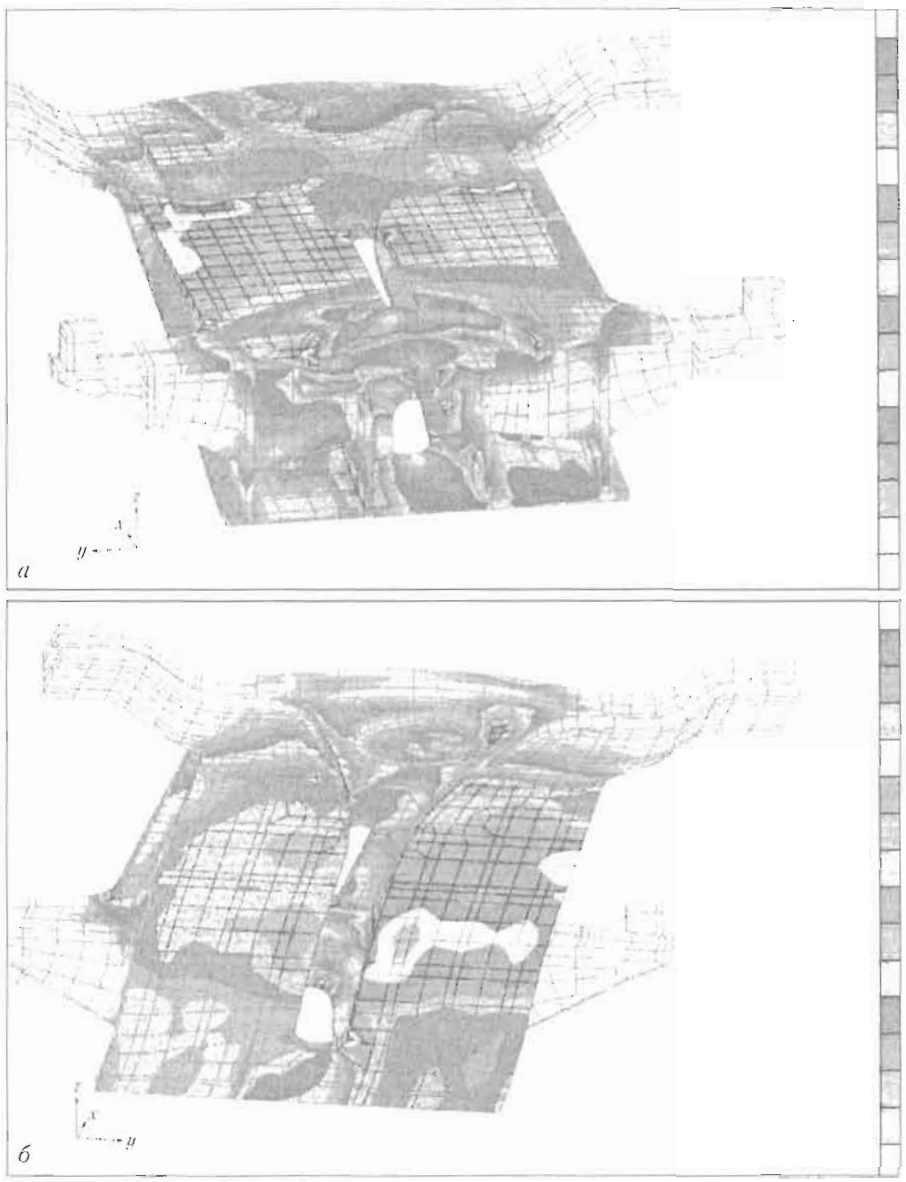


Рис. 2. Интенсивность напряжений σ_i с верхней (*а*) и нижней (*б*) стороны рекомендуемого варианта соединительной балки при поперечной перевалке

При моделировании продольной перевалки вертикальная нагрузка на подпятник и крайние пятники распределяется по их рабочей поверхности по квадратичному закону вдоль продольной оси СБ. Моделировали один из наиболее жестких режимов, когда максимальная интенсивность нагрузки на пятники смещена к внешним краям балки. Результаты расчетов рекомендуемого варианта СБ при воздействии продольно-поперечной перевалки представлены на рис. 2–4.

Изменения интенсивности напряжений σ_i в рекомендуемом варианте конструкции СБ при поперечной перевалке представлены на рис. 2. По сравнению с СБ-400 напряжения в целом изменились незначительно. Вместе с тем, за счет изменения геометрии сварного шва, соединяющего нижний лист с пятником, максимальные напряжения в нем снижены на 20 %, а за счет введения усиливающих накладок в зоне перегиба нижнего листа над надрессорной балкой они уменьшены от $\sigma_i \le 193$ до $\sigma_i \le 159$ МПа, т. е. на 21 %.

Для случая воздействия поперечной перевалки наибольший интерес представляет напряженное состояние с нижней стороны крайних пятников. Характерной областью зарождения эксплуатационных трещин тут является сварной шов, соединяющий пятник с нижним листом. Изменения, внесенные в конструкцию СБ, позволили снизить напряжения в данной зоне до уровня, гарантирующего безотказную работоспособность конструкции. За счет полного спрямления сварного шва в рекомендуемом варианте конструкции СБ интенсивность напряжений дополнительно уменьшена от $\sigma_i \le 157...174$ до $\sigma_i \le 125...149$ МПа, т. е. на 17...26 %.

На рис. 3 представлено распределение интенсивности напряжений в рекомендуемом варианте конструкции СБ при поперечной перевалке с завалом на скользуны. Как и при поперечной пере-

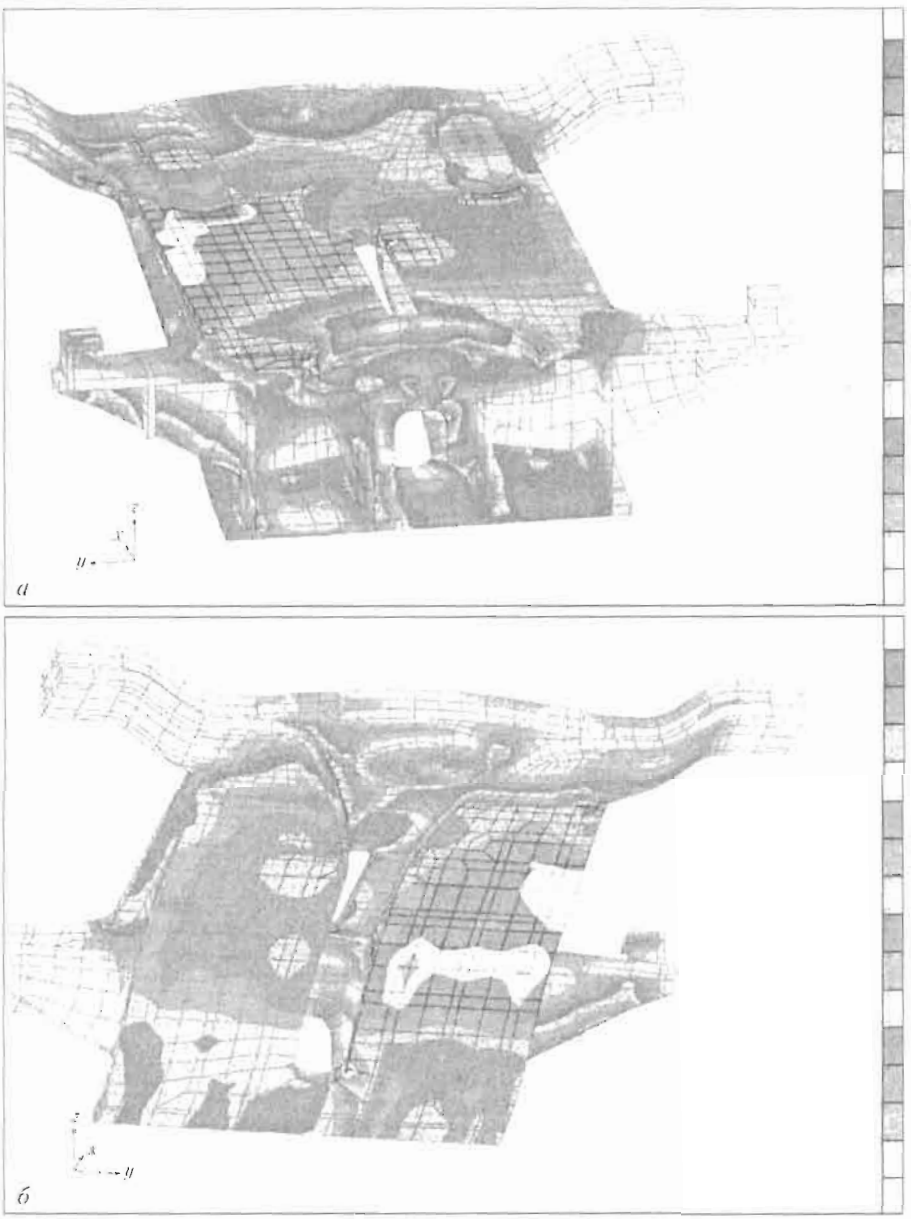


Рис. 3. Интенсивность напряжений σ_i с верхней (*а*) и нижней (*б*) стороны рекомендуемого варианта соединительной балки при поперечной перевалке с завалом на скользуны

валке без завала на скользуны, максимальный уровень напряжений создается в узких локальных зонах, не оказывающих принципиального влияния на эксплуатационную надежность конструкции. Как с верхней, так и с нижней стороны балки максимальные напряжения возникают в основном в тех же зонах, что и при поперечной перевалке без завала на скользуны. Тут уровень максимальных напряжений изменился незначительно, а вот в зоне перегиба над надрессорной балкой, где максимальная интенсивность напряжений по нижнему листу уменьшилась от $\sigma_i \le 224...243$ до $\sigma_i \le 171...205$ МПа, т. е. на 18...30 %, произошли существенные изменения. Анализ напряженного состояния усиливающих накладок показал, что на них приходится значительная доля нагрузки в зоне перегиба над надрессорной балкой.

Общая схема распределения интенсивности напряжений σ_i в рекомендуемом варианте конструкции СБ при режиме нагружения, соответствующем продольной перевалке с опорой на внешние края пятника, представлена на рис. 4. Наиболее высокий уровень интенсивности напряжений приходится на область превалирующих сжимающих напряжений в зоне сопряжения усиливающей накладки с верхним листом с внутренней стороны балки, в зоне крайних пятников — на зону сварного шва, соединяющего нижний лист с пятником. Сопоставление с СБ-400 показывает, что уровень максимальных напряжений в сварном шве уменьшен на 38 %. Значительно больший положительный эффект в данной зоне при рассматриваемом режиме нагружения обеспечен как введением усиливающих накладок, так и путем спрямления шва. Наличие усиливающих накладок существенно повысило жесткость конструкции в зоне перегиба нижнего листа над осью колесной пары, и соответственно максимальный уровень напряжений в зоне указан-

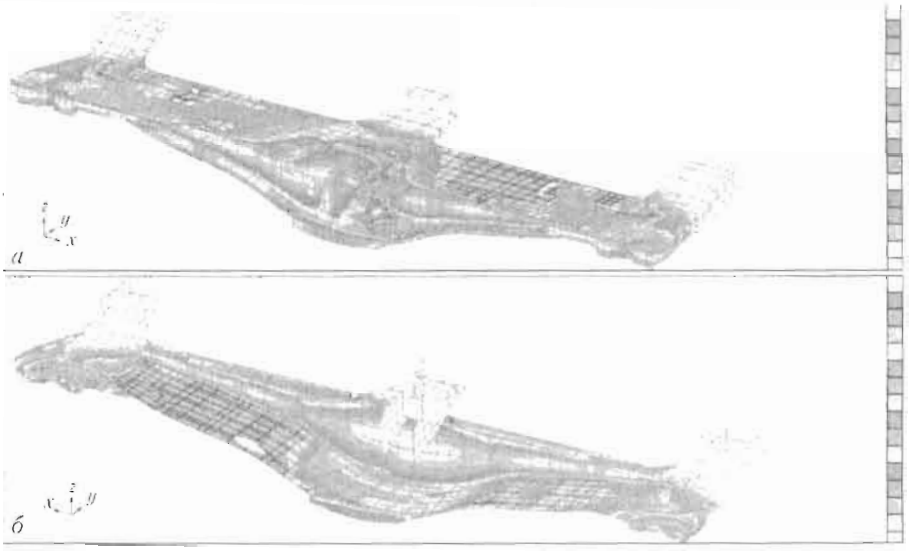


Рис. 4. Интенсивность напряжений σ_i с верхней (*а*) и нижней (*б*) стороны рекомендуемого варианта соединительной балки при продольной перевалке с опорой на внешние стороны крайних пятников

ного сопряжения был снижен до $\sigma_i \le 133...152$ МПа, $\sigma_x \le 140$ МПа, т. е. почти в 2 раза.

Результаты

Полное спрямление сварного шва, соединяющего нижний лист с пятником, обеспечивает значительное дополнительное снижение уровня напряжений в шве: при поперечной перевалке на 17...26 %, при продольной — на 38 %.

Ввод усиливающих накладок позволил уменьшить уровень максимальных напряжений при всех расчетных режимах: в зоне сопряжения подкрылка крайнего скользуна с нижним листом с внутренней стороны СБ на 20...30 %, с внутренней стороны СБ — в 2 раза, в зоне перегиба над надрессорной балкой — на 20...30 %.

За счет ввода дополнительного ребра жесткости в центральную часть конструкции была снижена на 13...21 % максимальная интенсивность напряжений в верхней части бурта подпятника, а также на 7...22 % в зоне сопряжения нижней части поперечных диафрагм с продольными ребрами и с нижней стороны подпятника.

Таким образом, применение стандартных подходов к оценке прочности недостаточно и в отдельных случаях может привести к неверным результатам. Для корректной оценки работоспособности геометрически сложных конструкций следует использовать расчет максимальных амплитуд напряжений.

1. *Аксенов Ю. Н., Фаерштейн Ю. О.* Анализ НДС и эксплуатационной надежности сварных соединений соединительной балки четырехосной тележки // Труды МИИТ. — 1986. — Вып. 783. — С. 71–77.
2. *Киселев С. Н., Аксенов Ю. Н., Смирнов В. Ю.* Влияние продольно-поперечной перевалки на усиленную конструкцию соединительной балки четырехосных тележек с увеличенной расчетной нагрузкой на ось: Деп. рук. № 3825 ж/д–86. — М.: ЦНИИТЭИ МПС, 1986. — 32 с.
3. *Киселев С. Н., Аксенов Ю. Н., Воронин Н. Н.* Применение математических методов и ЭВМ при анализе и оценке эксплуатационной прочности сварных конструкций // Информ. матер. СЭВ. — 1989. — Вып. 1, № 35. — С. 25–31.
4. *Конечноэлементный* анализ кинетики температурных полей и деформаций при термообработке соединительной балки / А. Е. Неживляк, Ю. Н. Аксенов, М. В. Гречнева, В. Н. Матханов // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2002. — С. 140–143.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВИБРОРАЗОГРЕВА АРМИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНОК ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ С НОРМАЛЬНЫМ ВВОДОМ КОЛЕБАНИЙ

Н. П. НЕСТЕРЕНКО
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),
И. К. СЕНЧЕНКОВ
(Ин-т механики им. С. П. Тимошенко НАН Украины, г. Киев)

В рамках связанной задачи термовязкоупругости проведено численное моделирование ультразвукового разогрева волокнистых и слоистых металлопластиковых изделий, изучено влияние армирования и контактных условий на кинетику виброразогрева композитов и параметры режима их ультразвуковой сварки.

Numerical modelling of ultrasonic heating of fibre-reinforced and layered metal-base laminate items has been performed within the framework of the coupled thermal-viscous elasticity problem. The effect of reinforcement and contact conditions on kinetics of vibration heating of composite materials and their ultrasonic welding parameters has been studied.

Широкое распространение волокнистых и слоистых композитов на полимерной основе стимулирует разработку ультразвуковой сварки (УЗС), основанной на использовании диссипированной в тепло энергии ультразвуковых колебаний, возбуждаемых в свариваемых деталях. Однако структурная неоднородность композитов в условиях интенсивного ультразвукового воздействия порождает ряд специфических эффектов (разрушение волокна, термодеструкцию матрицы и т.п.), которые трудно поддаются экспериментальному изучению ввиду чисто технических трудностей, возникающих при измерении температурных и деформационных полей в зоне сварки [1]. Поэтому закономерности виброразогрева структурнонеоднородных вязкоупругих полимеров практически не исследованы.

Одним из возможных путей изучения термомеханических процессов, реализующихся в зоне соединения при УЗС волокнистых и слоистых композитов на полимерной основе, является математическое моделирование.

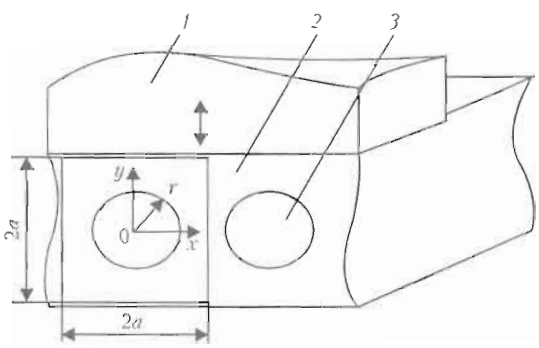


Рис. 1. Схема ввода ультразвуковых колебаний: *1* – волновод; *2* – полимерная матрица; *3* – волокно

© Н. П. НЕСТЕРЕНКО, И. К. СЕНЧЕНКОВ, 2004

Особенностью процесса УЗС и его моделирования является то, что напряженно-деформированное состояние материала и температурное поле в зоне сварки являются взаимосвязанными и не могут быть определены независимо друг от друга. Поэтому в настоящей работе закономерности термомеханического поведения однонаправленного волокнистого и слоистого композитов при УЗС с нормальным вводом колебаний изучаются в рамках связанной задачи термомеханики для линейно вязкоупругих материалов [2].

Постановка задачи для однонаправленного волокнистого композита. Рассмотрим плоское деформированное состояние и виброразогрев вязкоупругой призмы квадратного сечения $|x| \le a$, $|y| \le a$ с цилиндрической вставкой радиусом r (рис. 1).

Постановка задачи включает уравнения колебаний и теплопроводности

$$\operatorname{div} \tilde{\sigma} + \rho\omega^2 \tilde{u} = 0, \qquad (1)$$

$$c\dot{\theta} = \operatorname{div}(k \operatorname{grad} \theta) + \overline{D'}, \qquad (2)$$

определяющие уравнения

$$\tilde{s} = 2\tilde{G}\tilde{e}, \quad \tilde{\sigma}_{kk} = 3\tilde{K}\tilde{\varepsilon}_{kk}, \quad \overline{D'} = \beta \frac{\omega}{2} \operatorname{Im}(\tilde{\sigma}:\tilde{\varepsilon}^*),$$

а также начальные (для температуры) и граничные условия на гранях

$$\theta = \theta_0 \text{ при } t = 0; \ \operatorname{grad} \theta \vec{n} = 0. \qquad (3)$$

Здесь θ, $\overline{D'}$ – осредненные за период колебаний температура и скорость диссипации; $\tilde{s}$, $\tilde{e}$ – девиаторы тензоров напряжений $\tilde{\sigma}$ и деформаций $\tilde{\varepsilon}$; $\tilde{(\cdot)} = (\cdot)' + i(\cdot)''$ – комплексная амплитуда; $\tilde{(\cdot)}^*$ – комплексно-сопряженная величина; $A:B$ – свертка тензоров A и B.

Предполагается, что сдвиговой и объемный модули $\tilde{G}$ и $\tilde{K}$ являются функциями частоты ω и температуры, а плотность ρ, коэффициенты теплопроводности k и теплоемкости c — функциями температуры.

Призматическая ячейка подвергается гармоническому кинематическому растяжению-сжатию в плоскости xOy и предполагается теплоизолированной

$$\tilde{u}_y = \pm u_0, \quad \tilde{\sigma}_{xy} = 0, \quad y = \pm a,$$
$$\tilde{\sigma}_{xx} = 0, \quad \tilde{\sigma}_{xy} = 0, \quad x = \pm a,$$

где u_0 — амплитуда возбуждения.

В качестве материала матрицы взят полиэтилен. Для волокон рассмотрены материалы, моделирующие мягкие (H) и жесткие (R) волокна.

Жесткое волокно предполагалось упругим со следующими свойствами: $E = 10^{13}$ МПа, $\nu = 0{,}49$, $k = 1$ Вт/(м·°С), $c = 0{,}7 \cdot 10^3$ Дж/(м^3·°С), $\rho = 2{,}5 \cdot 10^3$ кг/м^3.

Мягкая нить моделировалась «пустым» материалом со свойствами воздуха $k = 2{,}68 \cdot 10^{-2}$ Вт/(м·°С), $k/c = 2{,}17 \cdot 10^5$ м^2·с, $E = 1$ МПа, $\nu = 0$, $\rho = 1{,}2$ кг/м^3.

Принятая конфигурация отвечает примерно 20 % объемной доли волокон.

Постановка задачи для слоистых композитов. Рассмотрим слоистый призматический элемент $|x| \le c$, $0 < y < 2b$, армированный медной фольгой (рис. 2). Элемент располагается на жестком гладком основании. На часть верхней грани $y = 2b$, $|x| \le a$ действует волновод с гладким торцом, вибрирующий с амплитудой u_0. На всех поверхностях контакта поддерживается постоянная температура θ_c. Остальная поверхность элемента свободна от нагрузки и находится в условиях конвективного теплообмена с окружающей средой. Соответствующие граничные условия имеют вид

$$\tilde{u}_y = 0, \ \tilde{\sigma}_{xy} = 0, \ \theta = \theta_0, \ |x| \le c, \ y = 0, \qquad (4)$$

$$\tilde{u}_y = u_0, \ \tilde{\sigma}_{xy} = 0, \ \theta = \theta_0, \ |x| \le a, \ y = 2b, \qquad (5)$$

$$\tilde{\sigma}_{xx} = 0, \ \tilde{\sigma}_{xy} = 0, \ -k\frac{\partial\theta}{\partial y} = \alpha(\theta - \theta_c), \ |x| > a, \ y = 2b, \qquad (6)$$

$$\tilde{\sigma}_{xx} = 0, \ \tilde{\sigma}_{xy} = 0, \ -k\frac{\partial\theta}{\partial x} = \alpha(\theta - \theta_c), \ |x| = c, \ |y| \le 2b. \qquad (7)$$

Описание результатов численных исследований. Расчеты проводили с помощью метода конечных элементов [3]. Уравнение теплопроводности интегрировали по времени с помощью явной схемы. Через определенное количество шагов решали задачу механики и обновляли распределение диссипативной функции. При этом использовали значения физико-механических величин, отвечающих температурному состоянию. Параметры рассматриваемых призм, условия нагружения и теплообмена были следующими: $a = 10^{-3}$ м, $r = 0{,}5 \cdot 10^{-3}$ м, $f = \omega/2\pi = 20$ кГц, $u_0 = 1{,}4 \cdot 10^{-6}$ м, $\theta_0 = 20$ °С, $c = 3 \cdot 10^{-2}$ м, $b = 2 \cdot 10^{-3}$ м, $\alpha = 10$ Вт/(м^2·°С), $\beta = 0{,}41$.

Сопоставление временных зависимостей максимальных и усредненных по объему ячейки температур разогрева для мягкого и жесткого волокон приведено на рис. 3. Далее для краткости первую задачу будем называть задачей H, а вторую — задачей R. Очевидно, что общий уровень разогрева в задаче R выше, поскольку жесткое волокно увеличивает эффективную жесткость ячейки. Поэтому при заданном перемещении происходит более интенсивная закачка энергии в тело.

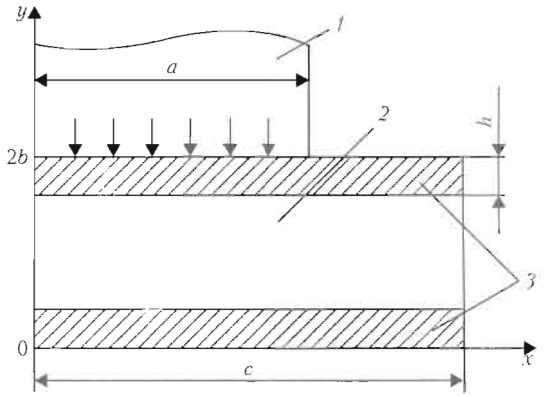


Рис. 2. Схема циклического нагружения слоистого композита: *1* — волновод; *2* — полиэтилен; *3* — медная фольга

Максимальная разность $\Delta\theta = \max_V \theta - \langle\theta\rangle_V$, где $\langle\theta\rangle_V = \frac{1}{V}\int_V \theta(\vec{x}, t)dv$, реализуется в области резкого повышения температуры и достигает в обоих случаях −30 °С. В задаче R при $t > 2$ с наблюдается тенденция к выравниванию температуры по объему, тогда как в задаче H она выражена слабее.

Температура не будет успевать выравниваться по объему ячейки при использовании быстрых процессов нагрева, т.е. при интенсивном нагружении, а также при больших размерах ячейки и низкой температуропроводности материала матрицы. При этих условиях реализуется почти адиабатический

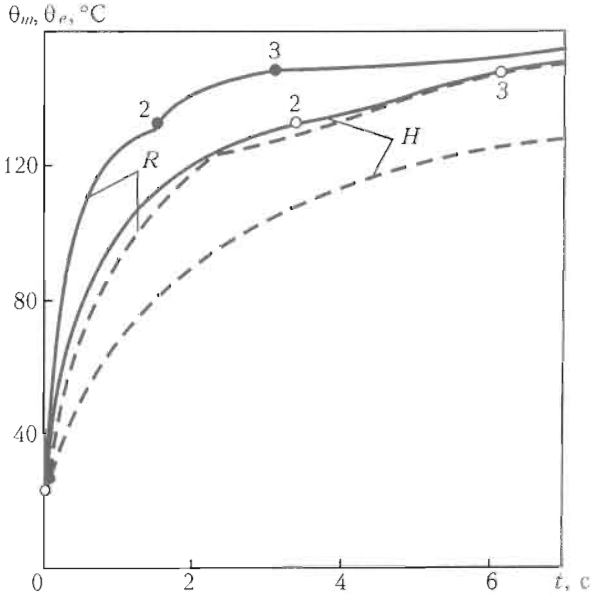


Рис. 3. Временные зависимости для максимальных θ_m (сплошные кривые) и усредненных θ_e (штриховые) по объему температур для жесткого (R) и мягкого (H) волокон; кружочки и цифры — характерные моменты времени, в которых анализируется эволюция термомеханического состояния

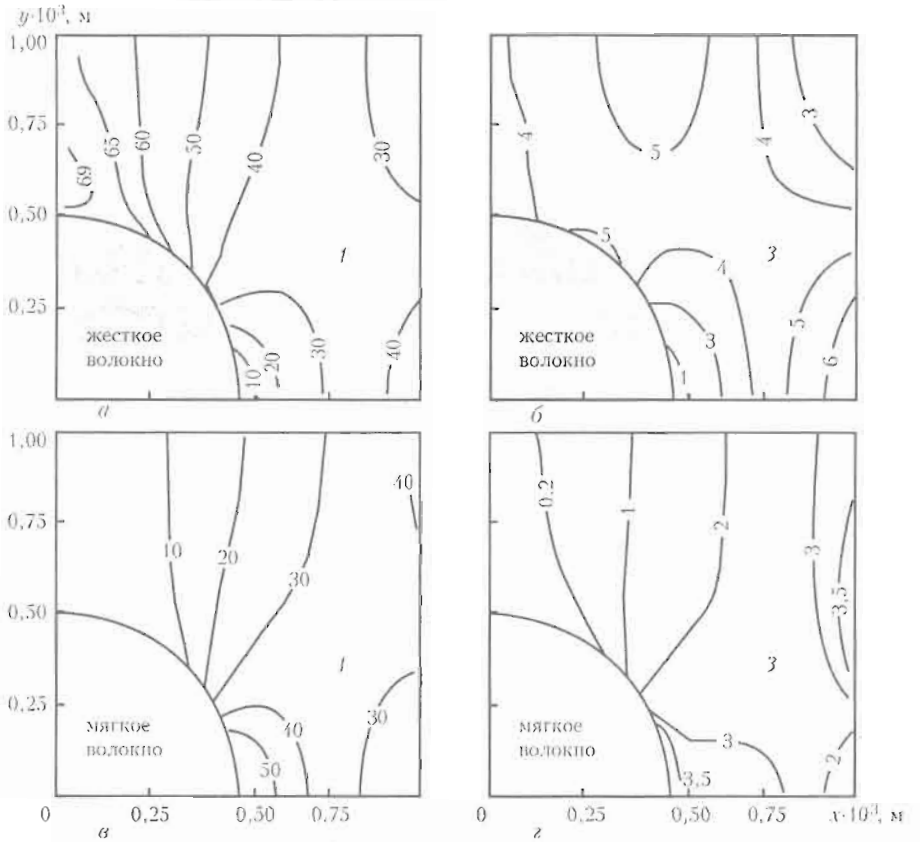


Рис. 4. Распределение нормального напряжения $|\tilde{\sigma}_{yy}|$ (МПа) в различные моменты времени для жесткого (*а*, *б*) и мягкого (*в*, *г*) волокон

режим, для которого, как легко показать, $\Delta\theta \approx \approx \Delta D t / \bar{c}$, где $\bar{c}$ — некоторое значение теплоемкости в рассматриваемом температурном интервале.

Эволюция напряжения $|\tilde{\sigma}_{yy}|$ для обеих задач показана на рис. 4. В начальный момент времени (точка *1*) концентрация напряжений наблюдается в области над волокном. Это обусловлено тем, что деформация ε_{yy} матрицы над жестким волокном в области $|x| < r$, $a - r \le |y| \le a$ существенно выше, чем в остальной области в связи с меньшей базой деформирования при заданном перемещении u_0.

В задаче *H* повышенные напряжения имеют место сбоку от волокна в окрестности точки $x = r$, $y = 0$.

В процессе виброразогрева общий уровень напряжений снижается. При этом область их максимальных значений в задаче *R* смещается в правый нижний угол ячейки $x/a \approx 1$, $a \approx 0$, а в задаче *H* область остается на том же месте.

Аналогичные, но более контрастные распределения имеют и диссипативные функции. На рис. 5 показаны изотермы температурного поля виброразогрева для обеих задач. Видно, что в массиве композита с жесткими волокнами зоны максимального разогрева и расплава возникают в элементах матрицы, равноотстоящих от волокон в вертикальных рядах, и развиваются в направлении волокон. При $t = t_3 = 6{,}2$ с область расплава достигает волокон.

В композитах с мягкими волокнами такие зоны формируются на границах волокно–матрица и развиваются, захватывая элементы матрицы, расположенные между волокнами в горизонтальных слоях. Установлено, что, несмотря на трансформации полей напряжений в процессе разогрева, области плавления возникают и развиваются в зонах концентрации напряжений в начальные моменты нагружения.

Влияние армирующих слоев на температурное поле виброразогрева слоистых композитов выявляли путем сопоставления решений трех задач.

В задаче 1 элемент содержит два слоя меди толщиной $h = 2 \cdot 10^{-4}$ м, расположенных на верхней и нижней поверхностях $y = 0{,}2b$, в задаче 2 (модельной) рассматривается элемент, состоящий из материала матрицы — полиэтилена, в задаче 3, кроме наружных слоев (задача 1), имеется третий слой $h = 2 \cdot 10^{-4}$ м, расположенный в срединном сечении элемента $y = b$. Отметим, что во всех трех задачах общая толщина пластины одинакова и равна $2b$, т.е. введение медных слоев уменьшает толщину полиэтиленовых прослоек. Значительный интерес представляет собой оценка влияния срединного слоя меди на температуры в центральных точках полиэтиленовых слоев $x = 0$; $y = b/2$, $3/2b$, которые выбираются в качестве характеристических для зоны сварки. В задачах 1 и 2 в качестве таковой выбрана точка $x = 0$, $y = b$.

На рис. 6 для $u_0 = 20$ мкм приведены расчетные временные зависимости температуры и осадки в зоне сварки. Сплошные кривые *1* и *2* отвечают температуре, рассчитанной в рамках задач 1 и 2 для

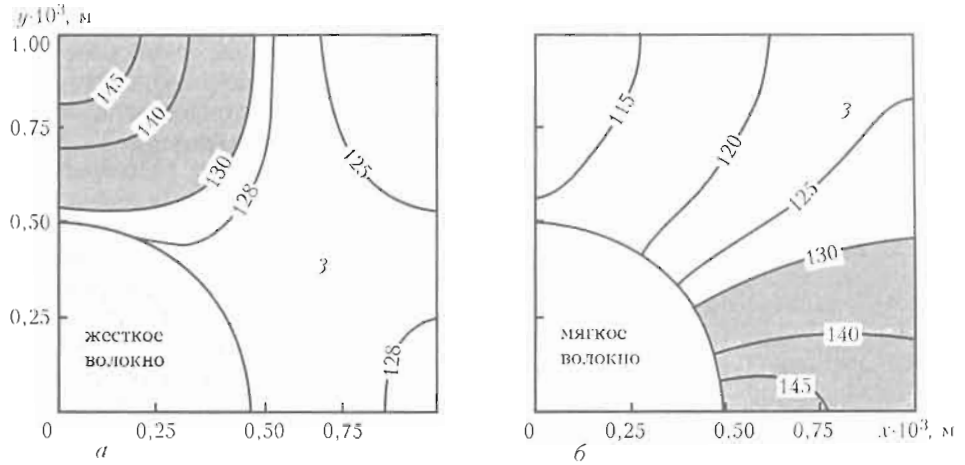


Рис. 5. Распределение температуры виброразогрева для жесткого (*а*) и мягкого (*б*) волокон; заштрихованные участки — области расплава, ограниченные изотермой θ = 130 °С

гладких условий. Кривая *3* отвечает задаче 3 для тех же граничных условий в точке $x = 0$, $y = b/2$. Штрихпунктирная и точечная кривые отвечают условиям статического контактного отрыва для задач 1 и 2. Штриховая линия рассчитана по «стержневому» приближению, к которому приходим, полагая в соотношениях (4)...(7) $a = c$. Кружки — экспериментальные значения температуры для трехслойного образца (задача 1), а треугольники — измеренные значения материала $\delta(t)$.

Отметим, прежде всего на рис. 6 хорошее согласование расчетных и экспериментальных температурных кривых для задачи 1, что свидетельствует об обоснованности используемого подхода.

Анализ полученных результатов показывает, что более быстрый разогрев слоистых образцов обусловлен более высокой эффективной деформацией ε_0 полиэтиленовых слоев в зоне сварки. Если для полиэтиленового образца $\varepsilon_0 \approx u_0/2b$, то для трех- и пятислойных имеем соответственно $\varepsilon_0 \approx u_0/2(b-h)$ и $\varepsilon_0 \approx u_0/(2b-3h)$. Поскольку мощность тепловыделения квадратичным образом зависит от деформации ε_0, то температурный эффект будет еще сильнее. Тепловое влияние поверхностных медных слоев невелико. В силу высокой теплопроводности оно сводится, по сути, к переносу граничных условий $\theta = \theta_c$ на поверхность полиэтиленовых слоев.

Особенностью рассматриваемых систем является то, что изменения температуры во времени в отдельных характерных точках не дают полного представления о процессе виброразогрева без анализа пространственных распределений температуры. Убедительной иллюстрацией этого положения являются картины изотерм для задач 2 и 3 на рис. 7 (t = 0,8 с, u_0 = 20 мкм).

Характер изотерм отражает аспект проблемы, связанный с влиянием контактного взаимодействия инструмента с изделием на температуру (рис. 7, *а*). Сущность эффекта состоит в наличии концентрации напряжений, а следовательно, и тепловыделения в окрестности угловых точек волновода. Поскольку изделие достаточно тонкое, то при $t \approx 0{,}8$ с прикромочная зона расплава пронизывает все его сечение. Она формирует тепловой экран, блокирующий отвод тепла из разогретой зоны сварки $|x| \le 10^{-2}$ м. В этих условиях указанная зона разогревается даже несколько быстрее, чем адиабатически, за счет притока тепла из краевой области.

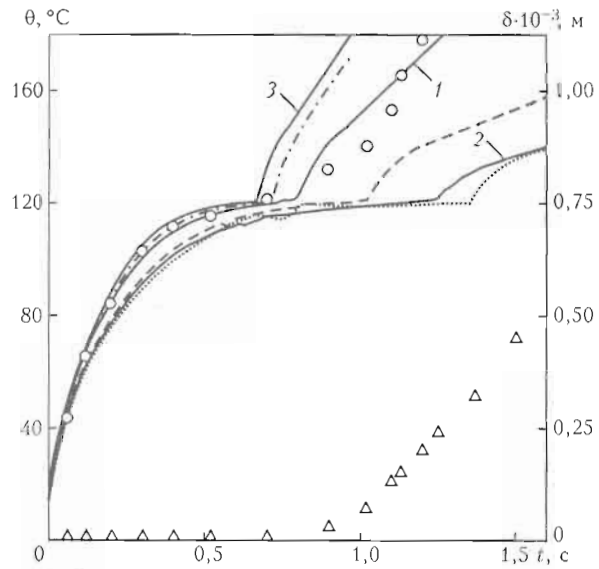


Рис. 6. Временные зависимости температуры θ и осадки материала $\delta(t)$ в зоне сварки для слоистых материалов

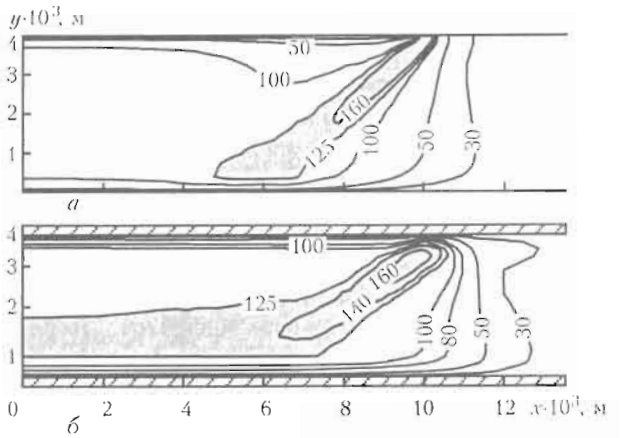


Рис. 7. Температурное поле в модельном (*а*) и трехслойном элементе (*б*) при гладком опирании: числа – значения температуры, а заштрихованные участки — области расплава

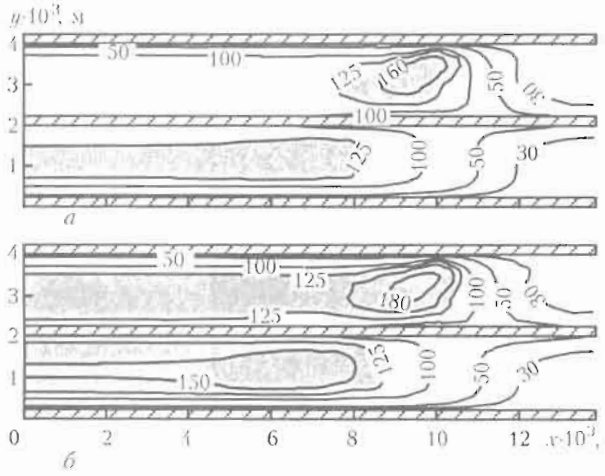


Рис. 8. Температурное поле в пятислойном элементе при гладком опирании: *а* — $t = 0{,}7$; *б* — 0,8 с

Кромочный эффект волновода проявляется и при наличии медных слоев на граничных плоскостях (задача 1), что видно из рис. 7, *б*. Однако имеется ряд особенностей. Распределение температуры более однородно вследствие выравнивающего теплового и механического эффектов медных слоев. Механический эффект выравнивания температурного поля обусловлен более низким уровнем концентрации напряжений на полиэтиленовых слоях, расположенных под медными. Таким образом, эти слои создают более благоприятные с точки зрения временных и пространственных факторов условия для УЗС изделий.

Рассмотрим влияние срединного армирующего слоя (задача 3) (см. рис. 6, кривая *3*). Пространственные распределения показаны на рис. 8. Несмотря на геометрическую симметрию поле температур асимметрично относительно плоскости $y = b$, что обусловлено различием механических граничных условий на поверхностях $y = 0$, $y = 2b$. Как и в задачах 1 и 2, имеет место кромочный тепловой эффект. В отличие от трехслойного элемента (см. рис. 7, *б*) он в значительной степени блокируется нижележащим медным слоем. Поведение изолиний (например, $\theta = 100$ °С) в окрестности этого слоя показывает, что при $t \le 1{,}3$ с он поглощает тепло, генерируемое в полиэтиленовых слоях в зоне сварки, а к моменту $t \approx 1{,}3$ с этот слой прогревается. Одновременно с самого начала процесса тепло отводится во внешнюю область $x > 10^{-2}$ м. Не считая области локализации, температурное поле относительно однородно в полиэтиленовых слоях в зоне сварки.

Чтобы понять роль срединного слоя, а через нее и влияние слоевого армирования на температуру в зоне сварки вообще, необходимо рассмотреть взаимодействие двух основных эффектов. Первый состоит в более высокой эффективной поперечной жесткости слоистого изделия по сравнению с однородным полимером (задача 2). Этот эффект армирования повышает температуру ультразвукового разогрева за счет более высоких напряжений в полиэтиленовых слоях в зоне возбуждения при фиксированной амплитуде перемещения торца инструмента u_0, второй эффект состоит в повышении приведенной теплопроводности композита в направлении ориентирования и снижении теплоемкости за счет металлической фазы. Этот эффект армирования снижает температуру в результате усиления оттока тепла из зоны сварки.

Отметим также, что при высоких амплитудах нагружения ($u_0 \ge 20$ мкм) уровень разогрева определяется жесткостным фактором армирования, который ускоряет разогрев. При амплитудах нагружения $u_0 \approx 5$ мкм разогрев замедляется вследствие теплоотвода по металлическим армирующим элементам. Установлено, что существует критическое значение амплитуды колебаний волновода ($u_0 \approx \approx 7$ мкм), разделяющее области преобладания указанных механизмов.

Выводы

1. Установлено, что при УЗС с нормальным вводом колебаний среднеобъемная температура композита, армированного жестким волокном, выше, чем армированного мягким волокном вследствие более высокой эффективной жесткости его характерной ячейки. При использовании интенсивного нормального нагружения, больших размерах ячейки и низкой температуропроводности материала матрицы температурное поле в ячейке неоднородно, что может приводить к микродеструкции в объеме полимерной матрицы.

2. В начальный момент ультразвукового нормального нагружения уровень концентрации механических напряжений (и температуры) наблюдается над жестким волокном, а в случае мягкого волокна — сбоку. В процессе виброразогрева уровень напряжений снижается и область их максимальных значений для композита с жестким волокном смещается к срединной плоскости, а для композита с мягким волокном — остается на месте.

3. Скорость разогрева слоистых композитов определяется двумя конкурирующими факторами: жесткостной фактор армирования повышает скорость виброразогрева, а отвод тепла по армирующим элементам — понижает. Установлена критическая амплитуда возбуждения, разделяющая область преобладания указанных эффектов.

4. При поршневом движении волновода напряжение в слоистом образце однородно во всей области контакта за исключением окрестности кромок. Установлено, что вследствие кромочного эффекта возникает тепловой экран, блокирующий отвод тепла из зоны сварки. При наличии медных слоев на граничных плоскостях распределение температуры в зоне сварки более однородно вследствие выравнивающего теплового и механического эффектов медных слоев.

1. *Волков С. С., Черняк Б. Я.* Сварка пластмасс ультразвуком. — М.: Химия, 1986. — 256 с.
2. *Карнаухов В. Г., Сенченков И. К., Гуменюк Б. П.* Термомеханическое поведение вязкоупругих тел при гармоническом нагружении. — Киев: Наук. думка, 1985. — 288 с.
3. *Карнаухов В. Г., Козлов В. И., Михайленко В. В.* Метод конечных элементов в связанных задачах термоэлектроупругости // Прикл. механика. — 1989. — **25**, № 2. — С. 19–28.

MATHEMATICAL MODEL FOR MAG WELDING IN A MANUFACTURING ENVIRONMENT

T. OHJI, F. MIYASAKA, T. YAMAMOTO, Y. TSUJI
(Osaka University, Japan)

A feasibility study has been conducted to determine if mathematical models can be used for the numerical simulation of MAG welding in a manufacturing environment. In the present work, a 3D non-stationary thermal model for the welding is developed. The transient temperature distribution on the base metal is numerically analyzed to estimate the molten pool size by using a finite difference model based on the heat flow equation, and the theoretical configuration of molten pool is calculated, taking into account of the balance of gravity, surface tension and arc pressure. The developed model has been applied to the simulation of various welding processes, such as multi-pass welding and welding with torch weaving for a fillet and butt welding. As the result, it is made clear that the model is shown to be capable of predicting the MAG welding and its weld profile in the manufacturing environment.

Проведен анализ технической применимости математических моделей для численного моделирования сварки МАГ в условиях производства. В данной работе рассматривается трехмерная нестационарная тепловая модель сварки. Проведен численный анализ распределения переходной температуры по основному металлу для оценки размера сварочной ванны с использованием метода конечных разностей на основе уравнения теплового потока, а также расчет теоретической конфигурации жидкого металла с учетом равновесия силы тяжести, поверхностного натяжения и давления дуги. Разработанная модель использовалась для моделирования различных процессов сварки, таких как многопроходная сварка и сварка угловых и стыковых швов с поперечными колебаниями горелки. Установлено, что с помощью данной модели можно прогнозировать процесс сварки МАГ и профиль получаемого в результате данного процесса шва в производственных условиях.

One of the important problems in welding engineering is to construct a mathematical model for the computer simulation of the welding process in a manufacturing environment. Many attempts have been made to develop the numerical models for TIG [1–5] and MAG welding [6–8]. Dilthey and Roosen [6] have developed a 3D quasi-stationary thermal model for MAG welding. In the model, the influence of process parameters, such as the wire diameter and the composition of the shielding gas, on the weld profile have been taken into account. Kim and Na [7] have proposed a model of MAG welding including the effect of the weld pool convection. Pardo and Weckman [8] have developed a prediction model of weld pool and reinforcement dimensions of MAG welds using a finite element method, which has been formulated for a moving coordinate framework. In spite of these efforts, some problems remain to be solved because of the complexity of arc welding process. For example, those models are in quasi-stationary. In MAG welding, the electrode wire is melted and supplied into the molten pool intermittently and the welding pro-

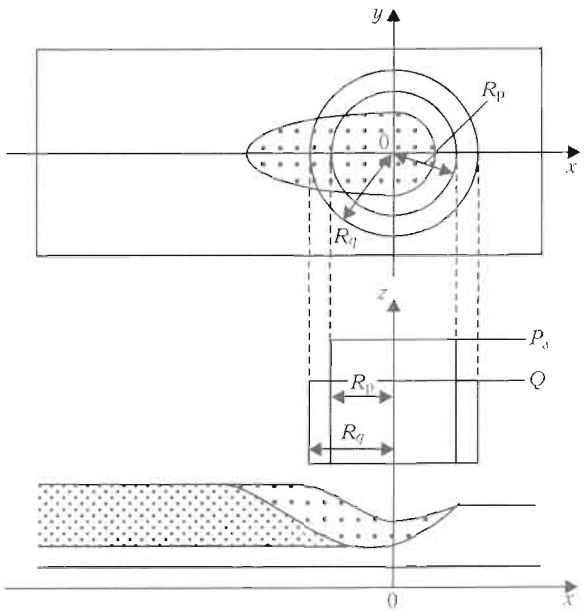


Figure 1. Heat input and arc pressure on molten pool (for designations see the text)

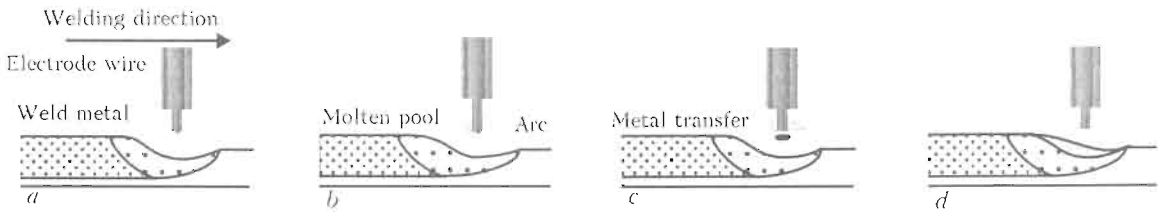


Figure 2. Model of MAG welding

© T. OHJI, F. MIYASAKA, T. YAMAMOTO, Y. TSUJI, 2004

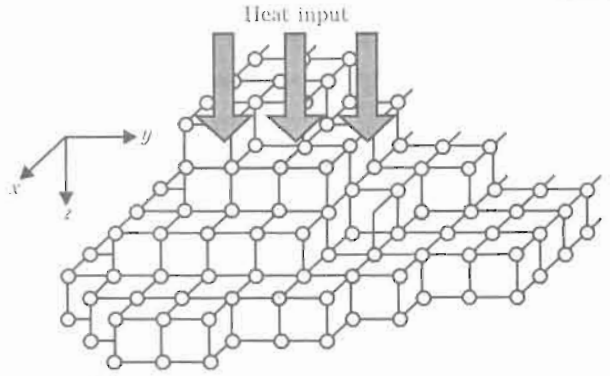


Figure 3. Schematic illustration of heat input on molten pool

cess is quite dynamic and irregular. In other words, the model in quasi-stationary is of limited application and it can not be applied to the typical MAG welding process, such as undercutting, welding with torch weaving and multi-pass welding.

The objective of the present work is to develop a 3D non-stationary thermal model for MAG welding processes in the manufacturing environment.

Mathematical model. In order to simplify the numerical model for the MAG welding process, the following two fundamental assumptions have been introduced in the present work:

- the heat flow in the weld pool is assumed to be conductive, i.e. the influence of the metal flow in the weld pool on the heat flow is neglected;
- weld pool is assumed to be in a static equilibrium under the gravity, surface tension and arc pressure.

Based on the above assumptions, the governing equations are given below [1, 9–12]:

$$\rho(T)\frac{\partial H}{\partial T} = \frac{\partial}{\partial X}\left[K(T)\frac{\partial T}{\partial X}\right] + \frac{\partial}{\partial Y}\left[K(T)\frac{\partial T}{\partial Y}\right] + \frac{\partial}{\partial Z}\left[K(T)\frac{\partial T}{\partial Z}\right]; \quad (1)$$

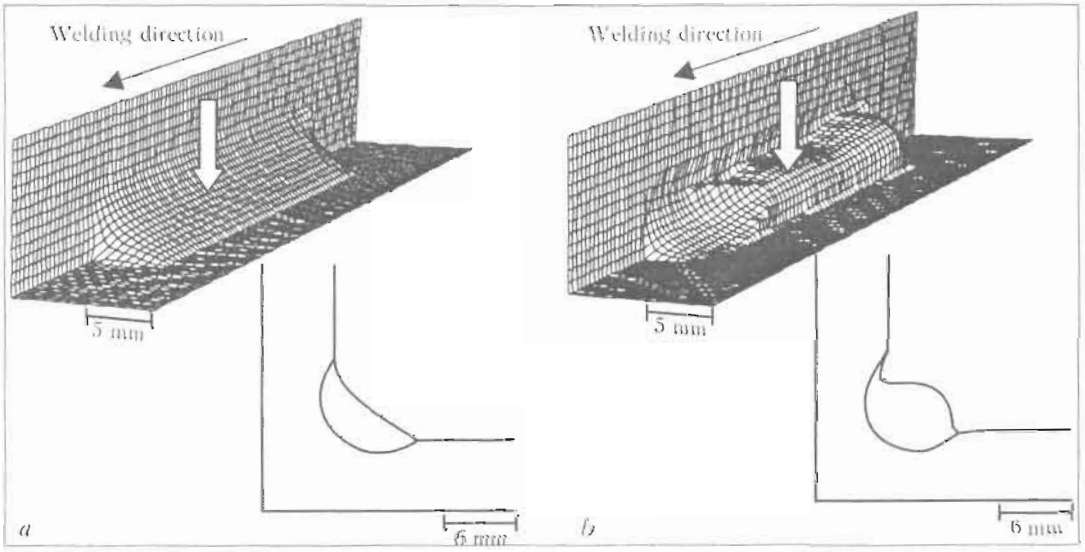


Figure 4. Influence of the arc pressure (P_a = 0 (*a*) and 1000 (*b*) Pa) on welding profile in horizontal fillet welding at I = 230 A, V = = 25 V, v = 40 cm/min, R_c = 4 mm, R_p = 9 mm

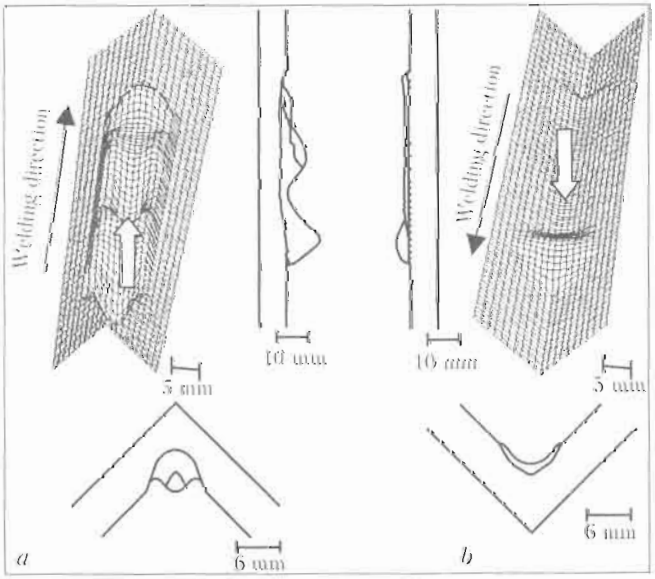


Figure 5. Calculated results in vertical up (*a*) and down (*b*) position of welding at I = 200 A, V = 30 V, v = 80 cm/min, P_a = 500 Pa, R_c = 4 mm, R_p = 4 mm

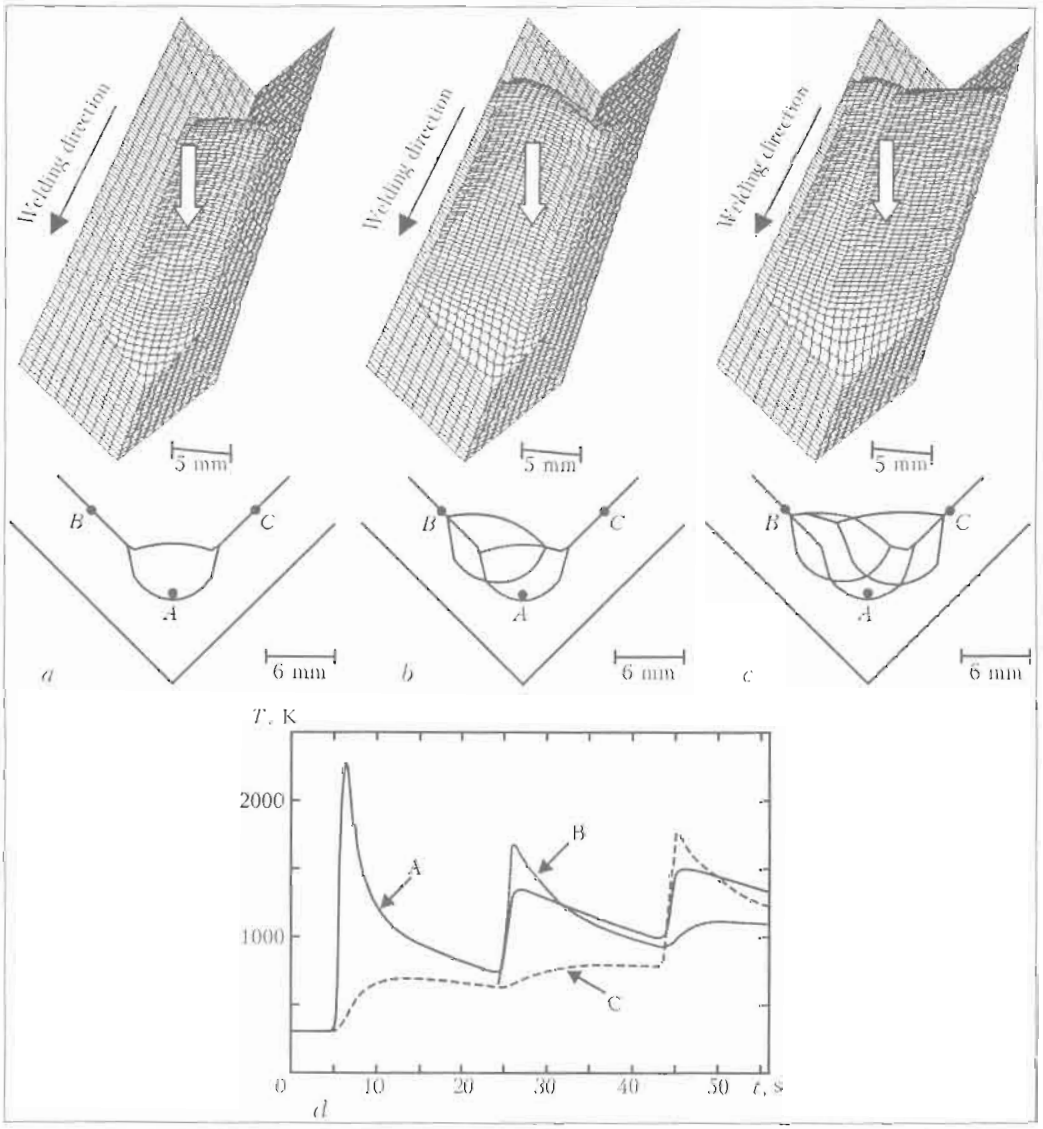


Figure 6. Calculated example of three-pass welding for the first (*a*), second (*b*) and third (*c*) pass, and calculated temperature history (*d*) at I = 230 A, V = 25 V, v = 40 cm / min, P_a = 800 Pa, R_q = 4 mm, R_p = 4 mm

$$\sigma\left[\frac{(1+\phi_y^2)\phi_{xx}-2\phi_x\phi_y\phi_{xy}+(1+\phi_x^2)\phi_{yy}}{(1+\phi_x^2+\phi_y^2)^{\frac{3}{2}}}\right]= \\ =\rho g\phi+P_a-\lambda, \qquad (2)$$

where ρ is the density; H is the enthalpy; K is the thermal conductivity; T is the temperature; ϕ is the surface displacement; σ is the surface tension; g is the gravity; P_a is the arc pressure; λ is the Lagrange multiplier.

In the developed model, the arc is situated on the molten pool surface, numerically estimated by the molten pool balance equation (2), and the heat input from arc is assumed to be distributed in a circular zone with radius R_q on the molten pool surface as a boundary condition for the heat flow equation (1) as shown in Figure 1.

Accordingly, the heat input from arc is expressed by the equation (3):

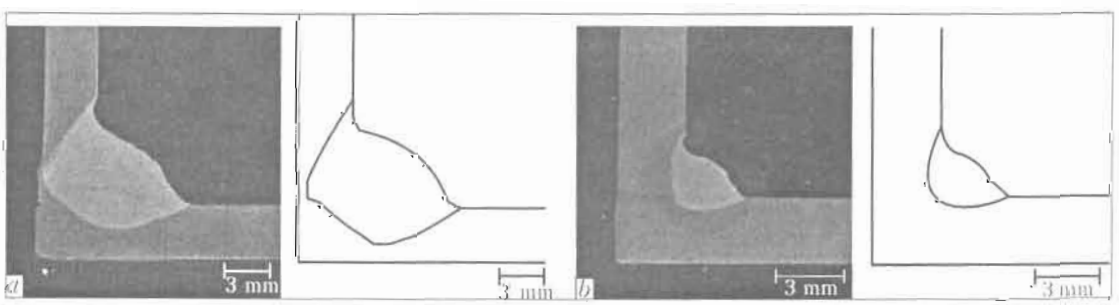


Figure 7. Comparison between calculation and experiment for plate thickness of 3 (*a*) and 6 (*b*) mm at I = 230 A, V = 24 V, v = = 40 cm / min

$$q = \frac{Q}{S} = -K \frac{\partial T}{\partial Z}, \qquad (3)$$

where Q is the total thermal energy inputted on the base metal per unit time; S is the area of heat source; q is the thermal energy inputted on the base metal per unit time and per unit area.

The flow of the calculation during a unit time step in the model is shown in Figure 2 [10, 11]. As shown in Figure 2, *a*, the torch is fixed during the time step, and then the thermal energy is transferred into the base metal from the arc (Figure 2, *b*). In the final stage of the time step (Figure 2, *c* and *d*), the amount of the wire melted for this time step is transferred onto the molten pool and the surface profile is calculated by using the equation (2). Once the calculation during the time step is finished in the method, the torch is moved and the calculation in the next time step is repeated. And the next thermal energy is inputted on the calculated bead surface as shown in Figure 3, where the black lattice points indicate the positions of heat input.

Results and discussion. *Numerical result.* Figure 4, *a* shows a calculated bead surface profile in horizontal fillet MAG welding under the conditions of arc current $I = 230$ A, arc voltage $V = 25$ V, welding speed $v = 40$ cm/min, heat input radius $R_q = 4$ mm, arc pressure radius $R_p = 9$ mm and arc pressure $P_a = 0$. In Figure 4, the attached figure is the bead cross section at the position indicated by the arrow on the profile. Figure 4, *b* shows the numerical result for arc pressure $P_a = 1000$ Pa while other process parameters are same as the case of Figure 4, *a*. The influence of the arc pressure on the weld bead formation is clearly observed from the Figure 4, *b*, where a weld bead of deep penetration with undercut is formed as a result of the digging action by the arc pressure.

Figure 5 shows another calculated example of the vertical fillet welding, where the longitudinal section along the centerline, as well as the bead cross section is attached. It is shown that the molten pool is hung down by the influence of the gravity in the vertical welding, so that the deep penetration is formed in Figure 5, *a*, and the shallow penetration is formed in Figure 5, *b*.

Figure 6 is a calculated example of the multi-pass welding. In this calculation, the cooling time between passes was set to 10 s. As a result of the heat input in the first and second pass welding, the penetration of third pass becomes deeper and wider than that of first pass. Figure 6, *d* shows the calculated temperature history in the three-pass welding, where the curves *A*, *B*, *C* correspond to the temperature histories at points *A*, *B*, *C* on the cross section in Figure 6, *a*–*c*. The influence of three heats on the temperature history is clearly observed in the Figure, while the temperature history depends strongly on the position in the workpiece.

Comparison between calculation and experiment. In order to evaluate the validity of the numerical model, the calculated result has been compared with the experimental MAG (Ar + 20 % CO_2) weld on mild steel plates.

Figure 7, *a* and *b* shows bead profiles of horizontal fillet welding for plate thickness of 3 and 6 mm, respectively. Figure 8 is another example of the com-

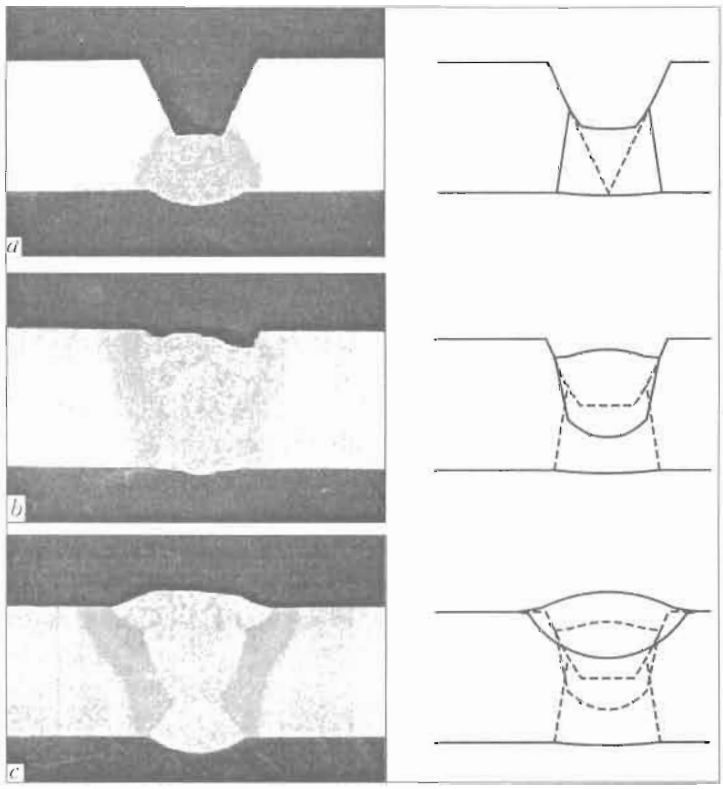


Figure 8. Comparison between experimental and calculated cross-sections of the first (*a*), second (*b*) and third (*c*) pass: *a* — $I = 210$ A, $V = 26$ V, $v = 40$ cm/min; *b* — $I = 195$ A, $V = 26$ V, $v = 22$ cm/min; *c* — $I = 190$ A, $V = 26.5$ V, $v = 25$ cm/min

parison on bead profiles of three-pass butt welding on steel plates of 12 mm thickness. As is seen in these Figures, a good agreement between the experiment and calculation has been obtained.

Development of model-coupling system. In the present work, it is scheduled to develop a model-coupling system, where the process model, previously described, is linked to a metallurgical and/or mechanical model for simulating the arc welding comprehensively.

Figure 9, *a* is an example of the model-coupling, where the process model is linked a mechanical model. In the Figure, the original shape of workpieces is indicated by solid lines. The Figure shows that the workpiece of T-joint is deformed complicatedly as a result of the thermal stress due to MAG welding. In other words, the system indicates that a longitudinal bending seems to be severe in addition to the angular deformation under the input process condition.

Figure 9, *b* is another example, obtained by the model-coupling system, which shows the weld deformation in a butt welding of steel plates of 6 mm thickness. The original shape of work-pieces is indicated by solid lines in this case also. It is found that a remarkable shrinkage of workpiece in transverse direction takes place as a result of the welding.

These Figures suggest that the model-coupling system under development is useful as an engineering tool for optimizing process conditions in MAG arc welding.

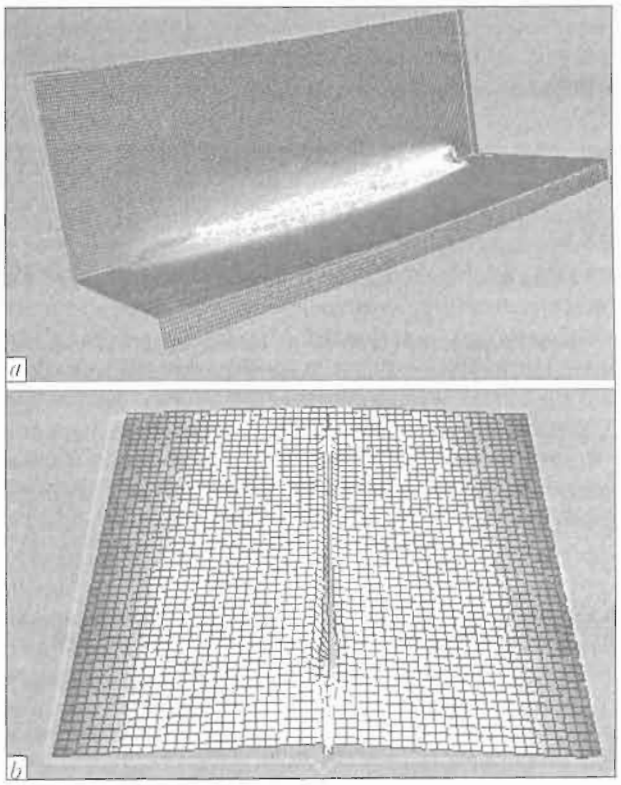


Figure 9. Calculated deformation in T- (*a*) and butt-joint (*b*) of MAG welded thin plate

CONCLUSION

A simulation model for MAG welding process has been developed in the present work. The model can be easily applied to the multi-pass welding and the arc welding with torch weaving, widely used in the manufacturing spot.

The weld profile, estimated by using the model, was compared with the experimental one in T- or butt-joint welding, and a good agreement was demonstrated between the calculation and experiment.

Accordingly, it is concluded that the model developed in the present work is useful as an engineering tool for the simulation of the welding in the manufacturing environment.

Acknowledgements. *This work is the result of «Development of highly efficient and reliable welding technology», which is supported by the New Energy and Industrial Technology Development Organization through the Japan Space Utilization Promotion Center within the program of the Ministry of Economy, Trade and Industry. The authors appreciate Prof. Murakawa and Dr. Serizawa in the Joining and Welding Research Institute, Osaka University, for contribution of the welding deformation model.*

1. Ohji, T., Nishiguchi, K. (1983) *Technol. Rep. of Osaka Univ.*, **33**, 35–43.
2. Zacharia, T., Eraslan, A.H., Aidun, D.A. (1988) *Weld. J.*, **67**, 18–27.
3. Zacharia, T., David, S.A., Vitek, J.M. et al. (1995) *Ibid.*, **74**, 353–362.
4. Nishiguchi, K., Ohji, T., Yoshida, H. et al. (1986) *Q. J. JWS*, **4(4)**, 673–677.
5. Kondoh, K., Ohji, T. (1998) *Science and Technology of Welding and Joining*, **3(3)**, 127–134.
6. Dilthey, U., Roosen, S. (1996) In: Proc. of Int. Symp. on Theoretical Prediction in Joining & Welding. *JWRI*, 133–154.
7. Kim, J.W., Na, S.J. (1994) In: Transact. of ASME. *J. Eng. for Industry*, **166**, 78–85.
8. Pardo, E., Weckman, D.C. (1989) *Metallurg. Transact. B*, **20**, 937–947.
9. Ohji, T. (1978) Ph. D. Thesis. Osaka Univ.
10. Tsuji, Y., Yamamoto, T., Miyasaka, F. et al. (2000) *Q. J. JWS*, **18(4)**, 527–533.
11. Ohji, T., Tsuji, Y., Miyasaka, F. et al. (2001) *J. Materials Science & Technology*, **17**, 167–168.
12. Yamamoto, T., Ohji, T., Miyasaka, F. et al. (2002) *Science and Technology of Welding and Joining*, **7**, 260–264.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ УВ-ПРОЦЕССА ПРИ ЛОКАЛЬНОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ ПЛОСКИХ ОБРАЗЦОВ КОЛЬЦЕВЫМИ ЗАРЯДАМИ

Б. И. ПАЛАМАРЧУК, Н. А. ПАЩИН, А. Т. МАЛАХОВ, А. В. ЧЕРКАШИН, А. Н. МАНЧЕНКО, А. А. ЧАЙКА
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрена проблема блокирования распространения усталостной трещины путем формирования в ее окрестности поля остаточных сжимающих напряжений и пластических деформаций с помощью импульсного взрывного воздействия с фокусировкой энергии в зоне местонахождения трещины. Для моделирования ударных волн при взрывном нагружении материалов применен метод сквозного счета с искусственной вязкостью Неймана–Рихтмайера. Моделирование ударно-волнового (УВ)-процесса позволяет прогнозировать параметры импульсного воздействия на материалы, что облегчает оценку влияния на них плотности взрывчатых материалов, энергии взрыва и демпфирующих прокладок. Для сложных схем импульсного нагружения материалов параметры УВ-воздействия могут быть непосредственно измерены разработанными электретными датчиками давления.

Considered is the problem related to arresting of propagation of a fatigue crack through forming the residual compressive stress and plastic strain fields in the vicinity of a crack using a pulsed explosive impact involving focusing of energy in the crack location zone. The method of end-to-end calculation using an artificial Neumann–Richtmajer viscosity has been employed to model shock waves in explosive loading of materials. Modelling of the shock-wave process allows prediction of parameters of the pulsed effect on materials, which makes it easier to evaluate the effect on them by the density of explosives, explosion energy and damping interlayers. For complex diagrams of pulsed loading of materials, the shock-wave effect parameters can be directly measured using the developed electret pressure sensors.

В настоящее время остро стоит проблема повышения усталостной прочности конструкционных материалов на основе легких сплавов. Основной причиной снижения усталостной прочности является возникновение и распространение усталостных трещин. Была предложена идея локальной импульсной обработки тонколистовых материалов для наведения полей остаточных напряжений сжатия, которые, в свою очередь, препятствовали бы свободному распространению усталостной трещины в материале. Данная идея основана на механизме полной ликвидации или перераспределения напряженно-деформированного состояния у вершины трещины, что должно привести к дезориентации последней и созданию барьерных зон из остаточных напряжений сжатия в направлении распространения трещины, что будет препятствовать ее распространению или вовсе остановке развития на какое-то время в зависимости от уровня и характера наведенных напряжений.

На данный момент существует несколько различных схем импульсной ударно-волновой обработки (УВО) с использованием энергии взрыва. Все они различны по своей геометрии, мощности, типам используемых зарядов и схемам нагружения, что, в свою очередь, обеспечивает широкий диапазон уровней и размеров зон остаточных напряжений. Однако в большинстве схем обработки применяются химические конденсированные взрывчатые вещества (ВВ), свободное использование которых в наше время по ряду причин ограничено. Поэтому в целях минимизации количества однотипных экспериментов возникла необходимость численного моделирования напряженного состояния материала после импульсной УВО.

Генерируемое взрывом нестационарное движение среды описывается системой дифференциальных уравнений в частных производных, для интегрирования которых обычно используют специально созданные разностные методы. В реальности реализующееся течение, как правило, является неодномерным, но, тем не менее, решение одномерных задач со сферической, цилиндрической или плоской симметрией течения дает много полезной для практики информации.

Для решения задач в одномерной постановке использовали метод сквозного счета с искусственной вязкостью, основным преимуществом которого является универсальность, возможность сквозного счета с однородными разностными схемами, реализующимися по одним и тем же формулам во всех узлах сетки, независимо от того, совпадает данный узел с точкой нерегулярности решения или нет. Однородность алгоритма разностного счета достигается введением искусственной вязкости, или псевдовязкости которая «размазывает» разрывы в ударных волнах, что позволяет не выделять их в виде особенностей.

Система уравнений одномерного движения среды и продуктов детонации (ПД) ВВ может быть записана в лагранжевых координатах в безразмерном виде следующим образом:

© Б. И. ПАЛАМАРЧУК, Н. А. ПАЩИН, А. Т. МАЛАХОВ, А. В. ЧЕРКАШИН, А. Н. МАНЧЕНКО, А. А. ЧАЙКА, 2004

$$\frac{\partial u}{\partial \theta} = -v_0 \left(\frac{r}{x}\right)^{\nu-1} \frac{\partial p}{\partial x}; \quad \frac{\partial r}{\partial \theta} = u;$$
$$v = v_0 \left(\frac{r}{x}\right)^{\nu-1} \frac{\partial r}{\partial x}; \quad \frac{\partial e}{\partial \theta} = -p \frac{\partial v}{\partial \theta}, \qquad (1)$$

где $u = U/a$ — скорость; $\theta = t/\tau$ — время; $r = R/\alpha$ — эйлерова координата; $x = X/\alpha$ — лагранжева геометрическая координата; $v = \rho_0/\rho$ — удельный объем; $e = E\rho_0/P_0$ — удельная внутренняя энергия; $p = P/P_0$ — давление; ρ_0 — начальная плотность среды. Обезразмеривание проводилось с помощью вспомогательных величин: $a = (P_0/\rho_0)^{1/2}$; $\alpha = (W/P_0)^{1/\nu}$; $\tau = \alpha/a$; $\nu = 1$, 2 и 3 для течения соответственно с плоской, цилиндрической и сферической симметрией. При $\nu = 3$ W — энергия взрыва; при $\nu = 2$ — энергия взрыва на единицу длины; при $\nu = 1$ — то же, но на единицу площади. Система уравнений (1) замыкается заданием уравнения состояния в виде $e(p, v)$. Естественно, для среды и ПД задаются различные уравнения состояния. Для расчетов использовался метод с искусственной вязкостью Неймана–Рихтмайера [1]. В этом методе в уравнениях (1) к давлению p добавляется псевдовязкое давление q, которое больше нуля в волнах сжатия и равно нулю в волнах разрежения. Применялась также квадратичная вязкость, которая по сравнению с другими видами вязкости имеет то преимущество, что ширина «размазывания» фронта ударной волной не зависит от ее интенсивности.

Система разностных уравнений для проведения численных расчетов на ЭВМ имеет вид

$$\frac{u_i^n - u_i^{n+1}}{\Delta\theta} = \frac{1}{2}(v_{0\,i-1/2} + v_{0\,i+1/2}) \times \left(\frac{r}{x}\right)^{\nu-1} \frac{\delta p_i^n + \delta q_i^n}{x_i - x_{i-1}},$$
$$\frac{r_i^{n+1} - r_i^n}{\Delta\theta} = u_i^{n+1}; \qquad (2)$$

$$v_{i+1/2}^{n+1} = v_{0\,i+1/2} \frac{(r_{i+1}^{n+1})^\nu - (r_i^{n+1})^\nu}{x_{i+1}^\nu - x_i^\nu},$$
$$e_{i+1/2}^{n+1} = e_{i+1/2}^n - \left(\frac{p_{i+1/2}^{n+1} + p_{i+1/2}^n}{2} + q_{i+1/2}^{n+1}\right) \times (v_{i+1/2}^{n+1} + v_{i+1/2}^n), \qquad (3)$$

$$q_{i+1/2}^{n+1} = \begin{cases} \dfrac{2(b\delta u_{i+1/2}^{n+1})^2}{v_{i+1/2}^n + v_{i+1/2}^n}, & \text{если } \delta u_{i+1/2}^{n+1} < 0, \\ 0, & \text{если } \delta u_{i+1/2}^{n+1} \geq 0, \end{cases} \qquad (4)$$

где $\delta p_i^n = p_{i+1/2}^n - p_{i-1/2}^n$; $\delta q_i^n = q_{i+1/2}^n - q_{i-1/2}^n$; $\delta u_{i+1/2}^{n+1} = u_{i+1}^{n+1} - u_i^{n+1}$; b — безразмерный коэффициент, определяющий псевдовязкость; $\Delta\theta$ — шаг по времени. Для решения системы разностных уравнений задается конкретный вид уравнения состояния $e = e(p, v)$ для среды и ПД.

Метод расчета по разностной схеме «крест» (2) (второго порядка точности при аппроксимации дифференциальных уравнений разностными уравнениями) применяется примерно с 1950 г. и проверен на многих трудных задачах с известными точными решениями.

Разностная сетка для ПД и среды берется равномерной по массе, заключенной в ячейках между x_{i-1} и x_i, однако массовый интервал не одинаковый для ПД и окружающей среды. В процессе расчета количество ячеек в области ПД оставалось неизменным; в среде при достижении фронтом головной ударной волны точки сетки с некоторым фиксированным номером $m = i_{\max}$ производится одновременное сдваивание ячеек, после чего расчет продолжается на сетке с вдвое большей массой среды между соседними точками. Массовая скорость и термодинамические параметры потока в новых ячейках пересчитываются на основе значений в старых ячейках таким образом, чтобы при этом сохранялась масса, внутренняя и кинетическая энергии. На основе метода, изложенного в [2], коэффициент вязкости b в среде изменялся в процессе расчета в согласно соотношению

$$b = b'\left(1 + \frac{i-k}{m-k}\right), \qquad (5)$$

где b' = const — неизменное первоначальное задаваемое значение коэффициента вязкости; $k = (m + m_*)/2$; m_* — количество точек разностной сетки для ПД. При этом, если $b < b'$, полагаем $b = b'$. Такой способ задания псевдовязкости оставляет неизменной ширину «размазывания» фронта головной ударной волны при резком увеличении вдвое шага по координате, что устраняет возникновение флуктуаций параметров потока при сдваивании ячеек. Для расчета плоского взрыва тротила брались 25 точек в ПД и 350 точек сетки в среде. Для контроля точности счета произведены расчеты с уменьшенным вдвое шагом по координате и проверялось сохранение полной энергии системы на всех стадиях распространения взрывной волны.

Расчеты проводили с использованием так называемой схемы мгновенной детонации, моделирующей процесс взрывного нагружения металла скользящей детонационной волной. В этой схеме в начальный момент времени давление, плотность и другие параметры ПД постоянные по всему занимаемому ими объему. Дальнейшее расширение ПД происходит с учетом сложных волновых движений, возникающих в процессе взаимодействия ПД с окружающей средой.

Уравнение состояния ПД задавалось в виде, предложенном в работе [3]:

$$P = A\rho^n + (k-1)\rho E \qquad (6)$$

с энтропой

$$P = A\rho^n(n-1)/(n-k) + B\rho^k. \qquad (7)$$

Для тротила в соответствии с [4] полагаем $k = 1{,}25$. Коэффициенты A, B, n определяются с помощью соотношений [3]

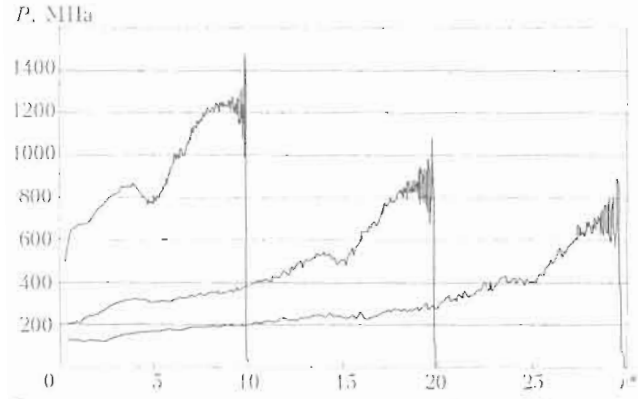


Рис. 1. Профили давления в алюминии и ПД ударной волне на различных расстояниях от места взрыва

$$P_{*0} = A\rho_0^n + (k-1)\rho_0 Q = A\rho_0^n (n-1)/(n-k) + B\rho_0^k,$$

$$P_* = A\rho_*^n (n-1)/(n-k) + B\rho_*^k,$$

$$k_* = n - B\rho_*^k (n-k)/P_*,$$

где Q, P_*, ρ_*, k_* – теплота взрыва, давление, плотность и логарифмический наклон изэнтропы в точке Чепмена–Жуге. Для тротила с начальной плотностью ρ_0 =1600 кг/м^3 скорость детонации D = = 6950 м/с, k_* = 3 [5], Q = 1030 ккал/кг [6], соответственно $P_* = \rho_0 D^2/(k_*+1) = 1{,}932\cdot10^{10}$ Па; $\rho_* = \rho_0(k_*+1)/k_* = 2133{,}3$ кг/м^3; A = 0,6622; B = = 84560; n = 3,1186.

Уравнения состояния ПД в виде (6) и алюминия в виде (4) позволяют вычислять из разностного уравнения энергии (3) давление p и внутреннюю энергию e, не прибегая к итерациям.

Для устранения нежелательных колебаний параметров за фронтом волны, вызываемых квадратичной вязкостью, необходимо «размазать» фронт до ширины нескольких шагов разностной сетки в лагранжевых координатах. Оптимальным считается «размазывание» на 3...4 шага. Расчеты в алюминии проводили с неизменным коэффициентом вязкости b', определяемым соотношением, аналогичным «классическому» соотношению для газа

$$b' = \varphi[(\gamma+1)/2]^{0.5}, \quad \varphi = \text{const}, \quad 0{,}5 \le \varphi \le 2. \qquad (8)$$

При решении вопроса о выборе значения псевдовязкости в ПД их рассматривали как совершенный газ с показателем адиабаты, изменяющимся по мере расширения от $n \cong 3{,}12$ до k = 1,25 см (7). Используя соотношение (8) для газа, получаем, что при φ = 1 коэффициент b' изменяется в относительно узком диапазоне 1,06...1,43. Поскольку количество ячеек в ПД в ходе расчета остается неизменным, коэффициент вязкости b полагался постоянным и равным среднему значению $b = b' = (1{,}06 + 1{,}43)/2 =$ = 1,25. Помимо выбора вязкости, для проведения расчетов с помощью явных разностных схем необходимо выполнение условий устойчивости, накладывающих ограничение на допустимое значение шага по времени. Устойчивость применяемой нами явной разностной схемы «крест» исследована для газа в работах [1, 7], а для среды с произвольным уравнением состояния – в [8]. В расчетах шаг по времени выбирался по условию:

$$t = M \min_i \frac{r_{i+1} - r_i}{c_{i+1/2}}, \qquad (9)$$

где r – эйлерова координата; c – скорость звука; $M \le 1$ – число Куранта. В расчетах полагали M = = 0,20, что во всех случаях обеспечивало устойчивость расчета в алюминии и в ПД.

Расчеты проводили в алюминии (P_0 = = 101325 Па $\approx 10^5$ Па = 1 бар, c_0 = 5250 м/с, ρ_0 = = 2710 кг/м^3, γ = 4,36), нагружаемом при взрыве тротила (ρ_0 = 1600 кг/м^3) по схеме мгновенной детонации, для плоской (ν = 1) и цилиндрической (ν = 2) симметрий течения.

На рис. 1 показаны профили давления в алюминии и ПД в зависимости от безразмерного расстояния до оси цилиндрического заряда r^* = = R/R_0 (R_0 – радиус) в моменты времени, когда фронт ударной волны достигает расстояний 10, 20 и 30 толщин заряда. Параметр r^* является параметром подобия при расчетах одномерных течений, генерируемых взрывом ВВ. Видно, что на расстоянии около r^* = 30 амплитуда давления снижается до 800 МПа – динамического предела текучести при взрывном нагружении сплавов алюминия [5]. Этим расстоянием и ограничивается область, в которой можно создать остаточные напряжения при взрывной обработке цилиндрическими зарядами алюминия и его сплавов.

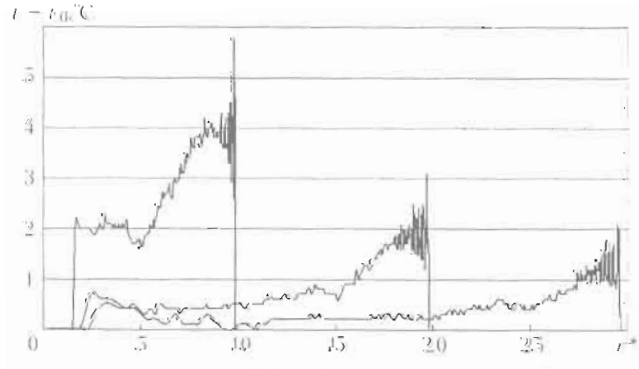


Рис. 2. Профили избыточной температуры ($t - t_0$) нагрева алюминия в ударной волне на различных расстояниях от места взрыва

На рис. 2 показаны профили избыточной температуры ($t - t_0$, °C) нагрева алюминия в цилиндрической ударной волны в зависимости от безразмерного расстояния r^* в моменты времени, когда фронт ударной волны достигает расстояний 10, 20 и 30 радиусов заряда. Видно, что максимальная температура нагрева, не превышающая на данных расстояниях 6 °C при начальной температуре t_0 = 15 °C, достигается сразу за фронтом волны. В дальнейшем при расширении материала в волне разгрузки происходит адиабатическое охлаждение до избыточных температур около 0,5...2 °C. Это подтверждает экспериментально наблюдаемый факт незначительного остаточного нагрева алюминия и его сплавов после сварки или обработки взрывом.

На рис. 3 показаны профили массовой скорости для цилиндрической ударной волны (в алюминии и ПД) в моменты времени, когда ее фронт достигает расстояний 10, 20 и 30 радиусов заряда. Видно, что массовая скорость достигает 50...100 м/с на фронте ударной волны и повышается до 170...270 м/с при приближении в границе раздела между металлом и ПД. Такое явление повышения массовой скорости характерно для сферических и цилиндрических ударной волны в металлах и других малосжимаемых средах и отсутствует в плоских.

Все профили давления, температуры нагрева, массовой скорости, плотности можно брать из расчетов без изменения в соответствии с теорией подобия по параметру r^*. Грамотно используя теорию подобия для одномерного течения, можно вообще провести только один численный расчет воздействия взрыва заряда определенной толщины на среду. При другой толщине заряда и условиях взрыва характеристики взрывного воздействия можно определить путем соответствующего масштабирования результатов единственного численного расчета.

Численное моделирование показывает, что регулирование амплитуды ударной волны и длительности импульсного воздействия на материал можно достичь путем изменения начальной плотности взрывчатых материалов (ВМ), а так же путем использования различного рода прослоек (вода, резина и т.п.). Последнее дает возможность получать необходимое воздействие на материал, используя штатные ВМ. Так, при использовании ВВ с плотностью 640 кг/м^3 начальный перепад давления в ударной волне уменьшается в 3 раза, а длительность воздействия увеличивается. Использование прослойки воды между ВВ и обрабатываемым материалом толщиной один радиус шнурового заряда уменьшает интенсивность падающей волны в 1,5 раза. Это позволяет проводить обработку материалов в мягких режимах, не повреждая поверхность. Численные расчеты показывают, что зона пластических деформаций алюминиевых сплавов при обработке шнуровыми зарядами составляет примерно 10...30 радиусов заряда в зависимости от применяемой схемы импульсного нагружения.

Увеличение интенсивности ударной волны от шнуровых зарядов можно достичь путем их расположения в виде кольцевых конфигураций. В этом случае увеличение параметров сходящихся к центру ударной волны дает возможность более эффективной проработки центральной зоны. Для создания барьерных зон с целью блокирования распространения и зарождения трещин могут быть использованы спиральные конфигурации зарядов. При расположении зарядов по спирали столкновения ударной волны между витками заряда создают знакопеременные поля напряжений в области обработки, которые также препятствуют распространению трещин через обработанную область.

В экспериментах использовали пластины из алюминиевого сплава Д16 толщиной 2 мм, которые обрабатывались шнуровыми зарядами, уложенными по кольцу, как показано на рис. 4.

На рис. 5 схематически показано распространение фронта массопереноса в материале в конце процесса детонации шнурового заряда при УВО по кольцевой схеме (см. рис. 4, где *1* — передний фронт массопереноса сходящегося внутрь зоны, ограниченной зарядом; *2* — фронт массопереноса в конкретных точках приложения нагрузки от шнурового заряда; *3* — формирование зоны сжатия в месте схождения ударных волн материале; *4* — исходное положение кольцевого заряда; ε — так называемый эксцентриситет, расстояние от оси симметрии заряда до точки схождения двух встречно-направленых потоков вещества), где расстояние ε определяется соотношением

$$\varepsilon = \pi d \left(\frac{(90 + \alpha)}{180} \right) \frac{u}{D},$$

где d — диаметр кольцевого заряда; α — угол поворота оси, на которой рассматривается схождение встречных потоков, относительно точки начала инициирования заряда; D — скорость детонации шнурового заряда; u — скорость массопереноса.

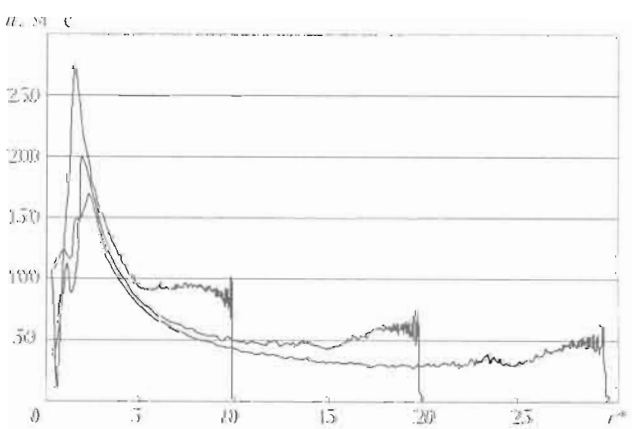


Рис. 3. Профили массовой скорости в ударной волне на различных расстояниях от места взрыва

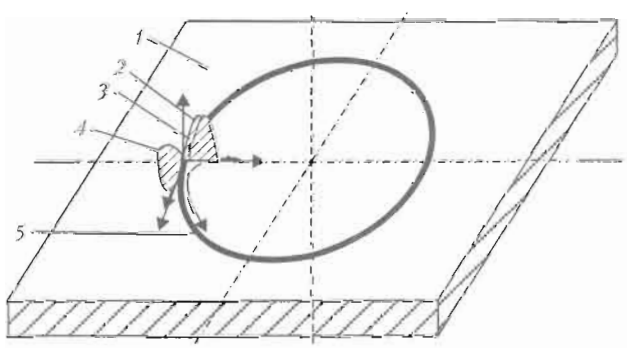


Рис. 4. Схема УВО: *1* — обрабатываемая пластина; *2* — направление массовой скорости; *3* — распространение ударной волны в материале в начале процесса детонации заряда; *4* — направление детонации шнурового заряда; *5* — расположение кольцевого заряда

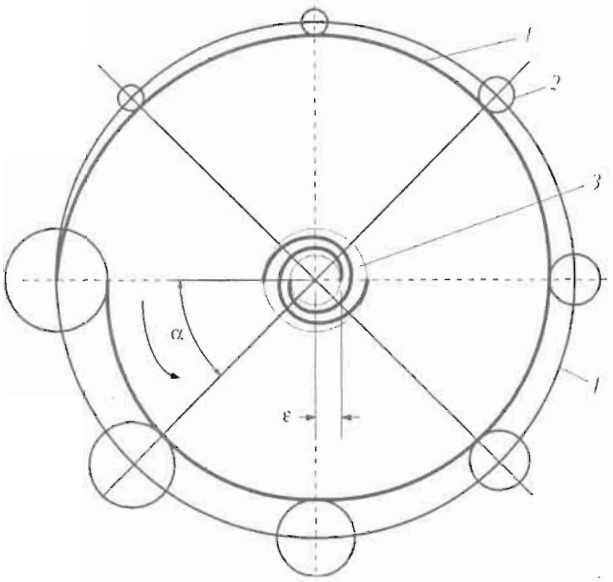


Рис. 5. Принципиальная схема месторасположение фронта массопереноса в материале при УВО

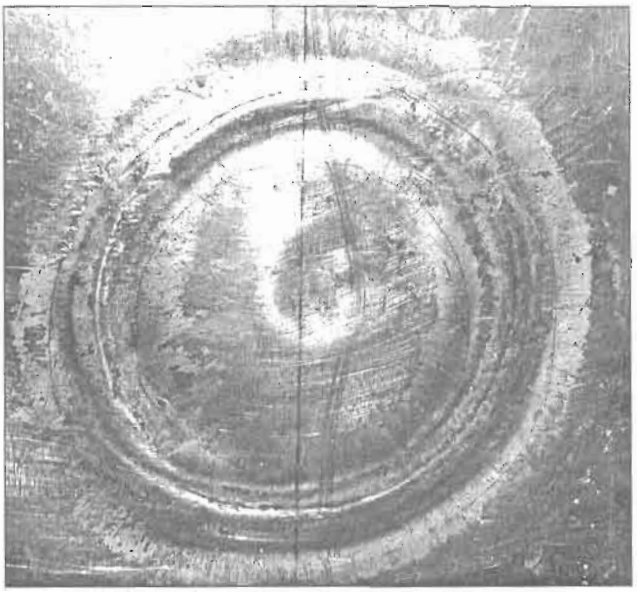


Рис. 6. Общий вид образца после обработки по кольцевой схеме

На рис. 6 приведен вид образца после обработки кольцевым шнуровым зарядом, на котором видна деформированная центральная зона, смещенная относительно центра на величину порядка ε.

Результаты измерения остаточных напряжений сжатия ост внутри обрабатываемой зоны показали, что при кольцевой конфигурации шнурового заряда с вариацией диаметра кольца от 80 до 120 мм значения $\sigma_{ост}$ составили 60 МПа при максимальной удельной мощности заряда равной 33 г/м. При этом по данным [9] величина $\sigma_{ост}$, необходимая для торможения усталостной трещины, составляет 0,5 $\sigma_{0,2}$ для обрабатываемого материала.

Применение спиральных схем укладки шнуровых зарядов позволило увеличить уровень $\sigma_{ост}$ до 80...95 МПа, при этом максимальный уровень ост достигал 170...180 МПа, при удовлетворительном качестве поверхности металла.

Для проверки адекватности численного метода определения параметров ударной волны разработана методика измерения давления в УВ. Для измерений применяют специальные датчики давления, чувствительным элементом которого является пьезоэлектретная пленка толщиной 28 мкм и пьезомодулем $8{,}9 \cdot 10^{-12}$ Кл/Н, общая толщина датчика вместе с электродами не превышает 40 мкм, что позволяет пренебречь эффектами отражения волны при измерениях. Данная методика позволяет экспериментально определить параметры УВ-воздействия на материал при сложных спиральных схемах обработки материалов, численное моделирование которых, в силу сложной геометрии заряда, представляет значительные трудности. Использование численного моделирования УВ-процессов с разработанными экспериментальными методиками позволяет значительно сократить количество экспериментов и оптимизировать технологические схемы УВО материалов.

1. *Рихтмайер Р., Мортон К.* Разностные методы решения краевых задач. — М.: Мир, 1972. — 418 с.
2. *Higbie L. C., Plooster M. N.* Variable pseudoviscosity in one dimensional hyperbolic difference schemes // J. Comput. Phys. — 1968. — **3**. — P. 154–156.
3. *Каширский А. В., Орленко Л. П., Охитин В. Н.* Влияние уравнения состояния на разлет продуктов детонации // Журн. прикладн. механики и физики. — 1973. — № 2. — С.165–170.
4. *Физика* взрыва / Ф. Ф. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович и др. — М.: Наука, 1975. — 704 с.
5. *Расчет* параметров взрывных волн в плотных средах при различных схемах детонации / Е. Г. Баранов, В. А. Коваленко, Г. М. Ляхов // Журн. прикладн. механики и физики. — 1980. — № 1. — С. 133–140.
6. *Пепекин В. И., Махов М. Н., Лебедев Ю. А.* Теплоты взрывчатого разложения индивидуальных ВВ // Докл. АН СССР. — 1977. — **232**, № 4. — С. 852–855.
7. *Самарский А. А., Попов Ю. П.* Разностные схемы газовой динамики. — М.: Наука, 1975. — 352 с.
8. *Калиткин Н. Н.* Численные методы. — М.: Наука, 1978. — 512 с.
9. *Кныш В. В.* Определение циклической долговечности элементов конструкций при торможении усталостных трещин // Автомат. сварка. — 2000. — № 9/10. — С. 73–75.

MATHEMATICAL MODELLING OF WELDING PHENOMENA

B. PALOTAS
(Budapest University of Technology and Economics, Hungary)

The development of computer technology is followed by welding in the last 15 years. It is true for software development and hardware application. The paper gives a summary of computer technology application and mathematical modelling in welding, with a demonstration of software development and modelling activity carried out in Hungary. After some statistical data about software application in welding, paper demonstrates the differences between the database handling, calculation software and elements of Artificial Intelligence. Some of the most important results of software developments carried out in Budapest University of Technology and Economics (BUTE) is also introduced in paper.

За последние 15 лет были получены значительные успехи в развитии компьютерной технологии, которые оказали существенное влияние на сварку. Это относится как к математическому обеспечению, так и к техническим средствам. В докладе приведено краткое описание применения компьютерной технологии и математического моделирования в сварке, а также на примерах показаны работы, проводимые в Венгрии в области разработки компьютерных программ и моделирования. Приведены некоторые статистические данные о применении компьютерных программ в сварке, показаны различия между использованием баз данных, расчетных программ и элементов искусственного интеллекта. В докладе также рассматриваются некоторые наиболее значительные результаты, полученные Будапештским университетом технологии и экономики, в области разработки математического обеспечения.

The welding engineer is often faced with the task of developing a welding technology, after he has first selected the welding procedure in accordance with the prescribed characteristics and the geometrical requirements of the weld. Then it is necessary to calculate the course of the welding process, the criteria for optimisation being the weld form, the quality stability and the weldability of the material under preestablished physical, technical and economical conditions. The physical processes should be described by natural laws, such as the conservation, transmission and conversation of energy. The technical and economic conditions, on the other hand, such as time, output and cost, can be influenced. They, therefore, form the basis for the optimisation problem. This complicated problem can be solved theoretically or empirically. Less and less time available for project planning tasks makes it increasingly necessary to avoid empirical test methods and to search for more effective methods of studying and developing welding technologies.

Automated preparation of the technological data increases the labour productivity of the engineer, but basically does not change the quality of the design work. This is due to the fact that the welding parameters are prescribed on the basis of empirical information.

The quality of the design work can, however, be improved considerably using the theory of welding process in the form of certain mathematical models. These models should as far as possible contain complete information about the process to be calculated. It would be advantageous to create universal models for the form of the welds and the weld defects. The software for the mathematical model is only produced once and can be rendered more precise as knowledge of the process to be studied increases [1].

Statistical data of software application in welding. The statistical data about computer application in welding can be seen in Figure 1. The Figure was completed on the basis of papers analysis of International conferences on computer technology in welding organised by AWS and TWI.

The Figure shows that the most papers are presented about process control, welding procedure specification preparation and modelling of welding phenomena. From modelling of welding phenomena the most papers present the modelling of welding processes.

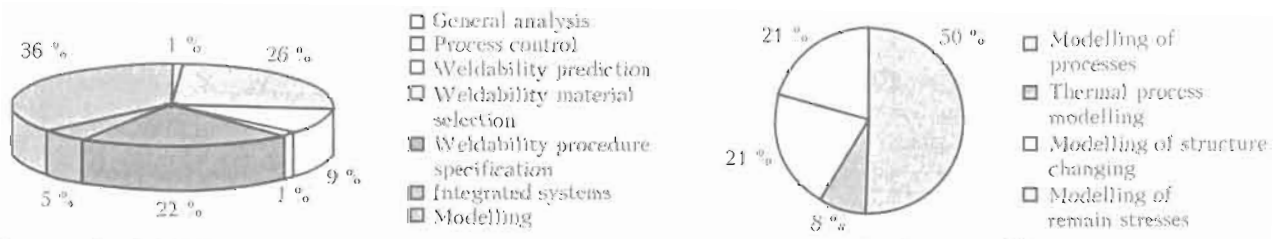


Figure 1. Statistical data of papers presented in International conferences on computer technology in welding

© B. PALOTAS, 2004

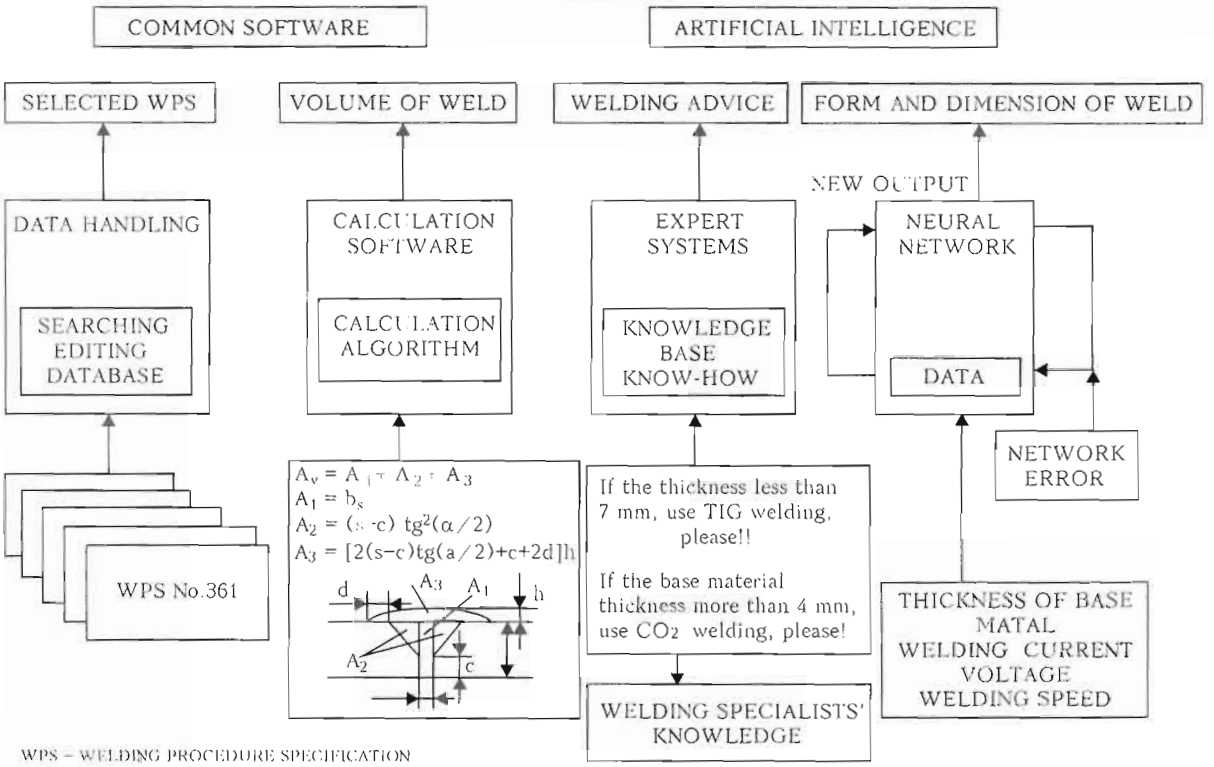


Figure 2. Differences between software systems

Software application in the area of welding. The welding specialists use both common software and the Artificial Intelligence (AI).

The common software means the calculation software and the database handling software. The AI means in the area of welding [2] the expert systems, neural networks, robot techniques and off-line programming of robots, process control, sensor applications, application of microprocessor controlled welding equipment and computer-aided education of welding specialists.

The differences between common software and elements of AI can be seen in Figure 2.

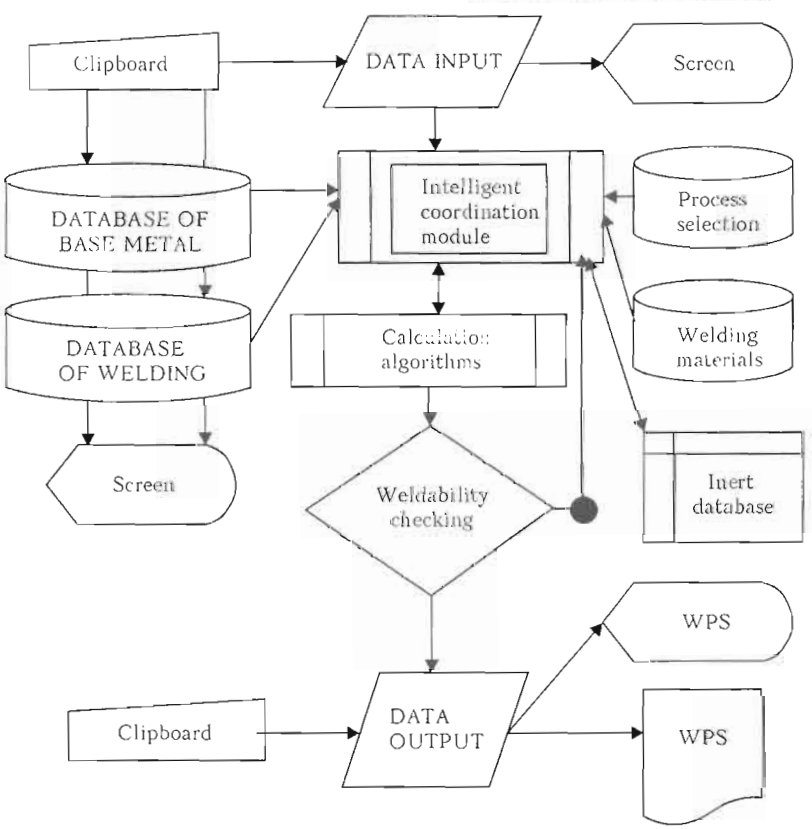


Figure 3. Flow chart of WELDTECHN CAPP system

The common software means the database handling software and calculation software. Expert systems are modelling the thinking of welding specialist. The neural networks can take into consideration the fuzzy-effects.

Into the expert systems they take into consideration the welding procedure selection software, welding materials (consumable) selection software, welder selection programs, welding parameter selection programs, etc.

In the practice much software has expert system parts and much integrated system is applied, but the real expert system is the EUROWELD program [3]. This software system was a result of international co-operation, 11 countries took part in a EUREKA project, which gives the frame of EUROWELD development.

We can find much software in the technical literature, and we can say that the computer is widely applied in the areas of welding. Some applications can be seen in [4] and [5]. In the following some application examples will be introduced from Hungary.

An integrated computer system named WELDTECHN. The WELDTECHN system is a computer-aided process planning (CAPP) one which was worked out at BUTE the first in the word (Figure 3) [6, 7].

The WELDTECHN software calculates the welding parameters in the case of welding processes, such as manual arc welding, gas-shielded metal arc welding, gas tungsten-electrode arc welding, submerged arc welding and process combinations for welding of steels.

Computer-aided process planning of surfacing. The surfacing (hardfacing) and repair welding require very wide knowledge (Figure 4). It means a computer system should be very useful for welding specialists. We worked out the system plan of surfacing CAPP [8]. Unfortunately, the software development of this algorithm was not carried out still.

Preheating temperature calculation of steel in order to avoid the cold cracking. Mathematical mo-

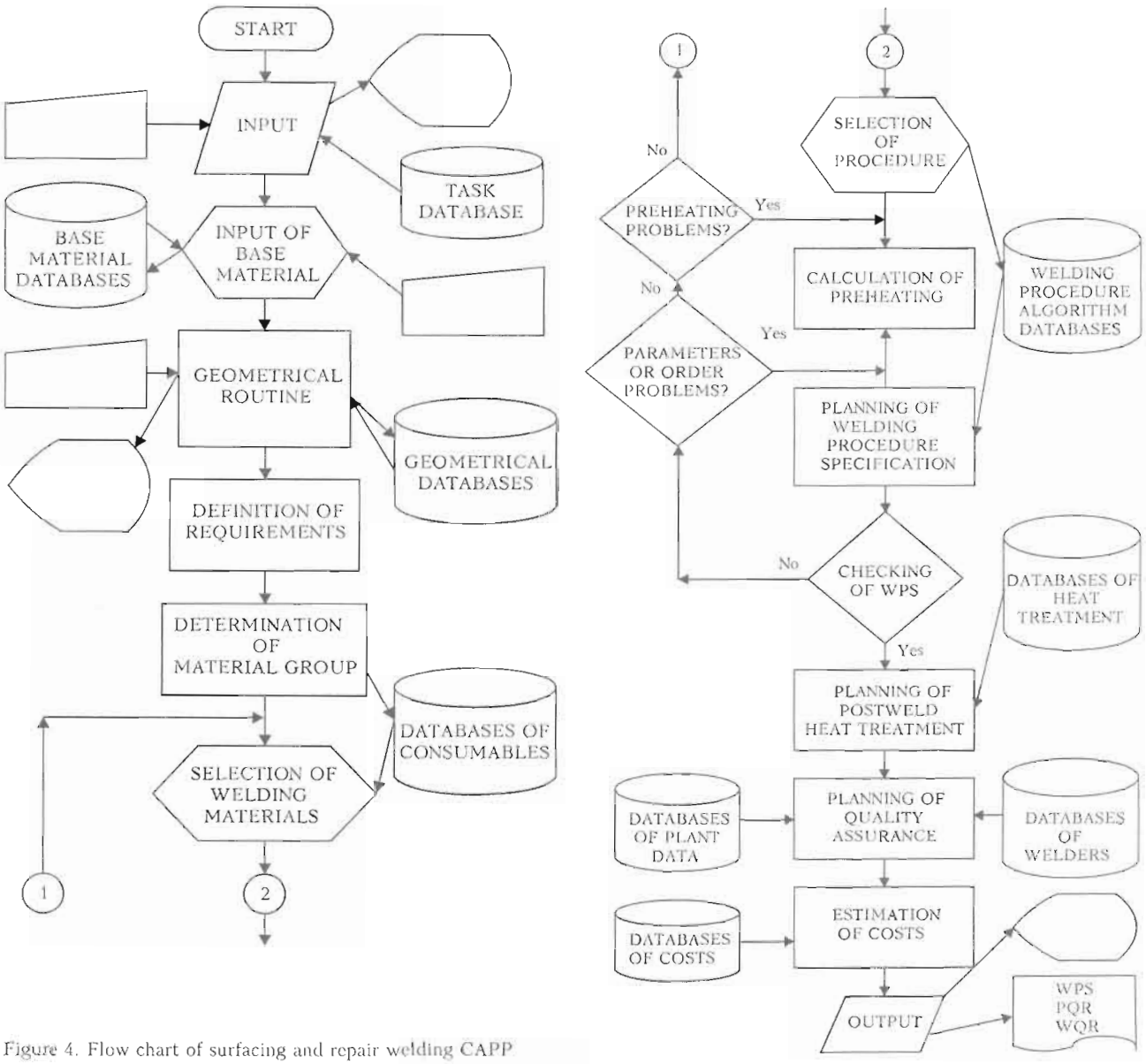


Figure 4. Flow chart of surfacing and repair welding CAPP

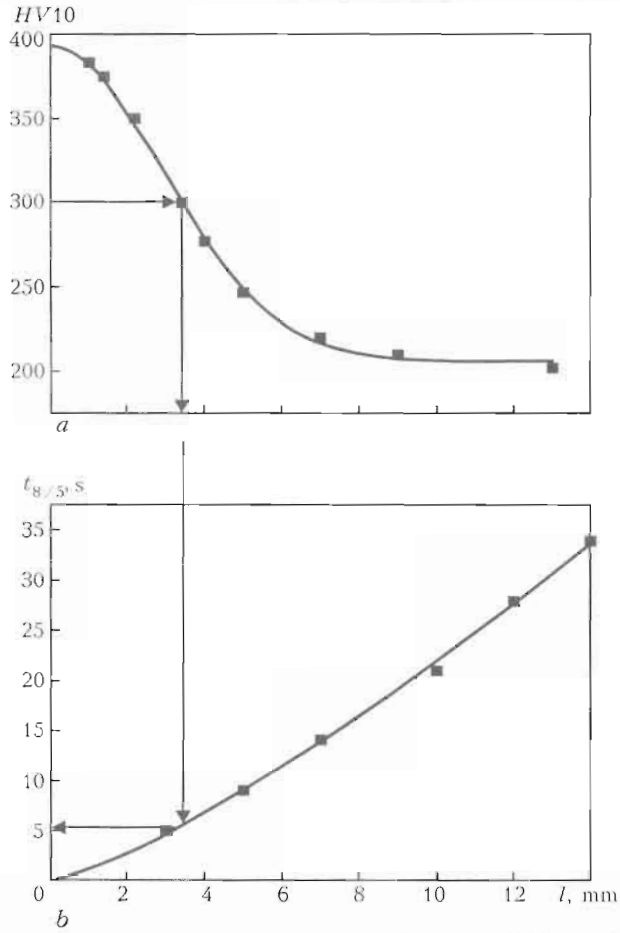


Figure 5. HAZ hardness (*a*) for critical cooling time calculation (*b*) from the end face distance *l* measured in Jominy curve for material 52D

delling result was the preheating temperature calculation software in order to avoid the cold cracking [9]. As well-known, there is an equation between the critical cooling time ($t_{8/5}$) and the heat input (Q) depended on the heat conductivity. Formulae (1) and (2) show the cooling time for 2D and 3D heat conductivity, respectively:

$$t_{8/5} = \frac{1}{4\pi\lambda c\rho}\frac{Q^2}{s^2}\left[\left(\frac{1}{500 - T_0}\right)^2 - \left(\frac{1}{850 - T_0}\right)^2\right], \quad (1)$$

$$t_{8/5} = \frac{1}{2\pi\lambda} Q\left[\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{850 - T_0}\right], \quad (2)$$

where λ is the heat conductivity factor; ρ is the density of base material; c is the specific heat; s is the thickness; T_0 is the preheating temperature. The mechanical properties in the welded joint are depended on the cooling time and other factors:

$$\text{mechanical properties} = \text{f}(t_{8/5}, \text{chemical composition}, \ldots). \quad (3)$$

If we know the critical cooling time accurately then we can calculate the required heat input accurately as well. We found the connection between the end face cooling test and cooling time relation:

$$t_{8/5} = 1.141 \cdot 1^{1.2836}. \quad (4)$$

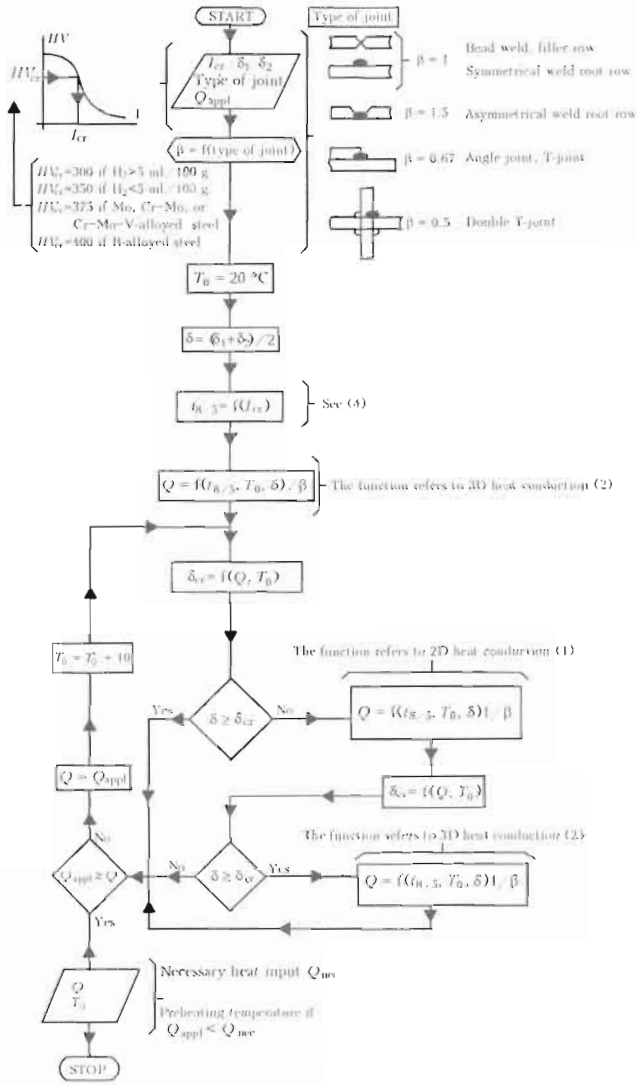


Figure 6. Heat input and preheating temperature calculation for welding steel

From hardness allowed in the heat-affected zone (Figure 5, *a*) we can calculate the critical cooling time (Figure 5, *b*).

On the base of above written we could prepare the heat input or preheating temperature calculation algorithm (Figure 6).

The critical thickness (δ_{cr}) which shows changing heat conductivity for 2D to 3D, is given in function

$$\delta_{cr} = \sqrt{\frac{Q}{2c\rho}\left(\frac{1}{500 - T_0} + \frac{1}{850 - T_0}\right)}. \quad (5)$$

We found that applying algorithm by Figure 6 the heat input and preheating temperature can be calculated accurately.

Finite element modelling. The FM-modelling of welding phenomena is a new area of welding modelling. Much result can be seen in the references, for example, about FE-modelling of resistance welding processes.

We carried also out some FE-modelling works, our areas of modelling are demonstrated in Figure 7 and results obtained can be seen in [10].

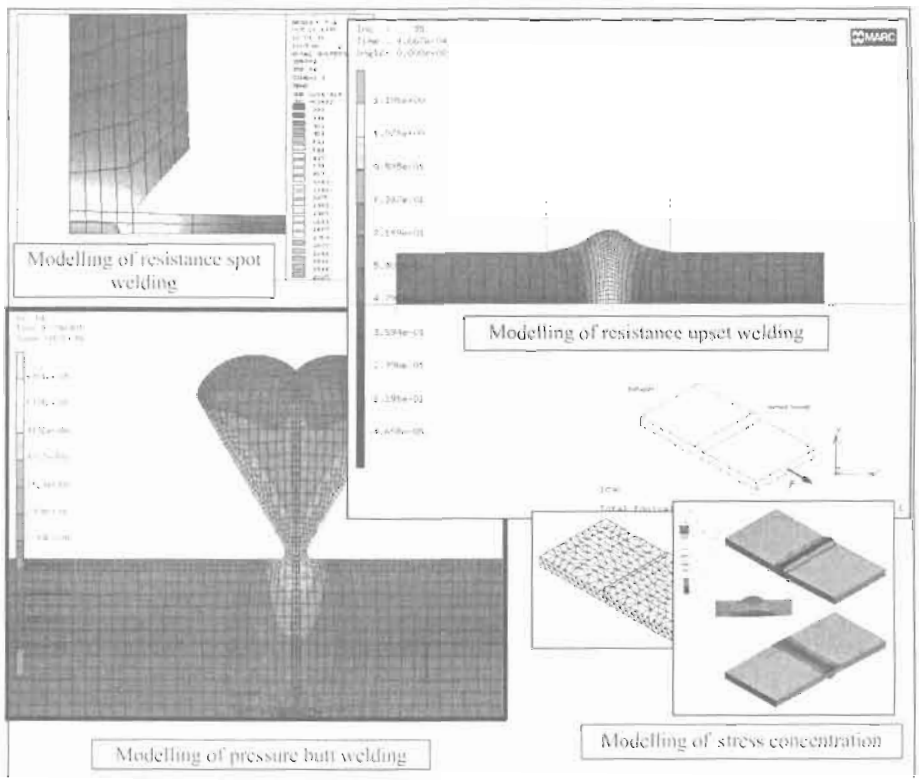


Figure 7. Examples of FE-modelling carried out at BUTE

The FE-modelling gives a possibility of getting results for CAPP (Figure 8) and we can analyse much welding phenomena.

CONCLUSION

Mathematical modelling of welding phenomena is a wide applied area in the technical practice of welding. Many conferences are organised for exchange and demonstrate the modelling results and for meeting of specialists. The development of computer technology is followed by welding well. Mathematical modelling of welding and application of computer technology in the welding is applied in Hungary as well. There are results of database handling software and calculation software, but the application of AI elements can be also found in Hungary. Paper showed some results of welding modelling and computer application carried out in Hungary.

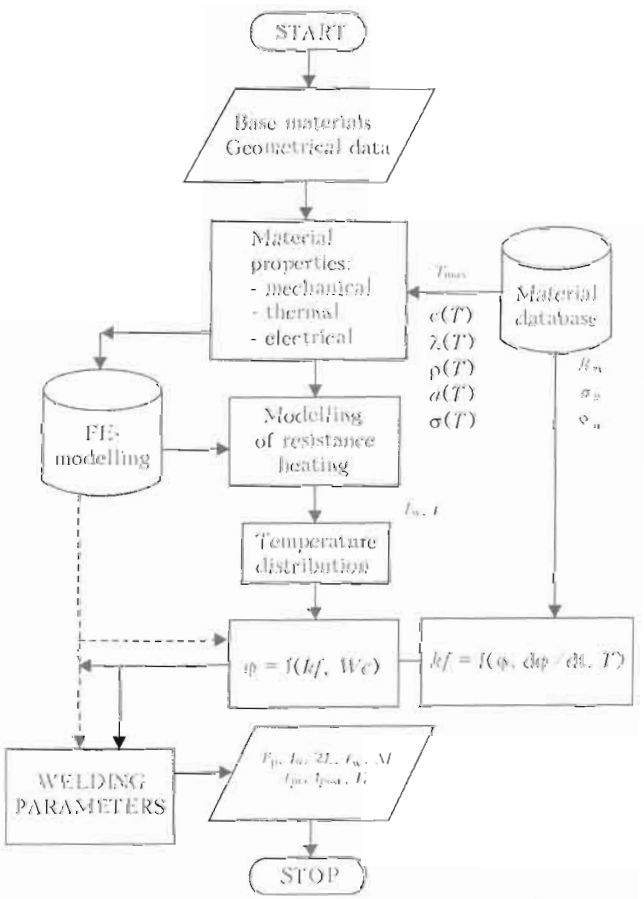


Figure 8. Flow chart of resistance upset welding CAPP

1. Sudnik, W. (1991) Research into fusion welding technologies based on physical-mathematical models. *Schweissen und Schneiden*, 43(10), 588–590.
2. Shaw, H.F., Lucas, W. (1994) The potentials of neural network in welding. In: *Proc. of 5th Int. Conf. on Computer Technology in Welding*, Paris. Paper 52.
3. Lucas, W., Brightmore, A.D. EUROWELD — an expert system for the welding engineer. *IIW Doc. XII-1298–92*.
4. Budgifvars, S. Computer-aided welding (CAW). *IIW Doc. XII-1295–92*.
5. www.weldoffice.com
6. Palotas, B., Konkoly, T. Computerised design of welding technologies. *IIW Doc. XII-1115–89*.
7. Palotas, B. (1993) Proektirovanie svarki na IBM PC. *Svarochn. Proizvodstvo*, 4, 25–27.
8. Palotas, B., Beres, L., Keskeny, B. et al. (1997) Computer-aided hardfacing technology planning. In: Proc. of 7th Int. Conf. on Computer Technology in Welding. San Francisco, CA, USA, July 8–11, 1997. *NIST Special Publ.*, 923, 529–544.
9. Gyura, L., Palotas, B. (1997) Problems and possibility of cold cracking sensitivity prediction. In: *Mathematical modelling of weld phenomena 3*. London: Institute of Materials. 775–788.
10. Palotas, B. (2002) Finite element modelling on welding processes and welding phenomena. In: *SME Techn. Paper AD02-278*. Dearborn, Mi, USA.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКОЙ С ПОДОГРЕВОМ

В. ПЕКАРСКА
(Ин-т механики и основ конструкций машин, Политехника Ченстоховская, Польская Республика)

Предложена математическая модель лазерной сварки с подогревом, описывающая температурное поле, фазовые превращения и изотропные деформации в результате действия двойного лазерного луча. Первый луч, меньшей мощности, выполняет функцию подогрева, а второй, большей мощности — сварки. Температурное поле определяется уравнением неустановившегося потока тепла с конвективным членом с использованием функции Грина. Модель фазовых превращений в твердом состоянии для свариваемой стали базируется на положении о непрерывном охлаждении и уравнениях Аврами, Койстинена и Марбургера. Массовая доля фаз во время охлаждения определена как функция температуры и скорости охлаждения, а приросты деформаций — в зависимости от температуры и фазовых превращений.

The mathematical model describing a temperature field, phase transformations and isotropic strains resulting from the effect exerted by the double laser beam during the process of laser welding with preheating is suggested. The first beam of a lower power performs the preheating function, while the second beam of a higher power performs the welding function. The temperature field is determined using the unsteady-state heat flow equation that involves the convection term using the Green function. The model of solid-state phase transformations for steel welded is based on an assumption of continuous cooling and on the Avrami, Koistinen and Marburger equations. The mass fraction of phases during cooling is determined as a function of temperature and cooling rate, while the increments of strains are determined depending upon the temperature and phase transformations.

Введение. По сравнению с традиционными способами лазерная сварка характеризуется рядом технологических (и экономических) преимуществ, в частности, позволяет получать высокое качество сварного соединения при малой ширине шва, что достигается в результате управления движением концентрированного лазерного луча. Лазерная сварка обеспечивает быстрое локальное плавление металла и позволяет достигать значительной геометрической прецизионности сварных соединений при удовлетворительной производительности, что особенно важно при сварке длинномерных изделий. Однако в процессе лазерной сварки возникает ряд явлений, нехарактерных для традиционных способов сварки [1–5]. Так, в результате высокой скорости сварки и действия высококонцентрированных источников тепла возникает существенный температурный градиент, который приводит к резкому изменению теплофизических характеристик свариваемого материала. В некоторых сталях в результате теплового цикла во время лазерной сварки образуется многофазная структура, а фазовые превращения обусловливают существенную изотропную деформацию. Одна из причин данного явления — образование при охлаждении металла структуры с большей массовой долей, чем у аустенита. Такая структурная деформация совместно с тепловой приводит к возникновению временных напряжений, а в итоге — остаточных [1, 6–9]. В общем свойства сварного соединения зависят от удельного состава отдельных структурных составляющих, которые характеризуются различными механическими свойствами. Поэтому при моделировании процессов, происходящих во время сварки, кроме изменения температуры, следует учитывать также кинетику фазовых превращений. Подобное моделирование можно проводить цифровым методом с помощью диаграмм анизотермического распада аустенита (АРА).

При лазерной сварке в связи с большой скоростью охлаждения в металле ЗТВ образуются закаленные структуры, что наблюдается даже в хорошо свариваемых сталях. Для снижения скорости охлаждения металла производится сопутствующий подогрев свариваемых элементов, что однако является затруднительным при сварке длинномерных изделий. При лазерной сварке эту проблему можно решить с использованием двойного луча [4], когда один луч (меньшей мощности) выполняет функцию подогрева, а другой (большей мощности) — сварки.

В работе представлена модель процесса лазерной сварки с сопутствующим подогревом. Численное моделирование выполнено для температурного поля, массового фазового состава и кинетики фазовых превращений при сварке листа из стали 18G2AV.

© В. ПЕКАРСКА, 2004

Температурное поле. Температурное поле определено по уравнению неустановившегося потока тепла с конвективным членом вида

$$a\nabla^2 T(\mathbf{x}, t) - \frac{\partial T(\mathbf{x}, t)}{\partial t} + \nabla T(\mathbf{x}, t)\mathbf{v} + \frac{Q_V}{C_{ef}} = 0, \qquad (1)$$

где a — коэффициент температуропроводности материала; C_{ef} — удельная теплоемкость; Q_V — мощность объемных источников тепла; $\mathbf{x} = \mathbf{x}(x_\alpha)$ — вектор положения рассматриваемой точки; $\mathbf{v} = \mathbf{v}(\mathbf{x}, t)$ — вектор скорости перемещения лазерного луча.

Уравнение (1) решено методом суперпозиции функции Грина, предложенным в работе [4], и заключается в интегрировании функции Грина в объеме в виде призмы ($-\infty < x, y < \infty$, $0 \le z < \infty$) с начальным и граничными условиями:

$$T(x, y, z, 0) = 0,\ t(x, y, z, t) = 0,$$
$$\begin{vmatrix} x, y \to \pm\infty, \\ z \to \pm\infty, \end{vmatrix} \qquad (2)$$

$$q_z = 0, \quad z = 0. \qquad (3)$$

Принимается модель полубесконечного тела с началом системы координат $\{x', y', z'\}$ в точке большего (свариваемого) источника тепла (рис. 1).

В алгоритме решения использована техника фиктивных источников. Принято, что стационарное решение существует для времени t, а подвижная система координат $\{x', y', z'\}$ перемещается относительно базовой системы координат со скоростью $\mathbf{v} = \mathbf{v}(u, 0, 0)$ параллельно оси x.

Температурное поле в рассматриваемой точке определяют два источника тепла, подогревающий имеет гауссово распределение

$$q_1(x', y', z') = \frac{Q_1(1 - R)}{2\pi r^2} \times \exp\left(-\frac{(x')^2 + (y')^2}{2r^2} - \beta|z'|\right), \qquad (4)$$

где β — коэффициент абсорбции; Q_1 — мощность подогревающего лазерного луча; R — коэффициент отражения; $\sqrt{2}r$ — диаметр лазерного луча.

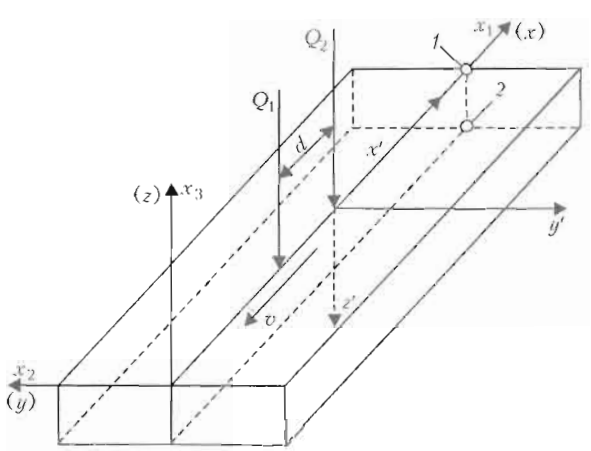


Рис. 1. Схема образца

Температура в рассматриваемой области в результате термической нагрузки подогрева (4) выражается в виде

$$T_1(\mathbf{x}, t) = \frac{1}{C_{ef}} \int_0^t \int_V \tilde{Q}(\mathbf{x}', t') G(|\mathbf{x} - \mathbf{x}'|, t - t') dV' dt'. \qquad (5)$$

Интегрируя (5) по пространственным координатам с учетом (4), получаем

$$T_1(x, y, z, t) = \int_0^t \frac{Q_1(1 - R)}{4\pi\rho c[r^2 + 2a(t - t')]} \times \exp\left(\alpha\beta^2(t - t') - \frac{[x - u(t - t') - d]^2 + y^2}{4\alpha(t - t') + 2r^2}\right) \times \left[e^{\beta z}\operatorname{erfc}\left(\beta\sqrt{a(t - t')} + \frac{z}{2\sqrt{a(t - t')}}\right)\right] \times \left[e^{-\beta z}\operatorname{erfc}\left(\beta\sqrt{a(t - t')} - \frac{z}{2\sqrt{a(t - t')}}\right)\right] dt', \qquad (6)$$

где $\operatorname{erfc}(x) = 1 - \operatorname{erf}(x)$; $\operatorname{erf}(x)$ — функция ошибок.

Главный (свариваемый) источник мощностью Q_2 находится на расстоянии d за источником подогрева ($x = 0$ и $y = 0$) с распределением мощности в виде

$$q_2(x', y', z') = Q_2 \frac{H(z')}{h_z}, \quad \begin{vmatrix} x' = 0, y' = 0, \\ -\infty < z' < \infty, \end{vmatrix} \qquad (7)$$

где h_z — глубина лазерного проплавления; $H(z')$ принимает следующие значения:

$$H(z') = \begin{cases} 1, & -h_z \le z' \le h_z, \\ 0, & |z'| > h_z. \end{cases} \qquad (8)$$

Тогда

$$T_2(x, y, z, t) = \int_0^t \frac{Q_2(1 - R)/h_z}{8\rho c[\pi a(t - t')]} \times \exp\left(\frac{[x - u(t - t')]^2 + y^2}{4a(t - t')}\right) \times \left[\operatorname{erfc}\left(\frac{z - h_z}{2\sqrt{a(t - t')}}\right) - \operatorname{erfc}\left(\frac{z + h_z}{2\sqrt{a(t - t')}}\right)\right] dt'. \qquad (9)$$

Температура свариваемого тела $T(x_\alpha, t) = T_1(x_\alpha, t) + T_2(x_\alpha, t) + T_0$.

Фазовые превращения. Модель фазовых превращений разработана для свариваемой стали повышенной прочности 18G2AV (химический состав следующий, мас. %: 0,19 C; 1,56 Mn; 0,27 Si; 0,017 P; 0,024 S; 0,04 Cr; 0,033 Al; 0,17 V), диаграмма АРА которой представлена на рис. 2.

Массовая доля аустенита, образовавшегося во время нагрева, определяется по формуле Мехля–Аврами [10–13]

$$\eta_A(T, t) = 1 - \exp(-bt^n), \qquad (10)$$

где η_A — массовая доля аустенита, образующегося во время нагрева; $b = b(T)$ и $n = n(T)$ —

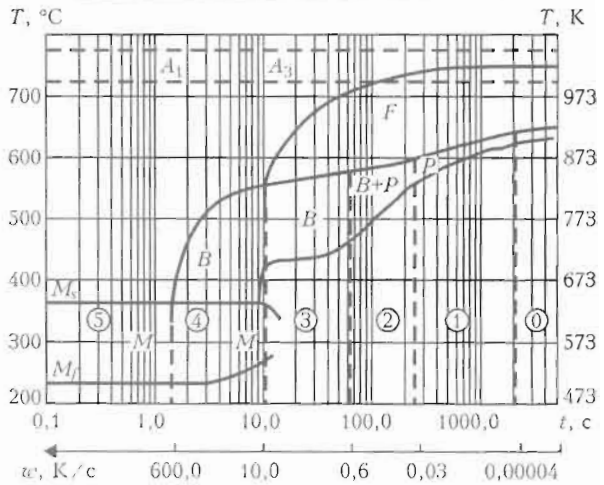


Рис. 2. Диаграмма АРА стали 18G2AV

коэффициенты, определяемые из условий начала ($\eta_s = 0,1$) и окончания ($\eta_f = 0,9$) превращений.

Массовая доля фазы, образовавшейся во время охлаждения аустенита, определяется температурой и скоростью охлаждения в температурном интервале 800...500 °С. Количественно массовая доля новой фазы (феррита, перлита либо бейнита) определяется с учетом скорости охлаждения по формуле Мехля–Аврами (диффузионные превращения) и уже существующих удельных составляющих

$$\eta_{i+1}(T, t) = \eta(\cdot)\,(\bar{\eta}_A - \Sigma\eta_i)\,(1 - \exp(-b\,t^n)). \qquad (11)$$

Массовая доля мартенсита определяется по формуле Койстинена–Марбургера

$$\eta_{M_f}^{i+1}(T, t) = \eta(\cdot)\,(\bar{\eta}_A - \Sigma\eta_i)\,[1 - \exp(-k(M_s - T))], \qquad (12)$$

где η_i — массовая доля фаз, образовавшихся в процессе охлаждения; M_s, M_f — температуры начала и окончания мартенситного превращения; $k = 0,02$ — коэффициент, зависящий от температурного интервала мартенситного превращения [M_s, M_f]; $\eta(\cdot)$ — максимальная массовая доля фазы в данном интервале (см. рис. 2).

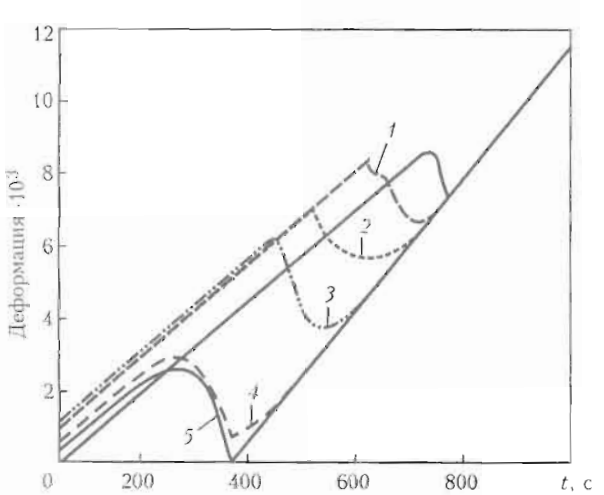


Рис. 3. Дилатометрические кривые: *1* — $w = 0,0015$ К/с; *2* — 0,3; *3* — 4,6; *4* — 300; *5* — 770

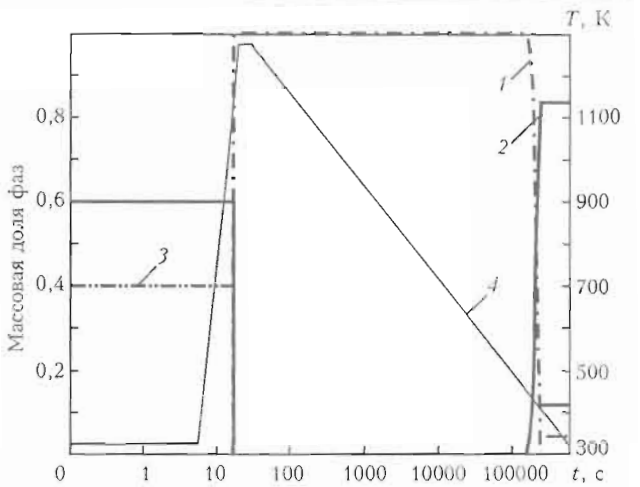


Рис. 4. Кинетика фазовых превращений для 1-го цикла при $w_{8/5} = 0,0015$ К/с: *1* — аустенит; *2* — феррит; *3* — перлит; *4* — температура

Термические и фазовые деформации. Приросты деформации в зависимости от температуры и фазовых превращений во время нагрева и охлаждения определяются по формулам

$$\partial\varepsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT - \varepsilon_A^{Ph} d\eta_A,$$
$$\partial\varepsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT + \sum_{i=2}^{i=5} \varepsilon_j^{Ph} d\eta_j, \qquad (13)$$

где $\alpha_i = \alpha_i(T)$ — коэффициенты линейной дилатации соответственно аустенита (A), бейнита (B), феррита (F), мартенсита (M) и перлита (P); $i = A, B, F, M, P$; $\varepsilon_j^{Ph} = \varepsilon_j^{Ph}(T)$ ($j = A, B, F, M$ и P) — изотропные деформации фазового превращения исходной структуры соответственно в аустенит и аустенита в феррит, перлит, бейнит и мартенсит.

Значения коэффициентов линейной дилатации и изменения объема в зависимости от фазовых превращений принимаем в соответствии с экспериментальными данными, полученными на установке с воспроизведением тепловых циклов при различных скоростях нагрева и охлаждения.

Примеры использования модели. С помощью представленной модели фазовых превращений выполнено численное исследование деформации и количества фаз для стали 18G2AV при разных термических циклах с определенными скоростями охлаждения $w_{8/5}$. Значения использованных скоростей охлаждения, учитывающих периоды изменения $w_{8/5}$, принято по диаграмме АРА (рис. 2).

Дилатометрические кривые для принятых циклов представлены на рис. 3, а кинетика фазовых превращений — на рис. 4–6.

Пример расчетов. Выполнено численное моделирование процесса лазерной сварки с подогревом для образца размером 100×20×5 мм. В расчетах принято мощность подогревающего источника тепла $Q_1 = 2,2$ кВт при диаметре луча 5 мм, а свариваемого (главного) источника $Q_1 = 4,8$ кВт при диамет-

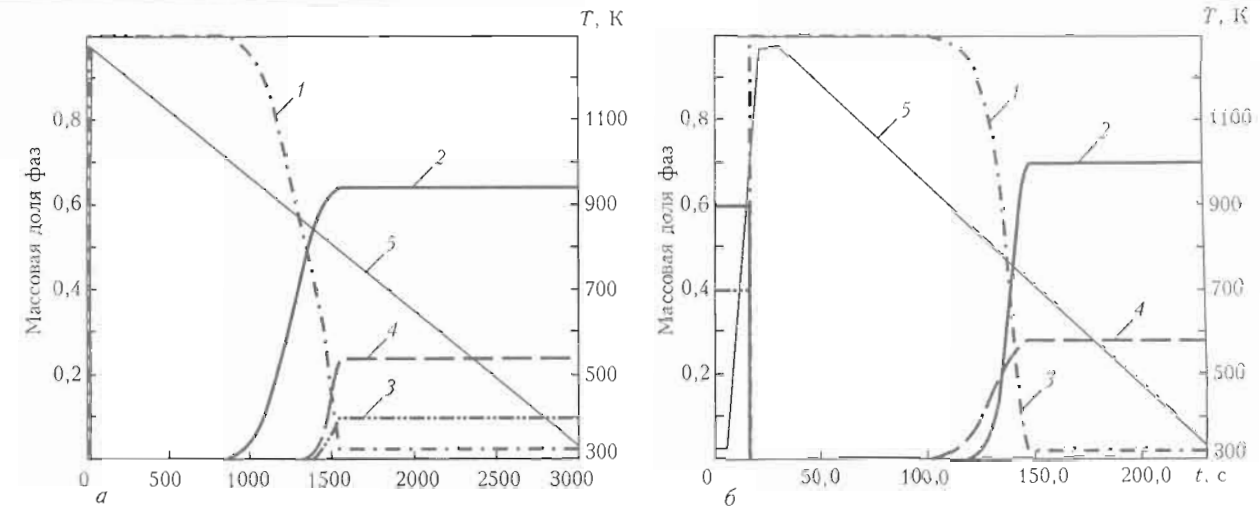


Рис. 5. Кинетика фазовых превращений для 2-го цикла при $w_{8\ 5} = 0{,}3$ К/с (*а*) и 3-го цикла при $w_{8\ 5} = 4{,}6$ К/с (*б*): *1* — аустенит; *2* — феррит; *3* — перлит; *4* — бейнит; *5* — температура

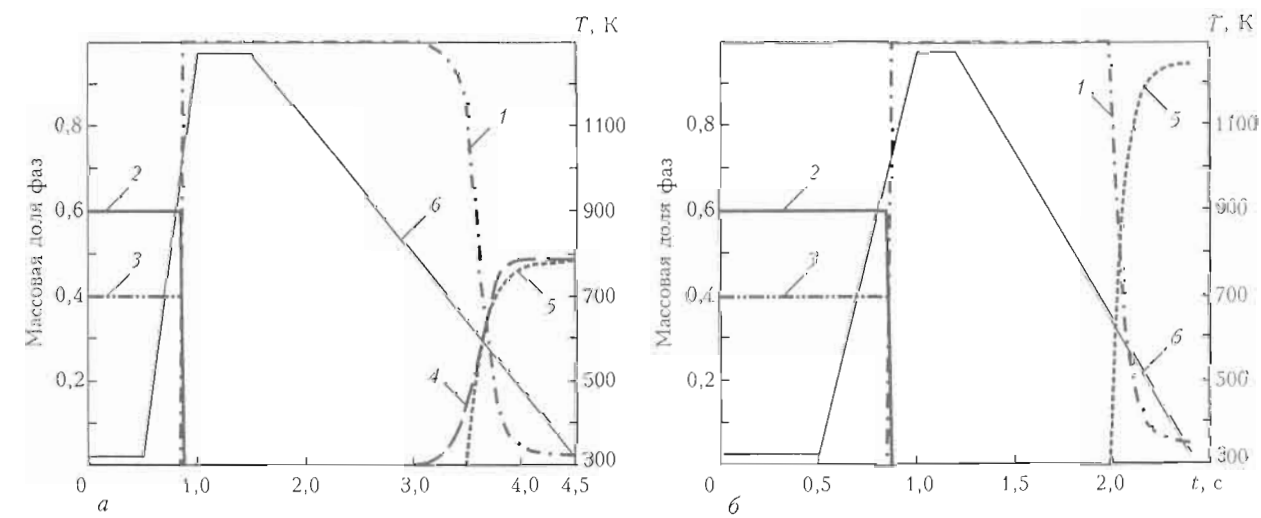


Рис. 6. Кинетика фазовых превращений для 4-го цикла при $w_{8\ 5} = 300$ К/с (*а*) и 5-го цикла при $w_{8\ 5} = 770$ К/с (*б*): *1* — аустенит; *2* — феррит; *3* — перлит; *4* — бейнит; *5* — мартенсит; *6* — температура

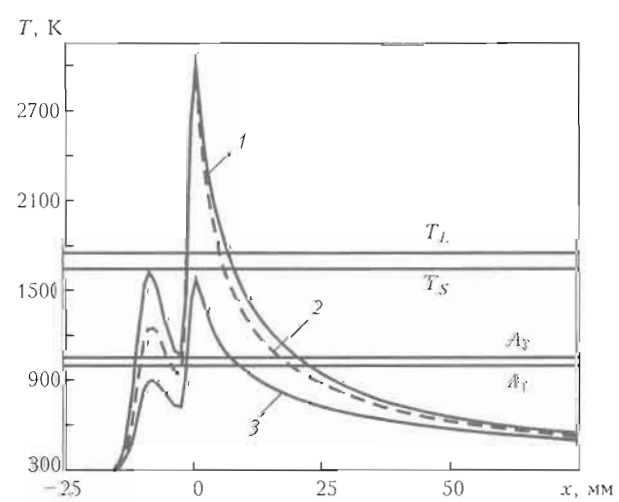


Рис. 7. Распределение температуры в плоскости действия источников тепла: *1* — $z = 0$; *2* — 2,5; *3* — 5,0 мм

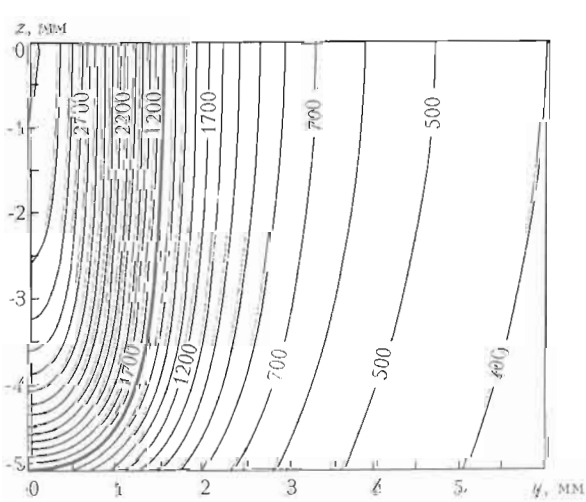


Рис. 8. Изолинии температуры в металле ЗТВ (зона максимальной температуры)

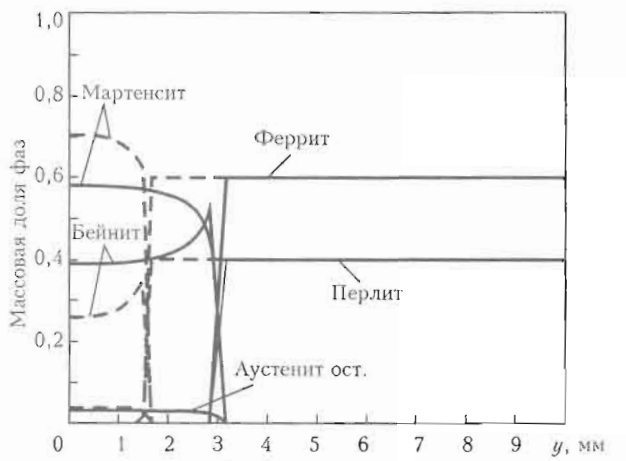


Рис. 9. Массовая доля фаз в поверхностном верхнем (сплошная кривая) и нижнем (штриховая) слое

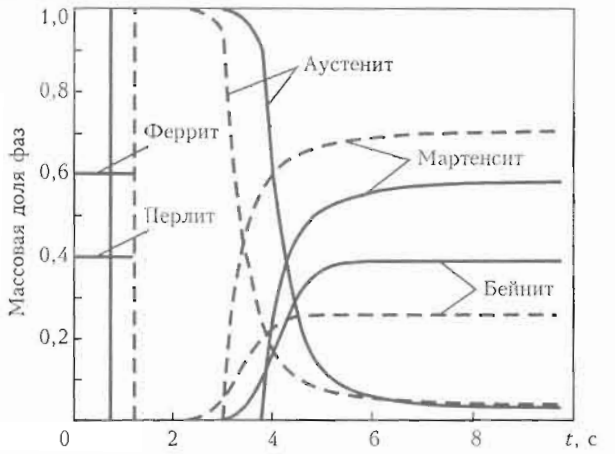


Рис. 10. Кинетика фазовых превращений в точках *1* и *2* (рис. 1) верхнего (сплошная кривая) и нижнего (штриховая) слоя поверхности образца

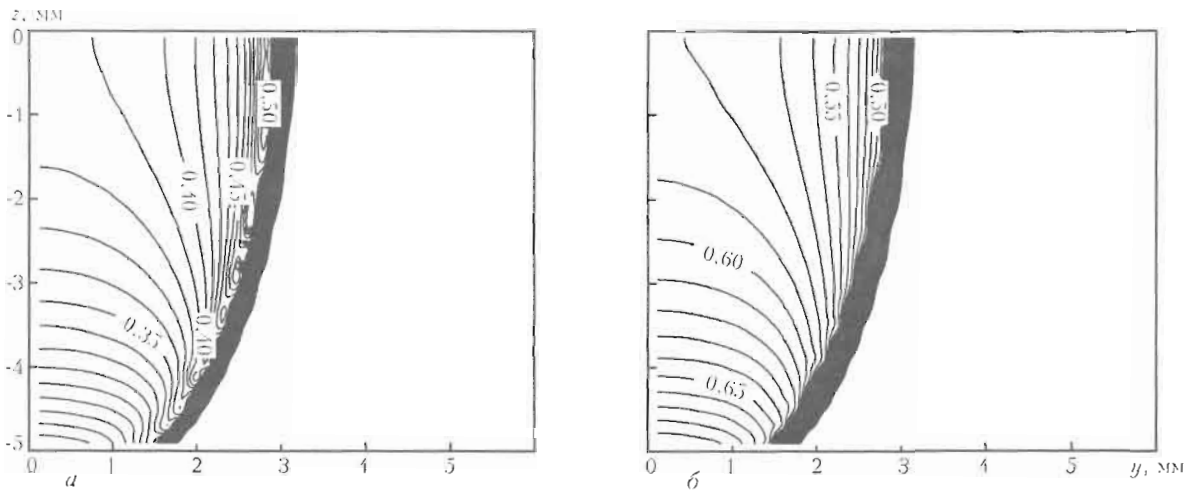


Рис. 11. Изолинии массовой доли бейнита (*а*) и мартенсита (*б*) в металле ЗТВ после сварки

ре луча 2 мм. Принимаем также, что источники тепла перемещаются со скоростью $2 \cdot 10^{-2}$ м/с на расстоянии d = 10 мм между собой. Допустим, что коэффициент абсорбции β = 200 и коэффициент отражения R = 0,3. В расчетах фазовых превращений использовано диаграмму АРА стали 18G2AV (см. рис. 2).

Температура, массовая доля фаз с обозначением ЗТВ и деформаций, образующихся при заданных нагрузках сварки с подогревом, показаны на рис. 6–11.

1. *Бокота А., Пекарска В.* Напружений стан у зоні термічного впливу при лазерному зварюванні // Машинознавство. — 2003. — № 6. — С. 27–32.
2. *Kyrsanidi An. K., Kermanidis Th. B., Pantelakis Sp. G.* Numerical and experimental investigation of the laser forming process // J. Mater. Proc. Technol. — 1999. — N 87. — P. 281–290.
3. *Lankalapalli K. N.* Model-based weld penetration depth estimation // Welding in the World. — 1997. — **39**, 5. — P. 304–313.
4. *Liu Y.-N., Kannatey-Asibu E.* Laser beam welding with simultaneous Gaussian laser preheating // J. Heat Transfer: Trans. of ASME. — 1993. — N 115. — P. 34–41.
5. *Пилярчик Я., Банасик М.* Технологическое применение электронного и лазерного пучков // Автомат. сварка. — 2003. — № 10/11. — С. 70–76.
6. *Effect* of stress on transformation and prediction of residual stresses / C. C. Liu, Z. Liu, X. J. Xu et al. // Mater. Sci. and Tech. — 1998. — N 14. — P. 747–750.
7. *Махненко В. И., Великоивaненко Е. А., Кравцов Т. Г., Севрюков В. В.* Численное исследование термических процессов при наплавке валов судовых механизмов и устройств // Автомат. сварка. — 2001. — № 1. — С. 3–10.
8. *Исследование* влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоивaненко, О. В. Махненко и др. // Там же. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
9. *Махненко В. И., Сапрыкина Г. Ю.* Роль математического моделирования в решении проблем сварки разнородных сталей (Обзор) // Там же. — 2002. — № 3. — С. 18.
10. *Cheng-Ji, Notis M. R.* Continuous cooling transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations // Math. Sci. and Eng. — 1995. — **15**. — P. 135–208.
11. *Kinetic* modelling of phase transformations occuring in the HAZ of C–Mn steel welds based on direct observations / J. W. Elmer, T. A. Palmer, W. Zhang et al. // Acta Materiala. — 2003. — N 51. — P. 3333–3349.
12. *Melander M.* Computational and experimental investigation of induction and laser hardening: Diss. – Linkuoping, 1985. — 124 p.
13. *Пекарска В.* Математическое моделирование структуры металла ЗТВ при лазерной сварке // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. В. И. Махненко. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. — 2002. — С. 114–117.

МОДЕЛИРОВАНИЕ УСАДОЧНЫХ СИЛ И ДВИЖУЩИХСЯ ИСТОЧНИКОВ ТЕПЛОТЫ ПРИ ПРОГНОЗИРОВАНИИ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

М. В. ПЕТРУШИНА, В. В. НИКОЛАЙЧУК
(Объединенный институт проблем информатики НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь)

Приведены результаты численных экспериментов по прогнозированию напряженно-деформированного состояния (НДС) сварных конструкций, выполненных в пакете LS-DYNA на суперкомпьютере СКИФ. Проведено сравнение двух подходов оценки НДС: с помощью модели движущегося источника теплоты и моделирования системы сил в пластических зонах шва. Трехмерная модель шва и околошовной зоны используется для различных вариантов нагружения; проверено, что поперечная усадка обусловлена неравномерно распределенной по поверхности слитка сварного шва поперечной силой. Описан путь получения информации о характере изменения составляющих поперечной фиктивной усадочной силы посредством компьютерных экспериментов с движущимся источником тепла.

Presented are results of numerical experiments for prediction of the stress-strain state (SST) of welded structures using the LS-DYNA package on supercomputer SKIF. Two approaches to estimation of SST are given: by using a moving heat source model and by modelling of the system of forces in plastic zones of a weld. The 3D model of the weld and HAZ is applied for different loading modes. It has been proved that transverse shrinkage is caused by a transverse force non-uniformly distributed over the surface of the weld bead. The way of obtaining information on the character of variations in the transverse fictitious shrinkage force components through computer experiments with a moving heat source is described.

Классический экспериментально-расчетный метод и его экспериментальная часть могут получить вторую жизнь, благодаря использованию компьютерных технологий. В настоящее время имеется ряд моделей источника теплоты [1–4], которые в той или иной мере отражают физику явления с термической точки зрения, однако их использование при температурно-прочностном анализе пока проблематично. При моделировании сварочных явлений прочностной анализ должен выполняться параллельно тепловому, что требует для сложных конструкций запредельное процессорное время. Даже если расчет возможен, то говорить о нем, как о повседневном инструменте специалиста, пока нельзя. С помощью существующих моделей источника теплоты можно получить дополнительную информацию, полезную для традиционного экспериментально-расчетного метода, использовав полученные с его помощью результаты совместно или вместо экспериментальных данных.

Нами изучена модель источника теплоты LS-DYNA. Для связанных тепловых и прочностных расчетов в среде LS-DYNA [5, 6] существует граничное условие *BOUNDARY_THERMAL_WELD, предназначенное для моделирования движущегося источника тепла при сварке в соответствии с работой Голдака [7].

Тепло выделяется в эллиптической области с центром в источнике сварки и ослабевает по экспоненциальному закону в зависимости от расстояния по формуле

$$q = \frac{6\sqrt{3}FQ}{\pi\sqrt{\pi}abc} e^{\left(-3\frac{x^2}{a^2}\right)} e^{\left(-3\frac{y^2}{b^2}\right)} e^{\left(-3\frac{z^2}{c^2}\right)},$$

где q — плотность энергии источника сварки; Q — мощность источника сварки; a, b, c — геометрические параметры сварочной ванны.

Целью работы было получение с помощью встроенной модели движущегося источника распределений остаточных напряжений и деформаций для образцов из тонколистового материала и дальнейшего моделирования полученных результатов посредством силового нагружения моделей. Основываясь на представлении об усадочных силах [8], возникающих в шве и околошовной зоне, развивается подход к прогнозированию напряженно-деформированного состояния (НДС) сварных конструкций.

Движущийся источник теплоты Голдака. Встроенная модель движущегося источника теплоты исследована нами на предмет зависимости картин временных и остаточных напряжений и деформаций от режимов и геометрических размеров образцов (рис. 1) для тонких пластин из малоуглеродистых и низколегированных сталей.

Вычислительные эксперименты показали, что в данной расчетной среде можно получать определенные устойчивые закономерности временных и оста-

© М. В. ПЕТРУШИНА, В. В. НИКОЛАЙЧУК, 2009

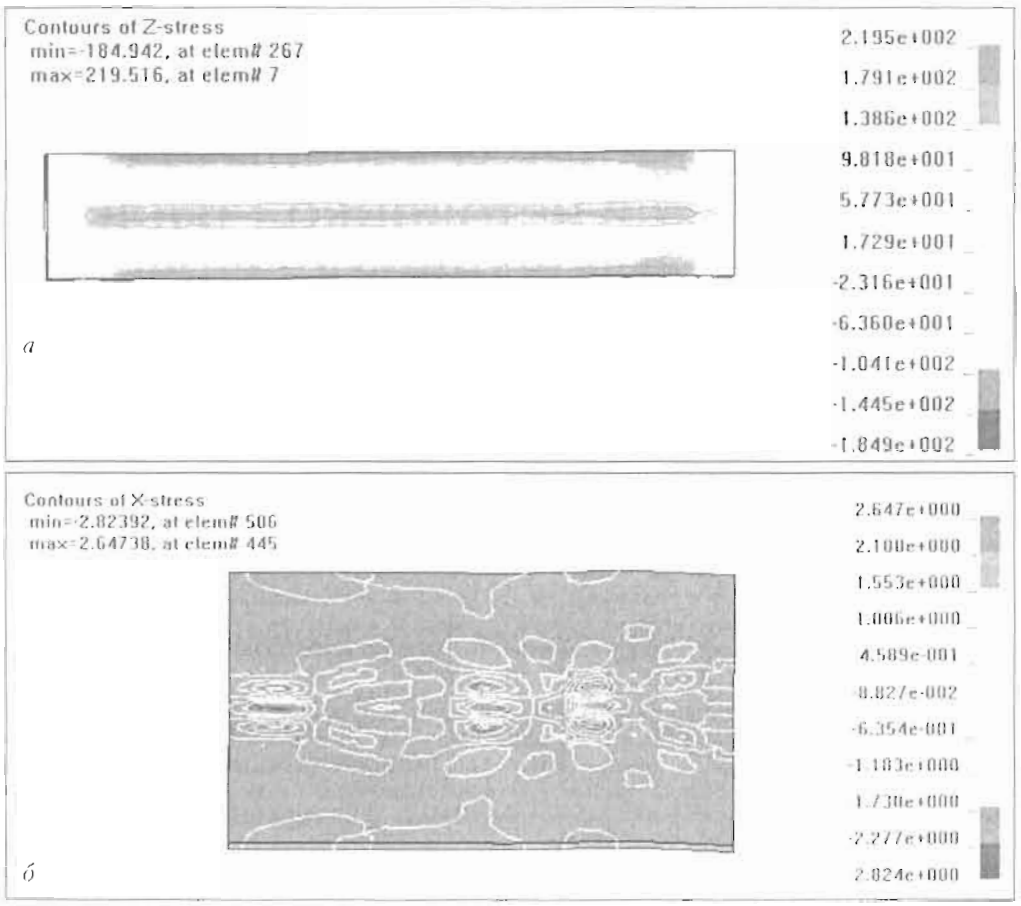


Рис. 1. Распределение остаточных продольных напряжений σ_{xx} для пластин различной толщины: *а* — обычное распределение; *б* — распределение у пластины, потерявшей устойчивость

точных напряжений и деформаций. Модель можно использовать для изучения полей напряжений и деформаций, вызываемых температурным полем данного источника в различных соединениях, а также для изучения остаточных напряжений и деформаций. Модель можно использовать для изучения как полей напряжений и деформаций, вызываемых температурным полем данного источника в различных соединениях, так и связи получаемых картин с параметрами режима.

Универсальная схема силового нагружения сварных конструкций. В работе [9] указана возможность моделирования трехмерного НДС, а именно: предложена физическая модель, в которой поперечное сечение шва обрастает зоной, граница которой совпадает с границей зоны пластических деформаций. Объем металла в пределах этой зоны длиной L шва назвали гипотетическим слитком сварного шва (рис. 2). Используемые соображения являются развитием подхода Г. Б. Талыпова [10], который предлагал считать, что зона пластических деформаций в тех направлениях, где при нагреве стеснено температурное расширение, приобрела начальные пластические деформации укорочения $\alpha(T_к - T_0)$, и, следовательно, необходимо по границам этой зоны и к остальной части тела приложить противоположного знака силы с тем, чтобы ликвидировать имеющиеся «зазоры» между I и II зонами (рис. 3). Развивая представления работ [9, 10] в модели учитывается влияние стадии остывания и нагрева, т.е. влияние перераспределения теплоты и изменения температур в эти периоды на остаточные деформации и напряжения.

На рис. 4 приведен пример сравнения деформаций, вызванных сваркой трех пластин 12×24×260, 24×12×260, 24×24×260 (режим: $v_{св} = 0{,}86$ см/с, $I_{св} = 160$ А, $U = 20$ В), при моделировании процесса

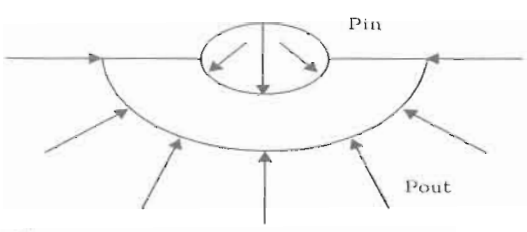


Рис. 2. Силы, возникающие в плоскости сечения гипотетического слитка с температурой $T_к$

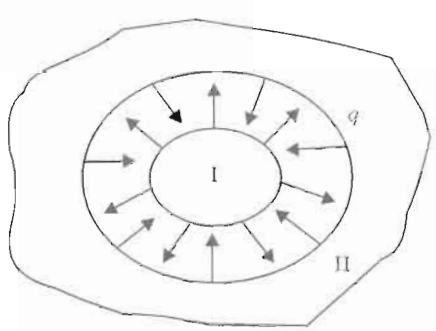


Рис. 3. Зона пластических деформаций по Г. Б. Талыпову [10]

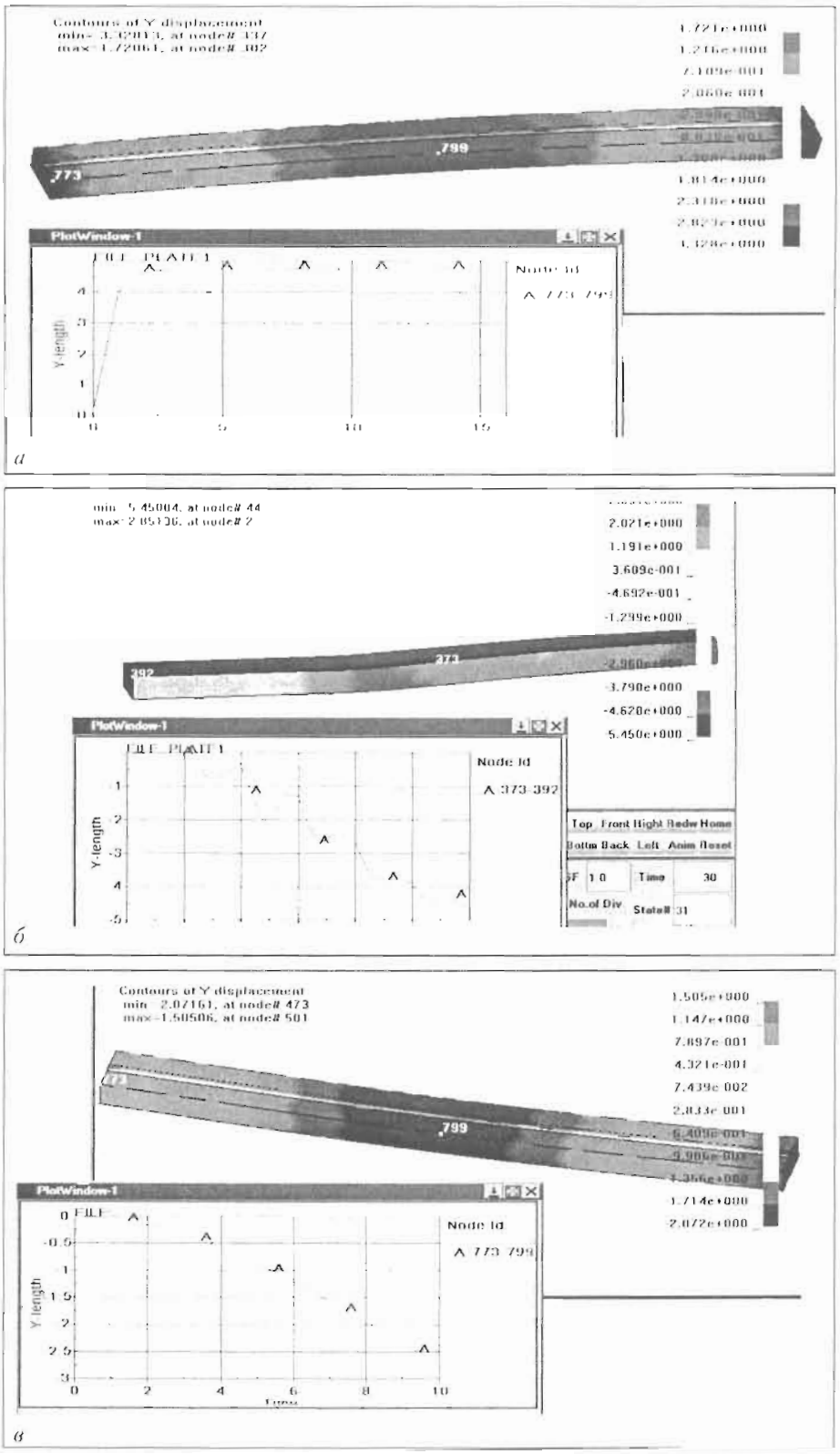


Рис. 4. Пластина размером 24×12×260 мм, нагреваемая слитком (*а*), движущимся источником тепла (*б*) и под действием усадочных сил (*в*)

Сравнительные характеристики остаточных деформаций пластин

Размер пластины, мм	Прогиб пластины, нагреваемой слитком, см	Прогиб пластины, нагреваемой движущимся источником теплоты, см	Прогиб пластины при силовом нагружении усадочными силами, см
12×24×260	3,25	−3	−1,74
24×12×260	4,7	−4,5	−2,75
24×24×260	1,7	−2,3	−0,9

тремя различными способами — для стадии нагрева, предполагая, что шов выполняется мгновенно по всей длине, после прохождения источника и при силовом нагружении усадочными силами.

В рассматриваемых моделях законы изменения деформаций различны, но после достижения состояния равновесия во всех трех случаях получены качественно одинаковая зависимость прогиба от вида образца (таблица).

При моделировании остаточных напряжений и деформаций предполагается, что влияние неравномерного и неодновременного нагрева и остывания можно учесть, использовав неравномерное распределение усадочных сил по длине, ширине и глубине объема шва и околошовной зоны.

Численные эксперименты на сложных конструкциях согласуются с экспериментальными данными для остаточных деформаций и напряжений (рис. 5), полученных в экспериментах других исследователей [11].

Наряду с возможностями, которые предоставляет данный метод для оперативной оценки НДС сложной конструкции, он также может быть полезен для дальнейшего изучения и последующего включения в модель новых зависимостей для остаточных напряжений. Проведены эксперименты по определению с помощью движущегося источника картин остаточных напряжений для наборов однотипных образцов в случае определения различий начала и конца швов и определения различия между длинными и короткими швами. Соответствие между распределениями остаточных напряжений, полученных при использовании модели движущегося источника тепла и силового нагружения, показано на рис. 6.

При экспериментах с различными параметрами и геометрией получены стабильные картины остаточных напряжений. Полученные с помощью движущегося источника теплоты картины остаточных величин для соединений модели на основных режимах используются для определения распределений усадочных сил в этих соединениях. Установленные эмпирические зависимости переводятся в

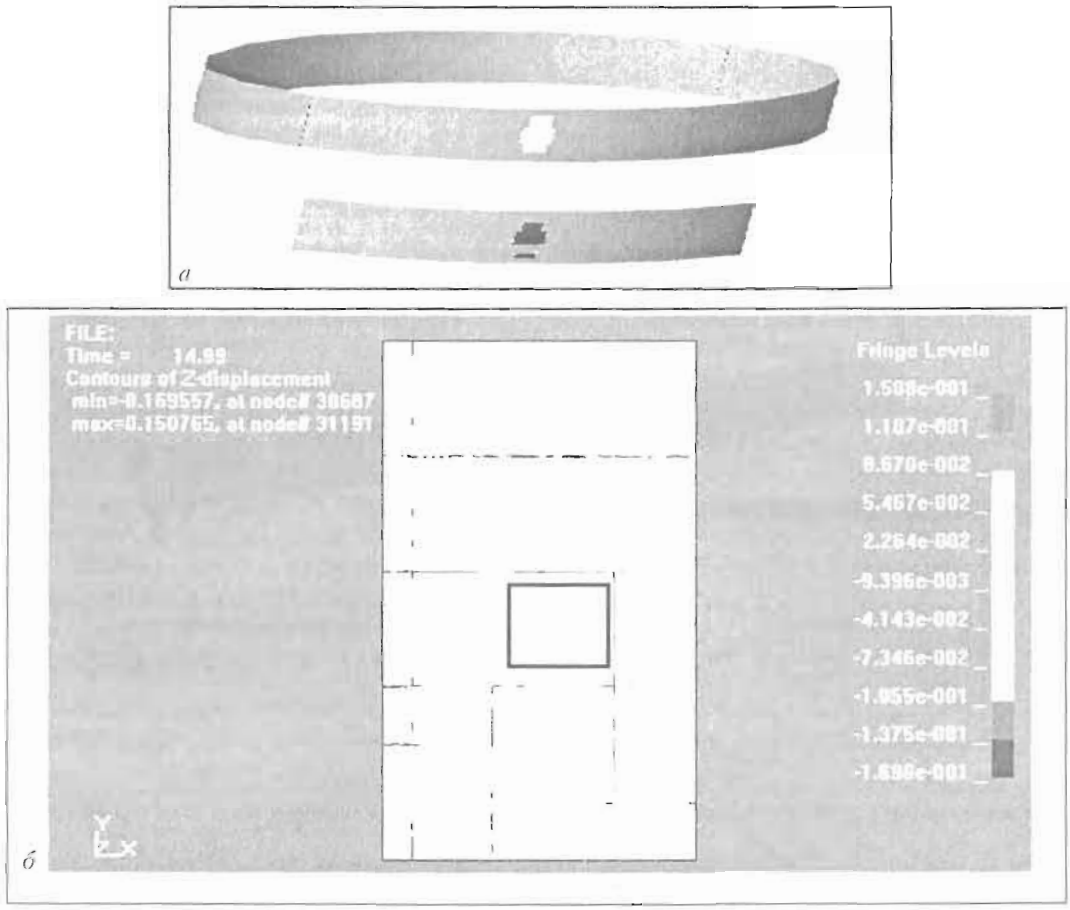


Рис. 5. Распределение остаточных деформаций для структурно сложной сварной конструкции цилиндрического резервуара: *а* — твердотельная модель; *б* — диаграмма распределения остаточных деформаций

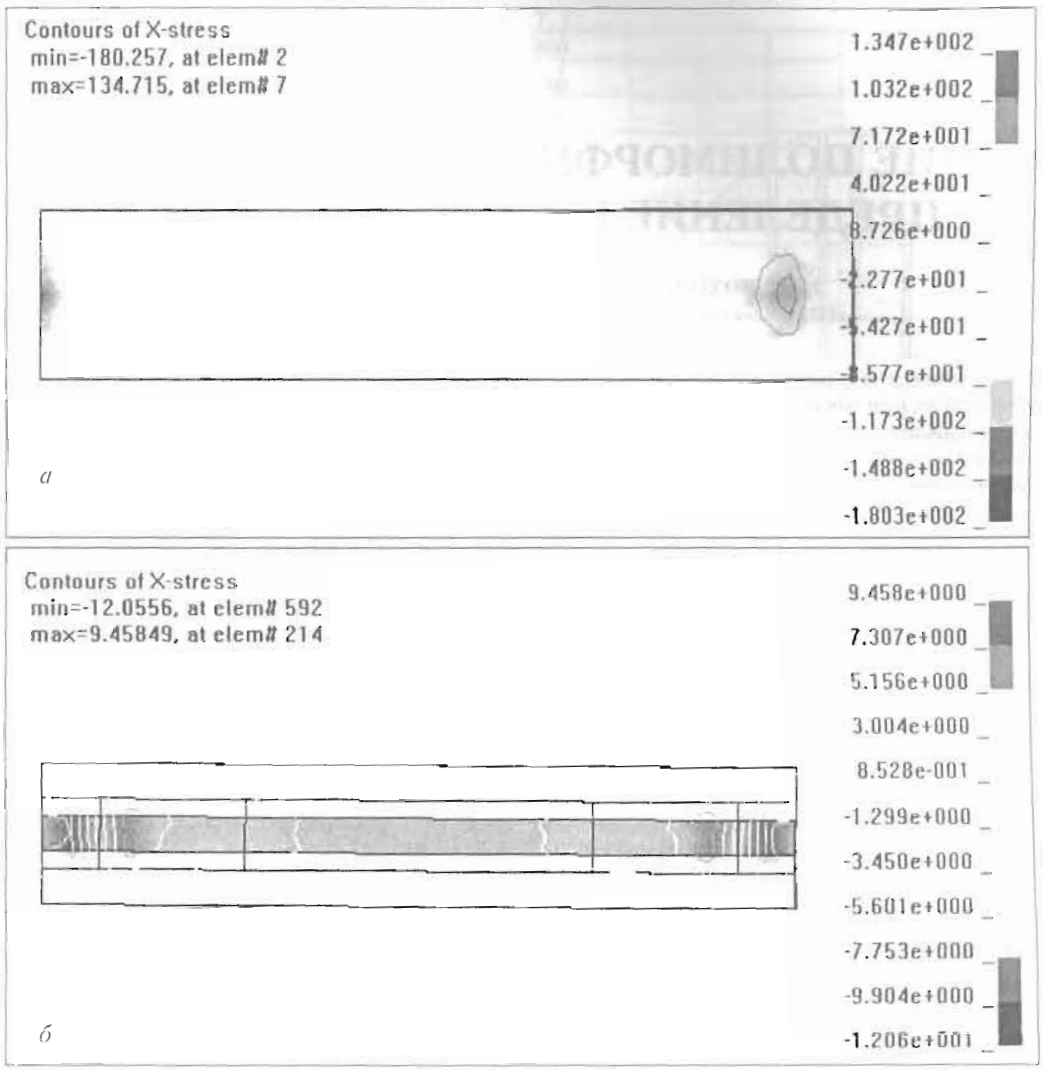


Рис. 6. Распределение поперечных остаточных напряжений: *а* — температурная модель; *б* — модель с усадочными силами

соответствующие количественные расчетные зависимости. Проведенные численные эксперименты подтверждают утверждения [9] о том, что поперечная усадка вызывается некоторой в общем случае неравномерно распределенной по поверхности $T_к$ слитка, поперечной фиктивной усадочной силой. Полученные зависимости реализуются в программах автоматизированного конструирования элементов сварных конструкций и технологической оснастки.

1. *Shi Q. Y., Lu A. L., Zhao H. Y., Wu A. P.* Development and application of adaptive mesh technique in three dimensional numerical simulation of welding process // Acta Met. Sin. — 2000. — **13**, N 1. — P. 33–39.
2. *Zhao H. Y., Lu A. L., Shi Q. Y., Yan F.* Simulation of welding process of T-joints // Ibid. — 2000. — **13**, N 1. — P. 205–211.
3. *Everhart R. D.* Welding induced distortions modeling of large plate structures // NIST Spec. publ. — 2002. — N 973. — P. 211–221.
4. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 317 с.
5. www.skif.bas-net.by
6. *LS-DYNA.* Theoretical manual. — Livermore software technology corp. — 1998. — 498 p.
7. *Goldak J., Chakravarti A., Bibby M.* A new finite element model for welding heat sources // Metallurg. Transact. B. — 1984. — Vol. 15, June. — P. 299–305.
8. *Винокуров В. А., Григорянц А. Г.* Теория сварочных деформаций и напряжений. — М.: Машиностроение, 1984. — 280 с.
9. *Медведев С. В.* Компьютерное прогнозирование остаточных деформаций сварных конструкций при технологическом проектировании //Свароч. пр-во. — 2001. — № 8. — С. 10–18.
10. *Талыпов Г. Б.* Сварочные деформации и напряжения. — М.: Машиностроение, 1973. — 278 с.
11. *Махненко В. И., Барвинко А. Ю., Барвинко Ю. П., Циарковски П.* Оценка напряженного состояния рулонированных вертикальных цилиндрических резервуаров при вваривании листов-вставок // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 3–8.

ВЛИЯНИЕ ПОЛИМОРФНОГО $\gamma \rightarrow \alpha$-ПРЕВРАЩЕНИЯ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВОДОРОДА В СВАРНОМ ШВЕ

И. К. ПОХОДНЯ, В. И. ШВАЧКО, С. В. БЕРНАЦКИЙ
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Изучено влияние $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения в металле шва на распределение концентрации водорода. На основании теоретической модели создана программа для численного расчета концентрации водорода в сварном соединении в процессе охлаждения сварной конструкции. Изучены особенности аустенитных выделений в ферритной матрице как ловушки водорода. Вычислительные эксперименты показали, что $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение существенно усложняет концентрационное поле водорода в процессе охлаждения стали, а участки остаточного аустенита могут играть роль трехмерных ловушек водорода. Оценены размеры и концентрации зерен остаточного аустенита с учетом наиболее эффективного захвата водорода.

The effect of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in weld metal on distribution of the concentration of hydrogen has been studied. Software for numerical calculation of the concentration of hydrogen in a welded joint during the process of cooling of a welded structure has been developed on the basis of the theoretical model. Peculiarities of austenite precipitates in the ferritic matrix, acting as hydrogen traps, have been investigated. The calculation experiments show that the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation makes the hydrogen concentration field formed in cooling of steel much more complicated, while the retained austenite regions may act as the 3D traps of hydrogen. Sizes and concentrations of retained austenite grains have been estimated in terms of the most effective capture of hydrogen.

Введение. Известно, что в аустените растворимость водорода значительно выше, чем в феррите, а коэффициент диффузии водорода, наоборот, в десятки раз меньше. Поэтому полиморфное превращение может существенно влиять на поведение водорода в металле. Так, например, в работе [1] обнаружено возникновение подвижных водородонасыщенных метастабильных зон при $\gamma \rightarrow \alpha$-превращении железа и его сплавов, а также некоторых других металлов, не образующих гидридов при растворении водорода. Механизм этого явления заключается в том, что между растущими и исчезающими кристаллами образуется переходной слой, пересыщенный водородом в результате перестройки кристаллической решетки. Образование такого слоя приводит к самопроизвольному деформированию металла в твердом состоянии.

Не менее интересны как в познавательном, так и в практическом аспектах различные эффекты, связанные с присутствием водорода в сварных соединениях. Абсорбируемый сварочной ванной во время дуговой сварки сталей он является одним из основных факторов, вызывающих холодное растрескивание сварного соединения [2]. В данной работе поведение водорода при полиморфном превращении в сварном шве исследовано расчетным моделированием.

Физическая модель. Рассмотрим более детально поведение водорода при $\gamma \rightarrow \alpha$-превращении. Положим, что вначале сталь находится при температуре выше точки превращения, а концентрация водорода в аустените равна некоторому значению C_γ. Для простоты считаем, что фронт превращения движется равномерно и за определенный промежуток времени смещается в глубь аустенита на некоторое расстояние Δx. Тогда в области вновь образовавшегося феррита появится избыток водорода, пропорциональный $(C_\gamma - C_\alpha)\,\Delta x$, где C_α – равновесная концентрация водорода в феррите. Поскольку в феррите диффузионная подвижность водорода высокая, а равновесная концентрация мала, этот избыток будет перераспределяться в прилегающие области. При этом часть водорода диффундирует в область вблизи фронта, все еще занятую аустенитом, и ввиду малого коэффициента диффузии водорода в аустените, будет в ней захвачена. В последующий момент времени количество водорода в новой области, испытавшей превращение, увеличится на избыточную величину с добавкой ранее захваченного водорода.

В результате образуется «волна водорода», которая транспортируется движущимся фронтом полиморфного превращения.

Экспериментальные исследования такого слоя и соответствующего концентрационного поля сопряжены со значительными методическими трудностями. В то же время вычислительные методы позволяют оценить распределение водорода как в процессе превращения, так и после его завершения.

Расчетная модель. В нашем исследовании математическая модель была построена применительно к условиям превращений в металле сварного шва конструкционной стали и базировалась на таких допущениях:

- водород растворен в кристаллической решетке железа;
- роль внутренних дефектов металла в распределении водорода невелика;

© И. К. ПОХОДНЯ, В. И. ШВАЧКО, С. В. БЕРНАЦКИЙ, 2004

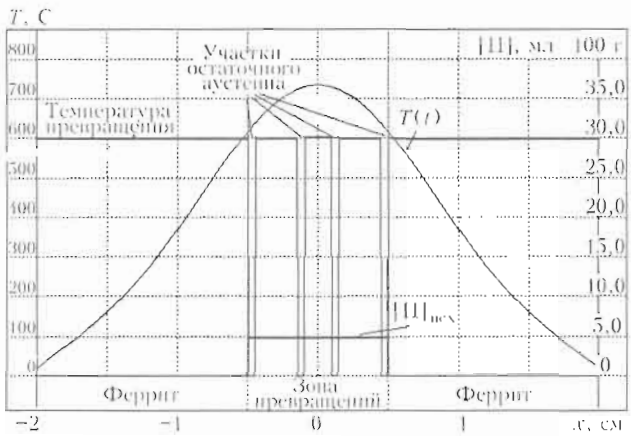


Рис. 1. Начальное распределение температуры и концентрации водорода

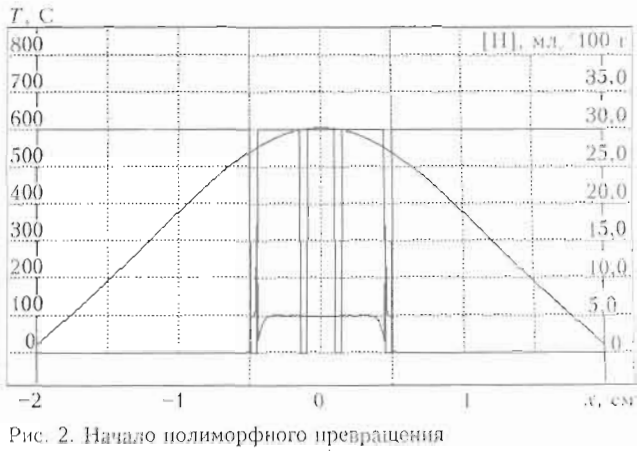


Рис. 2. Начало полиморфного превращения

• водород не выделяется из образца в атмосферу;

• перенос растворенного водорода подчиняется законам диффузии, возникающей под действием градиентов концентрации и температуры;

• тепловыделение при $\gamma \rightarrow \alpha$-превращении мало так же, как и изменение коэффициента теплопроводности при охлаждении образца.

С учетом этих допущений задачу исследования перераспределения водорода разбивали на две независимые части:

1) задачу теплопроводности при охлаждении образца

$$\partial T/\partial t = \chi \Delta T, \qquad (1)$$

где χ — коэффициент температуропроводности; $T = T(x, t)$ — температура в заданной точке образца в определенный момент времени;

2) задачу диффузии с учетом изменения растворимости и коэффициента диффузии водорода от координаты и температуры

$$\partial C/\partial t = \text{div}\,(DK_s\,\text{grad}\,C/K_s), \qquad (2)$$

где $D(T)$ — коэффициент диффузии; $K_s(x, T)$ — коэффициент, пропорциональный растворимости водорода; C — концентрация водорода в данной точке образца.

Равновесная концентрации водорода в ферритной и аустенитной фазах (при его давлении P_{H_2} в газовой фазе) определялась по уравнениям, приведенным в работе [3]:

для ферритной α-фазы

$$C_\alpha = 3{,}4\cdot 10^{-3}(P_{H_2})^{0,5}\exp(-27600/RT), \qquad (3)$$

для аустенитной γ-фазы

$$C_\gamma = 8{,}6\cdot 10^{-3}(P_{H_2})^{0,5}\exp(-9600/RT), \qquad (4)$$

где C — равновесная концентрация водорода, $см^3(H_2)/см^3$ (Fe); P_{H_2} — давление водорода, Па; R — универсальная газовая постоянная; теплота растворения выражена в джоулях на моль.

Начальное распределение температуры аппроксимировалось кривой Гаусса, а начальное распределение водорода задавалось постоянной величиной его содержания в металле.

В качестве граничных условий принималось постоянство температуры и концентрации водорода на большом расстоянии от продольной плоскости симметрии образца. Температура $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения выбиралась постоянной.

Предполагалось также, что в металле образуется остаточный аустенит. При расчетах эти области задавались участками одинаковой ширины, равномерно расположенными по сечению образца.

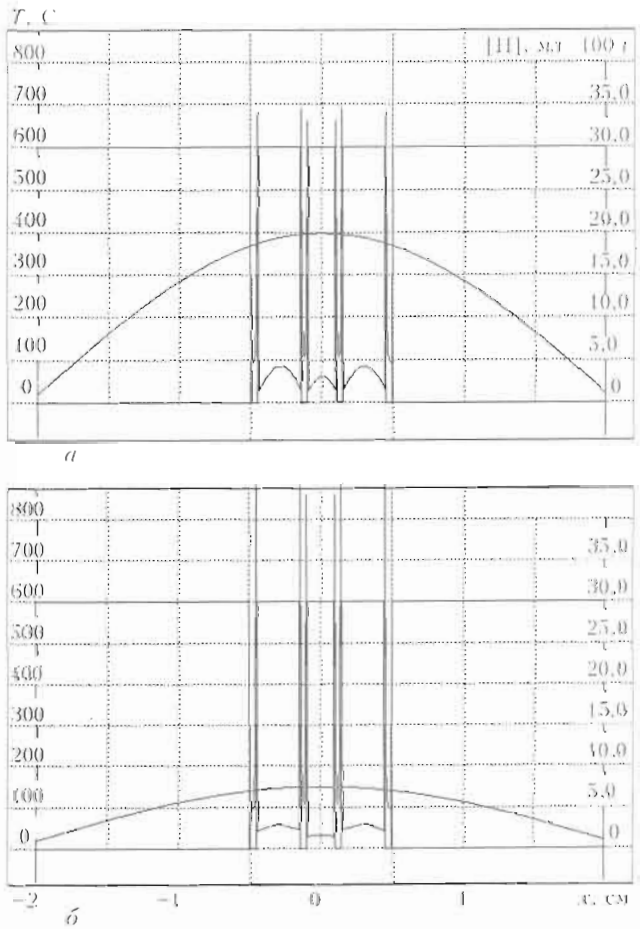


Рис. 3. Распределение водорода после завершения $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения (*а*) и дальнейшего охлаждения металла (*б*)

С учетом этих допущений и начальных условий уравнения теплопроводности и диффузии решались численно с равномерным шагом по пространственной и временной координатам. Компьютерная программа была реализована на языке Pascal и позволяла выводить результаты вычислений на дисплей в графическом виде.

Некоторые результаты вычислений представлены ниже.

Результаты и обсуждение. Начальное распределение температуры и концентрации водорода иллюстрирует рис. 1. Здесь же показано расположение структурных областей относительно плоскости симметрии образца и выделенные в металле участки остаточного аустенита.

После задания начальных условий анализировалась эволюция температуры и распределения водорода при охлаждении образца. Пространственное распределение остаточного аустенита задавалось температурой $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения. В качестве граничных условий предполагалось постоянство температуры и концентрации водорода на большом удалении от вертикальной плоскости симметрии образца. При понижении температуры начинается полиморфное превращение и на границе образовавшегося феррита с остаточным аустенитом возникают пики концентрации водорода (рис. 2).

После завершения $\gamma \rightarrow \alpha$-превращения и дальнейшего понижения температуры пики концентрации на границе аустенита возрастают, а участки образовавшегося феррита обедняются водородом (рис. 3).

Численный анализ также показал, что размер участков остаточного аустенита незначительно влияет на эффективность захвата ими водорода. Это объясняется тем, что захваченный водород скапливается на границе остаточного аустенита и не проникает во внутрь, поскольку мал коэффициент диффузии водорода в аустените.

В то же время существенным оказывается расстояние между участками остаточного аустенита, что связано с конечным временем диффузии водорода в феррите, разделяющем эти участки. Наиболее эффективно водород захватывается участками остаточного аустенита с характерным размером порядка 0,5 мм.

Поведение водорода, захваченного аустенитом, зависит от свойств самого аустенита. Его разрушение при охлаждении ниже определенной температуры может привести к освобождению накопленного водорода, а это, в свою очередь, приведет к пересыщению водородом прилегающего феррита. Тем самым увеличится вероятность неблагоприятного действия водорода на характеристики металла.

Таким образом, вычислительные эксперименты показали, что $\gamma \rightarrow \alpha$-превращение существенно усложняет концентрационное поле водорода в процессе охлаждения стали, а участки остаточного аустенита могут играть роль трехмерных ловушек водорода.

1. *Шаповалов В. И., Карпов В. Ю.* О природе аномальной спонтанной деформации железа в присутствии водорода // Физика металлов и металловедение. — 1983. — 55, вып. 4. — С. 805–810.
2. *Походня И. К., Швачко В. И.* Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
3. *Охрупчивание* конструкционных сталей и сплавов: Пер. с англ. / Под ред. К. Л. Брайента, С. К. Бенерджи. — М.: Металлургия, 1988. — 552 с.

ULTRASONIC PEENING OF WELDED ELEMENTS AND SOFTWARE FOR ITS OPTIMUM APPLICATION

G. PROKOPENKO
(G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, NASU, Kiev, Ukraine)
Y. KUDRYAVTSEV
(Integrity Testing Laboratory Inc., Toronto, Canada)
V. KNYSH
(E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev, Ukraine)

The ultrasonic peening (UP) technique is based on the combined effect of the high frequency impacts of the special strikers and ultrasonic oscillations in treated material. The UP was applied successfully for the increasing of the fatigue life of parts and welded elements, eliminating of distortions caused by welding and other technological processes, residual stress relieving, increasing of the hardness of materials. The results of fatigue testing showed that UP is the most efficient technique for increasing the fatigue life of welded elements as compared to such existing improvement treatments as grinding, TIG dressing, shot peening, hammer peening etc. The description of the technology, modern equipment and software for optimum application of UP are presented in this paper.

Метод ультразвуковой ударной обработки (УУО) основан на совмещении эффекта высокочастотных ударов, осуществляемых специальным ударным инструментом, и ультразвуковых колебаний, возбуждаемых в обрабатываемом материале. Данный метод успешно применялся для повышения усталостной долговечности деталей и сварных элементов, предупреждения деформаций, вызываемых сваркой и другими технологическими процессами, снятия остаточных напряжений и повышения твердости материалов. Результаты усталостных испытаний показали, что УУО является наиболее эффективным методом повышения долговечности сварных элементов по сравнению с такими существующими методами обработки, как шлифовка, зачистка методом ТИГ, дробеструйная обработка, проковка молотом и т. д. В докладе приведено описание технологии, современного оборудования и компьютерного обеспечения для оптимального применения данного метода УУО.

Ultrasonic peening of parts and welded elements is a comparatively recent and promising technology that has emerged from extensive development by engineers mostly from Ukrainian and Russian research institutes. The UP produces a number of beneficial effects in metals and alloys. Foremost among these is increasing the resistance of materials to surface-related failures, such as fatigue and stress corrosion cracking. One of the promising ways of industrial application of UP is the postweld treatment of welded elements and structures.

The development of the UP technology was a logical continuation of the work done before directed on the investigation and further development of known before techniques for surface plastic deformation, such as shot peening and hammer peening [1]. During the different stages of its development the UP process was also known as «ultrasonic treatment», «ultrasonic impact technique/technology/treatment/peening».

In parallel to the development of different impact techniques for surface treatment of materials and welds, such as hammer peening and shot peening, the intensive R&D directed on using of high power ultrasound for the impact treatment of the materials, parts and welded elements were conducted mainly in USSR and USA at the second half of the last century. Only in former USSR there were more than ten independent research and scientific centers that worked in the above-mentioned field of activity. As a result of the efforts of these centers the different tools were developed based on using of ultrasonic impact technique for surface plastic deformation of materials and welded elements.

Until now, there is an intensive research and development activity in industrial application of high power ultrasonics worldwide. Significant number of publications and patents on application of ultrasound for improvement treatments of materials, parts, welded elements and structures are known. This paper describes the technology, advanced equipment and software for fatigue life improvement of welded elements by UP.

Technology. Initially in the equipment for ultrasonic treatment the deforming elements-strikers were attached to the tip of the ultrasonic transducer. In this case the ultrasonic contact with the metal surface is provided by a whole instrument with the force of 100–500 N. Such ultrasonic systems could be used, for example, for finishing treatment of metal surfaces.

The effective impact treatment is provided when the strikers are not connected to the tip of actuator but are located between the actuator and treated material [2]. The tool with the freely movable strikers mounted in holder for impact treatment of materials and welded elements are shown in Figure 1.

© G. PROKOPENKO, Y. KUDRYAVTSEV, V. KNYSH, 2004

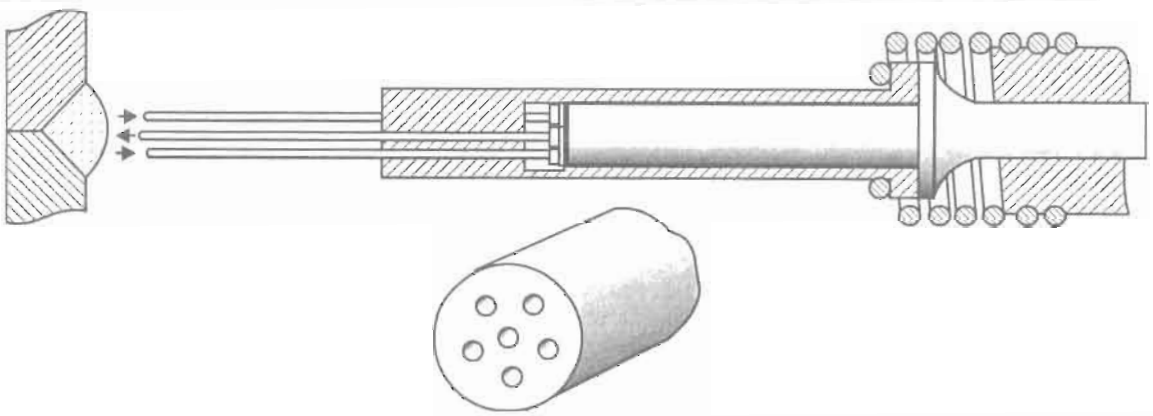


Figure 1. Sectional view through tools with freely movable strikers for surface impact treatment [2]

In 1960s and 1970s in former Soviet Union and USA the various types of ultrasonic equipment with so-called intermidiate element(s) were developed based on the idea of using of freely movable strikers for impact treatment [3–7]. In the case of so-called intermediate element-striker(s) the force of only 30–50 N is required for treatment of materials.

The UP technique is based on the combined effect of the high frequency impacts of the special strikers and ultrasonic oscillation in treated material. High frequency of impacts is one of the main differences and advantages of UP technology. The optimized equipment for UP consumes only 0.2–0.4 kW of the electric power. At the same time the quality of UP treatment allows providing the highest fatigue characteristics of welded elements in comparison with the application of known improvement treatments.

The ultrasonic transducer oscillates at a high frequency, with 20–30 kHz being typical. As was described earlier, the transducer may be based on either piezoelectric or magnetostrictive technology. Whichever technology is used, the output end of the transducer will be oscillating, typically at an amplitude of 20–40 μm. During the oscillations, the transducer tip will impact the striker at different stages in the oscillation cycle.

The different number of strikers are used for various industrial application. A few types of working heads with different number of strikers are used typically:

- single-row head with 3–5 strikers that is applied, for example, for treatment of weld toe zones;
- head with one striker that is generally applied for treatment of difficult-to-access surfaces, such as crossing welds etc.;
- head with seven or more strikers, which is mainly applied for treatment of planar surfaces or surfaces with a large radius of a curve.

The UP is very effective for relieving of harmful tensile residual stresses and introducing of the beneficial compressive residual stresses in surface layer of parts and welded elements. The mechanism of residual stresses redistribution is connected mainly with two factors. At a high-frequency impact loading the oscillation with complex frequency mode spectrum propagates in a treated element. The nature of this spectrum depends on the frequency of ultrasonic transducer, mass, quantity and form of impact units (spheres, rods etc.), and also on the geometry of the treated element. These oscillations lead to lowering of residual welding stresses. The second and the more important factor, at least for fatigue improvement, is surface plastic deformation, which leads to introducing of the beneficial compressive residual stresses.

In the fatigue improvement the beneficial effect is achieved mainly by introducing of the compressive residual stresses into surface layers of metals and alloys, decrease in stress concentration of weld toe zones and the enhancement of the mechanical properties of the surface layer of the material. The schematic view of the cross section of material/part improved by UP is shown in Figure 2.

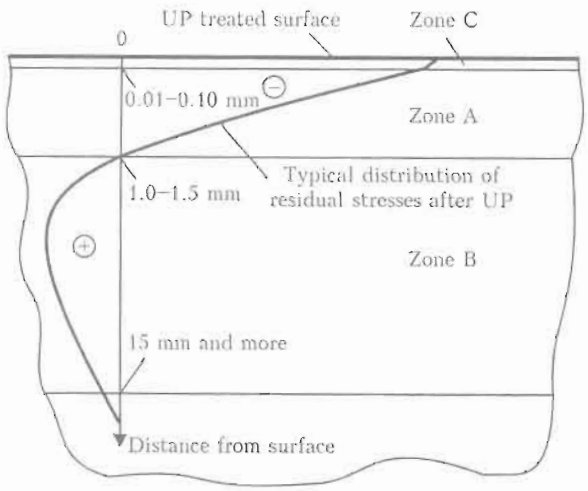


Figure 2. Schematic view of the cross section of material/part improved by ultrasonic peening

Equipment for ultrasonic peening. There are two general types of ultrasonic transducers which can be used for UP: magnetostrictive and piezoelectric. Both accomplish the same task of converting alternating electrical energy to oscillating mechanical energy but do it in a different way. In magnetostrictive transducer the alternating electrical energy from the ultrasonic generator is first converted into an alternating magnetic field through the use of a wire coil. The alternating magnetic field is then used to induce mechanical vibrations at the ultrasonic frequency in resonant strips of magnetostrictive material.

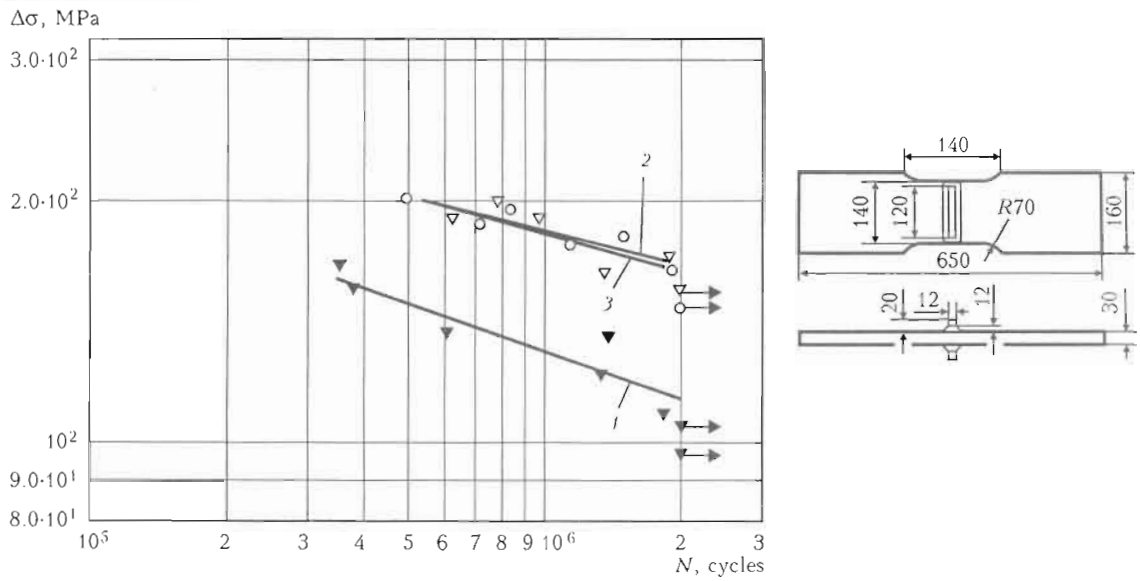


Figure 3. Fatigue curves of non-load carrying fillet welded joint (steel) in as-welded condition (*1*) and after application of UP (*2*, *3*) by using magnetostrictive transducer (P = 1 kW) and piezoelectric transducer (P = 0.25 kW)

Piezoelectric transducers convert the alternating electrical energy directly to mechanical energy through the piezoelectric effect. Today's piezoelectric transducers incorporate stronger, more efficient and highly stable ceramic piezoelectric materials, which can operate under the temperature and stress condition. Piezoelectric transducers are reliable today and can reduce the energy costs for operation by as much as 60 %.

Due to the high energy efficiency of peiezoelectric treansdusers the effect in fatigue life improvement by UP is practically the same by using of the magnetostrictive transducer with power consumption of 1000 W and peiezoceramic treansdusers with power consumption of only 250 W (Figure 3).

A computerized complex for UP treatment of materials, parts and welded elements was developed recently based on on highly efficient and reliable piezoelectric transducers. The complex consists of a compact ultrasonic transducer, generator and a laptop with expert system for UP optimum application (Figure 4).

Software for optimum UP application. The effects of improvement treatments, particularly UP, on the fatigue life of welded elements depend greatly on the level of induced residual stresses, mechanical properties of used material, the type of welded joints, parameters of cyclic loading and other factors. Presently, elaborate, time- and labor-consuming fatigue tests of large-scale specimens are required for this type of analysis.

For the effective application of UP, depending on the above-mentioned factors, a software package for optimum application of UP was developed that is based on an original predictive model. In the optimum application, a maximum possible increase in fatigue life of welded elements with minimum labor- and power-consumption is thought. The main functions of the developed software are:

- determination of the maximum possible increase in fatigue life of welded elements by UP, depending on the mechanical properties of used material, the type of welded element, the parameters of cyclic loading and other factors;
- determination of the optimum technological parameters of UP (maximum possible effect with minimum labor- and power-consumption) for every considered welded element;
- quality monitoring of UP process;
- final fatigue assessment of welded elements or structures after UP, based on detailed inspection of UP treated zones and computation.

The developed software allows assessing, through calculations, the influence of residual stress redistribution by UP on the service life of welded elements without having to perform the time- and labor-consuming fatigue tests and comparing the results of calculations with the effectiveness of other improvement treatments, such as heat treatment, vibration treatment, overloading etc.



Figure 4. Computerized complex for ultrasonic peening of parts and welded elements

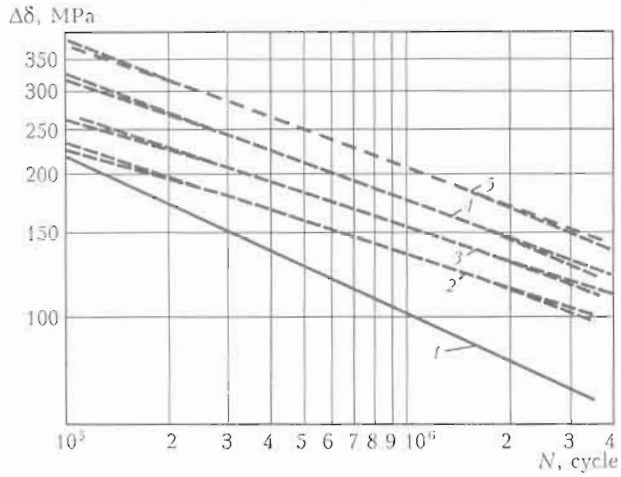


Figure 5. Fatigue curves of non-load-carrying fillet welded joint: *1* — in as-welded condition for all types of steel; *2–5* — after application of the UP to steels 1–4, respectively

The results of computation presented in Figure 5 show the effect of application of UP to increase the fatigue life of welded joints in steels of different strength. The data of fatigue testing of non-load-carrying fillet weld specimens in as-welded condition (with high tensile residual stresses) were used as initial fatigue data for calculating the effect of the UP. These results are in agreement with the existing statement that the fatigue strength of certain welded element in steels of different strength in as-welded condition is represented by a unique fatigue curve [1].

Four types of steels were considered for fatigue analysis: 1 — σ_y = 270 MPa, σ_u = 410 MPa; 2 — σ_y = 370 MPa, σ_u = 470 MPa; 3 — σ_y = 615 MPa, σ_u = 747 MPa; 4 — σ_y = 864 MPa, σ_u = 897 MPa. Line *1* in Figure 5 is the unique fatigue curve of considered welded joint for all types of steel in as-welded condition, determined experimentally. Lines *2–5* are the calculated fatigue curves for the welded joint after application of the UP to steels 1–4, respectively.

As can be seen from Figure, the higher the mechanical properties of the material, the higher the fatigue strength of welded joints after application of the UP. The increase in the limit stress range at $N = 2 \cdot 10^6$ cycles under the influence of UP for welded joint in steel 1 is 42 %, for steel 2 — 64 %, for steel 3 — 83 % and for steel 4 — 112 %. These results show a strong tendency of increasing the fatigue strength of welded connections after application of UP with the increase in mechanical properties of the material used. In cases of high strength steels, the application of UP caused a 2-fold increase in the limit stress range and over 10 times increase in the fatigue life of the welded elements.

Summary

1. One of the promising directions in using of the high power ultrasonics for industrial applications is the ultrasonic peening of materials, parts and welded elements. The UP technique is based on the combined effect of the high frequency impacts of the special strikers and ultrasonic oscillations in treated material.

2. An advanced computerized complex for UP of parts and welded elements based on piezoelectric transducer was developed recently. The complex consists of a compact ultrasonic transducer, an ultrasonic generator and a laptop with the expert system for UP optimum application: maximum possible increase in fatigue life of welded elements with minimum time, cost, labor and power consumption.

3. The developed software allows analyzing with sufficient for practical purpose accuracy the effects of ultrasonic peening on the fatigue life of welded elements, depending on the level of residual stresses, mechanical properties of material used, type of joint and parameters of cyclic loading.

4. The developed computerized complex for UP could be used in different applications for increasing of the fatigue life of parts and welded elements, elimination of distortions caused by welding and other technological processes, residual stress relieving, increasing of the hardness of the materials and surface nanocrystallization.

1. Trufyakov, V., Mikheev, P., Kudryavtsev, Y. (1995) *Fatigue strength of welded structures. Residual stresses and improvement treatments*. London: Harwood A. P.
2. Grey, R.D., Denison, J.R. *Tool for surfase impact treatment*. Pat. 2,356,314 USA. Publ. 1944.
3. Krylov, N.A., Polishchuk, A.M. (1970) Using of ultrasonic apparatus for metal structure stabilization. In: *Physical background of industrial using of ultrasound*. Part 1. 70–79.
4. Libby, C.C., White, W.J. *Intermediate impact device*. Pat. 3,595,325 USA. Publ. 1971.
5. Polozky, I., Nedoseka, A., Prokopenko, G. et al. (1974) Relieving of welding residual stresses by ultrasonic treatment. *Avtomatich. Svarka*, 5, 74–75.
6. Statnikov, E., Zhuravlyov, L., Alekseev, A. et al. *Ultrasonic head for strain hardening and relaxation treatment*. USSR author's cert. 472782. Publ. 1975.
7. Prokopenko, G., Krivko, V. *Ultrasonic multiple-strikers device*. USSR author's cert. 601143. Publ. 1978.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ МНОГОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ

И. К. СЕНЧЕНКОВ, Г. А. ТАБИЕВА (Ин-т механики им. С. П. Тимошенко НАН Украины, г. Киев),
И. А. РЯБЦЕВ (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев),
Е. ТУРЫК (Ин-т сварки в Гливице, Польская Республика)

Для моделирования многослойной наплавки цилиндрических деталей использованы методы теории растущих тел в сочетании с унифицированной моделью течения и методом конечных элементов. Проведено сопоставление экспериментальных и расчетных данных.

Methods of growing bodies combined with a unified model of flow and finite elements method have been applied for modelling of multi-layer cladding of cylindrical parts. Experimental and calculation data have been compared.

В настоящее время наплавка деталей является широко распространенной и многоцелевой технологией. Как показывает производственный опыт, в процессе эксплуатации наплавленных деталей в наплавленном слое в результате циклического механического или термомеханического воздействия возможно появление дефектов усталостного характера [1]. Например, из практики эксплуатации наплавленных валков горячей прокатки, роликов машин непрерывной разливки стали и других цилиндрических деталей известно, что через некоторый период работы в результате циклического термомеханического воздействия в наплавленном слое с определенным шагом образуются кольцевые трещины термической усталости. Возможными причинами их появления являются химическая и структурная неоднородность в центре наплавленных валиков или в местах их перекрытия [2]. Кроме того, значительную роль в образовании таких трещин играют значения и характер распределения остаточных напряжений в соседних валиках и слоях при винтовой многослойной наплавке цилиндрических поверхностей.

Целью настоящей работы является анализ распределения остаточных напряжений и деформаций в наплавленных слоях в зависимости от техники и технологии дуговой многослойной наплавки цилиндрических деталей (роликов). Исследуются термомеханические процессы при наплавке роликов с использованием элементов теории растущих тел [3]. Эта теория наиболее полно описывает термомеханическое состояние изделий при сварке, наплавке, напылении и других технологических воздействиях, сопровождающихся изменением формы деталей, с учетом многостадийности и временной последовательности нанесения расплавленного металла на их поверхность [4]. Расчеты остаточных напряжений и деформаций проводили численным методом конечных элементов (МКЭ). Термомеханическое поведение материала описывается с помощью унифицированной модели течения Боднера–Партома [5, 6].

Условия и режим наплавки. Рассмотрим остаточное напряженно-деформированное состояние ролика из стали 25ХМ, наплавляемого двумя слоями хромоникелевой стали 1Х18Н10 с аустенитной структурой. Поскольку аустенитная сталь не испытывает структурных превращений в процессе нагрева и охлаждения, то на данном этапе исследований их влияние на напряженно-деформированное состояние наплавленного слоя не учитывалось. В расчетах также не учитывалось разбавление наплавленного металла основным и условно считалось, что первый и второй наплавленные слои имеют чисто аустенитную структуру. Ролик имеет форму цилиндра диаметром $D = 0{,}126$ м и длиной $L = 0{,}250$ м. Толщины первого и второго слоев одинаковы и равны 2,3 мм. Наплавка производится на ролик, предварительно подогретый до температуры $\theta = 300$ °С. Режим наплавки: диаметр проволоки 1,2 мм; ток наплавки 190 А; напряжение 24 В; скорость наплавки 40 см/мин; погонная энергия 6,7 кДж/см. Мартенситных превращений в материале наплавляемого слоя не происходит, а превращения в ролике не рассматриваются.

Постановка задачи. Процесс наплавки (рис. 1) моделируется на основе теории постепенного наращивания деформируемых тел [3, 7–9]. Трехмерная в общем случае задача спиральной наплавки рассматривается как осесимметричная, т.е. наплавка валика заменяется наращиванием рабочей поверхности цилиндрической детали за счет эквивалентных кольцевых валиков. Временной интервал между присоединениями этих валиков, их размеры,

© И. К. СЕНЧЕНКОВ, Г. А. ТАБИЕВА, И. А. РЯБЦЕВ, Е. ТУРЫК, 2004

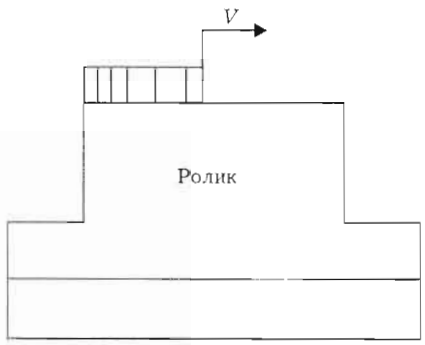


Рис. 1. Схема постепенного наращивания наплавленного слоя

температура материала, время охлаждения и т.п. выбираются из условия эквивалентности геометрических, энергетических и прочих параметрах технологического процесса.

При дискретном наращивании в момент t^* соединения двух ранее независимо деформированных тел на границе S_L фиксируется разрыв перемещений $\Delta\mathbf{u}(x, t^*)$. После соединения граница S_L становится внутренней. При наличии разрывов $\Delta\mathbf{u}$ поле перемещений из исходного состояния оказывается разрывным, а деформации не совместными. Поэтому стандартные численные подходы, например, МКЭ в лагранжевой формулировке, оказываются непригодными. В этом случае используются более сложные вариационные формулировки, учитывающие поля разрывов на внутренних поверхностях. Для использования стандартных схем МКЭ генерируется конечно-элементная сетка, покрывающая как наращиваемое (наплавляемое тело-ролик), так и все наплавляемые в будущем слои. Таким образом сетка (количество узлов) не изменяется в процессе численного моделирования. В области, занимаемой роликом, свойства определяются его материалом. Области наплавки первоначально приписываются свойства материала «пустоты», который считается термоупругим с характеристиками $E = 0$, $\nu = 0$, $\alpha = 0$. Для выполнения условий внешнего теплообмена теплофизические свойства «пустоты» принимаются такими же, как у материала наплавляемых слоев. Следовательно, элемент «пустой» только с точки зрения механики. При заполнении, которое рассматривается как процесс, развивающийся во времени, «пустые» элементы конечно-элементной сетки будут заполняться расплавом наплавляемого металла. Важно иметь в виду, что в процессе заполнения элементов (наплавки) деформируется вся конечно-элементная сетка как покрывающая ролик, так и примыкающие к ролику «пустые» элементы.

Пусть в момент заполнения t^* некоторый пустой элемент сетки $\Delta V(t^*)$ имеет деформацию ε_{ij}^* и пусть он заполняется расплавом материала, имеющим температуру θ^*. Для процесса наплавки предполагается, что материал наплавляемого слоя вплоть до контакта с поверхностью ролика является ненапряженным

$$\sigma_{rr} = \sigma_{\varphi\varphi} = \sigma_{zz} = \sigma_{rz} = 0 \text{ при } t = t^*. \qquad (1)$$

В рамках рассматриваемой модели наплавка представляет собой заполнение элемента, имеющего предварительную деформацию ε_{ij}^*, наплавочным материалом с температурой θ^*. Таким образом, условия (1), по сути, означают, что

$$\sigma_{ij}(\varepsilon_{ij}^*, \theta^*) = 0 \text{ в } \Delta V(t^*). \qquad (2)$$

Предполагается, что пластическая деформация элемента слоя, наплавленного при $t = t^*$, равна нулю

$$\varepsilon_{ij}^p(t^*) = 0 \text{ в } \Delta V(t^*). \qquad (3)$$

Для того чтобы определяющие уравнения наплавляемого материала согласовывались с условием (2), достаточно модифицировать закон Гука и начальные условия для неупругих деформаций и параметра изотропного упрочнения следующим образом:

$$\begin{gathered} s_{ij} = 2G_f(e_{ij} - \varepsilon_{ij}^p - e_{ij}^*), \\ \sigma_{kk} = 3K_f(\varepsilon_{kk} - \varepsilon_{kk}^* - 3\alpha_f(\theta - \theta^*)), \\ \varepsilon_{ij}^p(t^*) = 0, \quad K(t^*) = K_{0f}(\theta^*), \end{gathered} \qquad (4)$$

где K — параметр изотропного упрочнения; нижний индекс f показывает, что параметры относятся к материалу наплавляемого слоя. Для решения задачи используется модификация методики МКЭ, развитой в работе [10].

Результаты численного моделирования. В схеме постепенного наращивания предполагается, что наплавляемые валики в каждом слое перекрываются (рис. 2). Для сокращения объема вычислений наносится по десять валиков в каждом слое. Расчеты показали, что концевые эффекты локализованы в зонах первых и последних трех валиков. Следовательно, в области между третьим

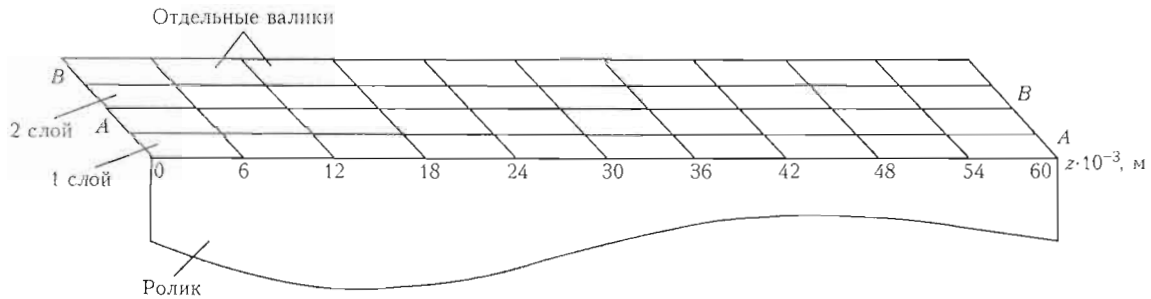


Рис. 2. Схема наплавки валиков с перекрытием в слое и без перекрытия слоев; A–A, B–B — срединные линии соответственно первого и второго наплавленных слоев

и седьмым валиками имеет место остаточное напряженно-деформированное состояние, которое можно ассоциировать с областью регулярного состояния основной части полностью наплавленного ролика.

В качестве характеристик напряженно-деформированного состояния используются интенсивность девиатора тензора напряжений s_i, интенсивность пластических деформаций ε_i^p и среднее нормальное напряжение $\sigma_0 = \frac{1}{3}(\sigma_{rr} + \sigma_{zz} + \sigma_{\theta\theta})$. Кроме этих инвариантных величин, рассматриваются также компоненты напряжений σ_{zz} и $\sigma_{\theta\theta}$. Интенсивность s_i отвечает за пластические процессы и разрушение по вязкому механизму. Среднее напряжение обобщенно идентифицирует состояние растяжения ($\sigma_0 > 0$) или сжатия ($\sigma_0 < 0$). Значения указанных выше компонент напряжений вблизи свободной от нагрузки цилиндрической поверхности совпадают с главными нормальными напряжениями. Они являются параметрами состояния, ответственными за хрупкое разрушение.

Напряженно-деформированное состояние первого наплавленного слоя. Распределение величин s_i, σ_0 и ε_i^p вдоль линии A–A ($r = 0{,}064$ м), проходящей через половину толщины первого наплавленного слоя, после его остывании до 20 °С приведено на рис. 3, *а*. В срединной области (между третьим и седьмым валиками) распределение имеет регулярный осциллирующий характер со средними значениями $\bar{s}_i = (\max s_i + \min s_i)/2 = 220$ МПа, $\bar{\sigma}_0 = 245$ МПа и размахами $\Delta s_i = \max s_i - \min s_i < 5{,}0$ МПа, $\Delta\sigma_0 = 45$ МПа. Средние напряжения положительны ($\bar{\sigma} > 0$). Следовательно, наплавленный слой находится в состоянии растяжения. Максимумы σ_0 достигаются в центральных частях валиков, а минимумы — на их стыках. Интенсивности s_i имеют слабо выраженные максимумы в окрестности стыков. Здесь же располагаются максимумы пластических деформаций.

Если полученные результаты рассматривать с точки зрения прочности покрытия, то вероятность хрупкого разрушения выше в центральных частях валиков, а вязкого — на их стыках. Уровни максимальных значений компонент напряжений σ_{zz} и $\sigma_{\theta\theta}$ очень близки. Это означает, что в предположении механической однородности и изотропности наплавленного слоя возможно формирование прямоугольной сетки трещин, состоящей из кольцевых трещин, инициируемых осевой компонентой σ_{zz}, и трещин, ориентированных вдоль образующей ролика, которые инициируются окружными напряжениями $\sigma_{\theta\theta}$.

Напряженно-деформированное состояние второго наплавленного слоя. Как видно из рис. 3, *б*, распределение вдоль срединной поверхности B–B ($r = 0{,}0663$ м) интенсивности напряжений, среднего напряжения и пластических деформаций во втором слое близки к значениям в первом слое. В отличие от ранее наплавленного первого слоя минимумы σ_0

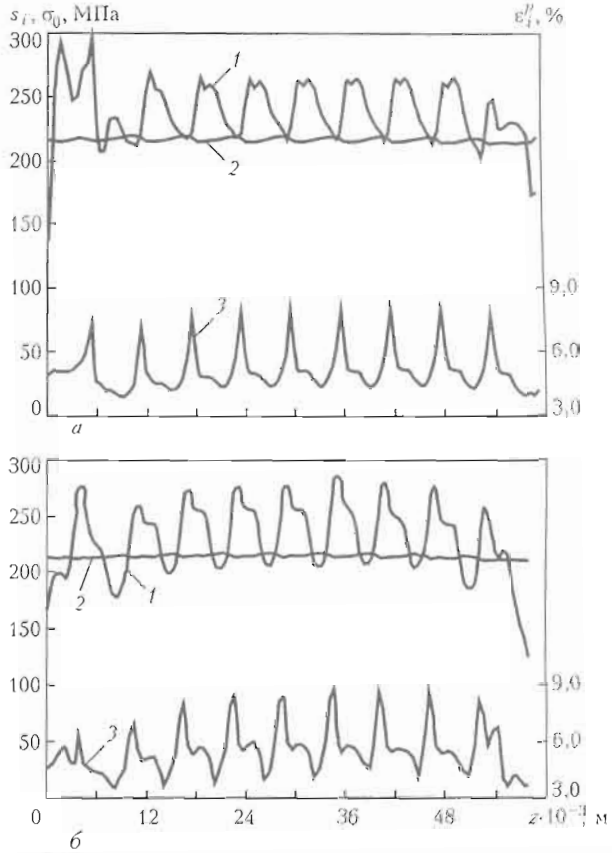


Рис. 3. Распределение интенсивности напряжений s_i (кривая *1*), среднего напряжения σ_0 (кривая *2*) и интенсивности пластических деформаций ε_i^p (кривая *3*) после остывания до 20 °С соответственно в первом (*а*) и во втором (*б*) наплавлением слое

и ε_i^p располагаются на стыках валиков, а максимумы — в центрах валиков. Уровень осевой компоненты σ_{zz} такой же, как и в первом слое $\sigma_{zz} \approx$ ≈ 390 МПа, а размах колебаний значительно меньше. Максимальные окружные напряжения $\sigma_{\theta\theta} \approx$ ≈ 440 МПа, что на 13 % выше, чем в первом слое, достигаются в центрах валиков.

Во втором слое наиболее опасными местами разрушения по хрупкому и вязкому механизмам являются центральные части валиков. При хрупком разрушении трещины инициируются окружными и осевыми напряжениями. Они будут ориентированы соответственно в осевом и окружном направлениях. При наплавке двух и более слоев сформулированные выше выводы могут быть отнесены к внешнему наплавленному слою.

Напряженно-деформированное состояние ролика при двухслойной наплавке со смещением слоев. Схема наплавки двух слоев с перекрытием наполовину ширины валика приведена на рис. 4. Напряженно-деформированное состояние второго слоя наплавки вдоль сечения B–B приведено на рис. 5. Как и выше, сопоставим два варианта наплавки слоев — со сдвигом второго наплавленного слоя относительно первого и без сдвига. Анализ результатов показывает, что схема наплавки с перекрытием слоев не дает особых преимуществ. В значительной степени это заключение является результатом принятого в модели предположения об

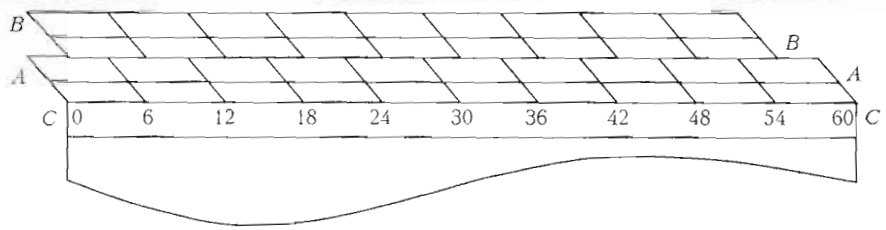


Рис. 4. Схема наплавки с перекрытием валиков первого и второго наплавленных слоев (обозначения те же, что и на рис. 2)

идеальности и бездефектности зоны контакта валиков.

Предположим, что вдоль границы валиков формируется интерфаза, обладающая меньшим, чем основной материал валика сопротивлением образованию и распространению трещины. Рассмотрим случай N-слойной наплавки валиками шириной Δh. Пусть трещина возникает на границе ролик–наплавленный слой и выходит кратчайшим путем по интерфазе на поверхность детали. Можно показать, что в схеме перекрытия слоев (рис. 4) длина трещины будет на $\Delta L = 0{,}5\Delta h(N-1)$ больше, чем при наплавке без перекрытия (см. рис. 2).

Согласно Гриффитсу [11] обозначим через γ работу разделения тела на части, отнесенную к единице новой поверхности трещины. Тогда на образование трещины в наплавке с перекрытием потребуется дополнительная работа $\Delta G = 2\gamma\Delta La$, где a — характерная ширина трещины. Следовательно, с энергетической точки зрения наплавка с перекрытием обеспечивает более прочную конструкцию.

Для поверхностных слоев собственно ролика, расположенных под наплавленными слоями, установлена идентичность качественных и количественных показателей напряженно-деформированного состояния для обеих схем наплавки второго слоя. По сути, уже один наплавленный слой практически полностью «демпфирует» влияние последующих на ранее наплавленные. К последнему выводу следует подходить осторожно, так как в данной работе не учитываются структурные превращения в материале ролика. Очевидно, что для мартенситных материалов наложение последующих слоев может привести к отпуску как ранее наплавленных слоев, так и поверхностных слоев ролика.

Сопоставление с экспериментальными данными. Результаты численного моделирования сравнивали с экспериментальными данными. Измерения проводили с помощью метода сверления отверстий (the Hole-Drilling Method) [12, 13]. Экспериментально-теоретическое исследование проводили на шестом валике при двухслойной наплавке без перекрытия слоев (см. рис. 2). Для измерения остаточных напряжений в центре валика, расположенного в сечении $z = 0{,}0304$ м, сверлили отверстия диаметром 1,6 мм на глубину $\Delta r = 2{,}2$ мм.

Сопоставление удобнее проводить с использованием радиальных распределений напряжений в наплавленном слое. Согласно экспериментальной методике измеренные напряжения соответствуют и должны сравниваться со следующими расчетными значениям в данном сечении:

$$\sigma_{\min} = \langle \min(\sigma_{zz}(r),\ \sigma_{00}(r)) \rangle_{\Delta r},$$

$$\sigma_{\max} = \langle \max(\sigma_{zz}(r),\ \sigma_{00}(r)) \rangle_{\Delta r},$$

где $\langle f(r) \rangle_{\Delta r}$ — усредненная по глубине отверстия величина на

$$\langle f(r) \rangle = \frac{2}{r_0^2 - (r_0 - \Delta r)^2} \int_{r_0 - \Delta r}^{r_0} f(r) r\, dr,$$

где r_0 — наружный радиус наплавленного ролика.

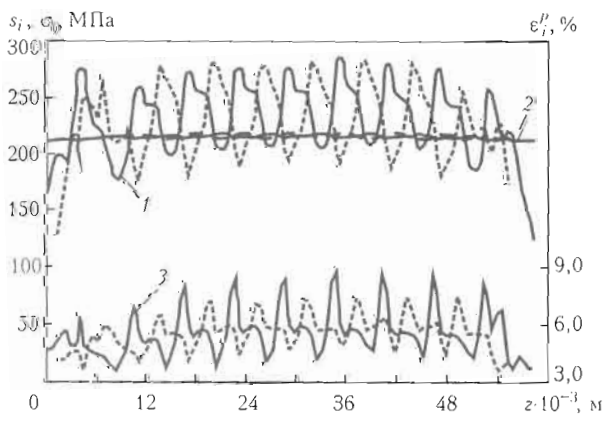


Рис. 5. Распределение интенсивности остаточных напряжений s_i (кривая *1*), среднего напряжения σ_0 (кривая *2*) и интенсивности остаточных пластических деформаций ε_i^p (кривая *3*) в средней части (B–B) второго слоя: штриховые кривые — со сдвигом второго наплавленного слоя относительно первого; сплошные — без сдвига

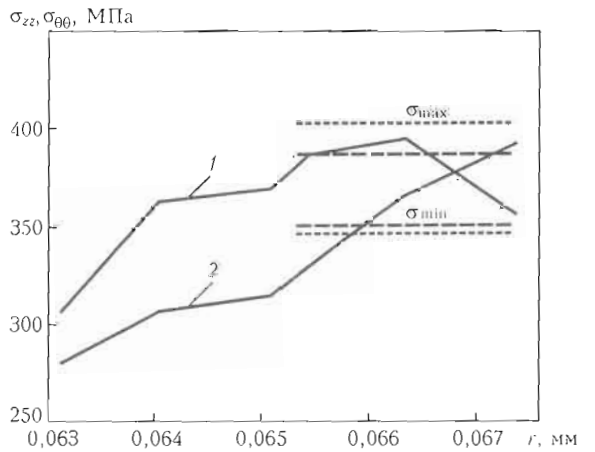


Рис. 6. Распределение остаточных осевых σ_{zz} (кривая *1*) и окружных σ_{00} (кривая *2*) напряжений по толщине наплавленного слоя в сечении $z = 0{,}0304$ м: пунктирные линии — экспериментальные значения средних по толщине главных напряжений в слое; штриховые линии – расчетные значения этих величин

Как видно из рис. 6, максимальное и минимальное главные напряжения не связаны с какой-то одной компонентой. Так, на поверхности преобладает компонента $\sigma_{\theta\theta}$. В более глубоких слоях максимальное значение определяется компонентой σ_{zz}.

В целом хорошее согласование расчетных и экспериментальных данных свидетельствует об обоснованности и достоверности разработанной модели многослойной наплавки цилиндрических деталей.

Выводы

1. Предложена методика численного моделирования термомеханических процессов при многослойной наплавке цилиндрических деталей, основанная на теории растущих тел, унифицированной модели течения Боднера–Партома и МКЭ. Проведен расчет остаточных напряжений и деформаций ролика из стали 25ХМ для двух схем наплавки слоями стали 1Х18Н10.

2. Во внутренних слоях стыки валиков в области их перекрытия являются наиболее вероятными местами разрушения как по хрупкому, так и вязкому механизмам.

3. В наружном слое наиболее опасными местами разрушения по хрупкому и вязкому механизмам являются центральные части валиков. При хрупком разрушении прогнозируется формирование двух систем трещин — кольцевых, инициируемых осевой компонентой напряжений, и трещин, ориентированных вдоль образующей, инициируемых окружными напряжениями.

1. *Рябцев И. А.* Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Экотехнология, 2004. — 160 с.
2. *Кондратьев И. А., Васильев В. Г., Дзыкович И. Я.* Исследование структурной неоднородности наплавленного металла типа 35В9Х3СФ и ее влияние на работоспособность наплавленных прокатных валков // Автомат. сварка. — 1996. — № 6. — С. 17–20.
3. *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.
4. *Арутюнян Н. Х., Дроздов А. Д., Наумов В. Э.* Механика растущих вязкоупругопластических тел. — М.: Наука, 1987. — 472 с.
5. *Моделирование* неизотермического наращивания физически нелинейных тел и технологические приложения / И. К. Сенченков, Е. Турек, И. А.Рябцев, Г. А. Табиева // Теорет. и прикл. механика. — 2003. — Вып. 38. — С. 109–114.
6. *Bodner S. R.* Unified plasticity. An engineering approach (final report). — Haifa: Techn.-Israel Inst. of Techn., 2000. — 105 p.
7. *Residual* stress-induced warping in direct metal solid free-form fabrication / N. W. Klingbeil, J. L. Beuth, R. K. Chin, C. H. Amon // Intern. J. Mech. Sci. — 2002. — 44, N 1. — P. 57–77.
8. *Математическая* модель для определения взаимных продольных смещений элементов конструкций при сварке / Л. М. Лобанов, В. А. Санченко, В. И. Павловский и др. // Автомат. сварка. — 1998. — № 3. — С. 5–9.
9. *Закономерности* относительных продольных смещений пластин из алюминиевого сплава при сварке встык / И. К. Сенченков, Л. М. Лобанов, О. П. Червинко, Н. А. Пацин // Докл. НАН Украины. — 1998. — № 6. — С. 66–70.
10. *Сенченков И. К., Табиева Г. А.* Определение параметров модели Боднера–Партома термовязкопластического деформирования материалов // Прикл. механика. — 1996. — 32, № 2. — С. 64–72.
11. *Механика* связанных полей в элементах конструкций. — Т. 1: Термоупругость / И. А. Мотовиловец, В. И. Козлов. — Киев: Наук. думка, 1987. — 264 с.
12. *Хеллан К.* Введение в механику разрушения: Пер. с англ. — М.: Мир, 1988. — 364 с.
13. *Determining* of residual stresses by the hole drilling gage method. — ASTM Standard E 837.

ИНФОРМАЦИОННО-ПОИСКОВАЯ СИСТЕМА «ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ РУЧНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ»

Ю. А. СКОСНЯГИН, А. Б. ЛЕСНОЙ
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрено программное обеспечение, позволяющее подбирать покрытые электроды для ручной дуговой сварки. Информационная система содержит наиболее полные сведения по электродам (более 500 наименований), выпускаемым в странах СНГ. Кроме справочной информации, программа предоставляет широкие возможности для многопараметрического поиска по заданным пользователем критериям.

Software allowing selection of covered electrodes for manual arc welding is considered. The information system contains the most comprehensive data on electrodes (more than 500 grades) manufactured in the CIS countries. In addition to the reference information, the software provides wide possibilities for multi-parametrical retrieval on the basis of criteria set by a user.

Анализ состояния и перспектив развития сварочного производства показывает, что ручная дуговая сварка покрытыми металлическими электродами остается одним из наиболее распространенных способов получения неразъемных соединений. При выполнении сварочных работ важным моментом является рациональный выбор электродов, обеспечивающий требуемое качество сварного шва.

При выборе электрода следует учитывать не только область применения, необходимый химический состав и механические свойства наплавленного металла, но и ряд дополнительных требований к некоторым параметрам, которые определяют условия сварки, а именно: пространственное положение, диаметр электрода, род, полярность и сила сварочного тока, напряжение дуги, скорость сварки, температура предварительного подогрева (последние два параметра характерны для сварки сталей, требующих специальных технологических приемов). Кроме перечисленных, объективных технологических критериев, также необходимо учитывать сугубо субъективные критерии такие, как ценовой фактор и наличие на текущий момент информации о самих поставщиках данного электрода на рынке, о наличии у отдельно взятого поставщика соответствующих сертификатов качества и сроках их действия. Сегодня отечественными и зарубежными производителями выпускается значительное количество марок электродов для ручной дуговой сварки, при этом следует отметить, что для отдельно взятого технологического процесса сварки, могут быть использованы электроды различных марок. В этих условиях выбор электродов представляет собой сложный многопараметрический поиск и решение этой задачи может существенно облегчить использование специализированного программного обеспечения «Электроды для ручной дуговой сварки», разработанного в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

Информационная система содержит информацию об электродах, выпускаемых странами СНГ, а также некоторыми зарубежными странами. Функционально программа спроектирована так, что является электронным справочником, который предоставляет наиболее полные сведения о выбранном электроде, кроме того, в нем реализованы широкие возможности поиска электродов по заданным критериям.

Справочные сведения об электродах включают: основное назначение; область, технологические особенности и дополнительные сведения о применении; вид электродного покрытия; род тока; полярность; допустимые пространственные положения; рекомендуемые режимы и производительность сварки; коэффициенты расхода и выхода, механические свойства и химический состав наплавленного металла шва, а также сведения о поставщиках данного электрода, условные обозначения, маркировку электродов в соответствии с американским (AWS), международным (ISO), немецким (DIN) стандартами и ГОСТом (стран СНГ). На рис. 1 представлено главное окно программы, в левой части которого расположен список электродов, детальные сведения для отдельно выбранного электрода (например, УОНИИ-13/85У) выводятся в дополнительном информационном окне, аналогично в отдельном окне выводятся сведения о поставщике (рис. 2).

Для поисковых целей в программе реализован многопараметрический инкрементальный отбор из списка имеющихся электродов. Наиболее просто выполняется поиск по заранее известной марке электрода, когда необходимо получить только справочные данные. В этом случае достаточно ввести название марки в текстовое поле, расположенное над списком электродов, при этом текущий список

© Ю. А. СКОСНЯГИН, А. Б. ЛЕСНОЙ, 2001

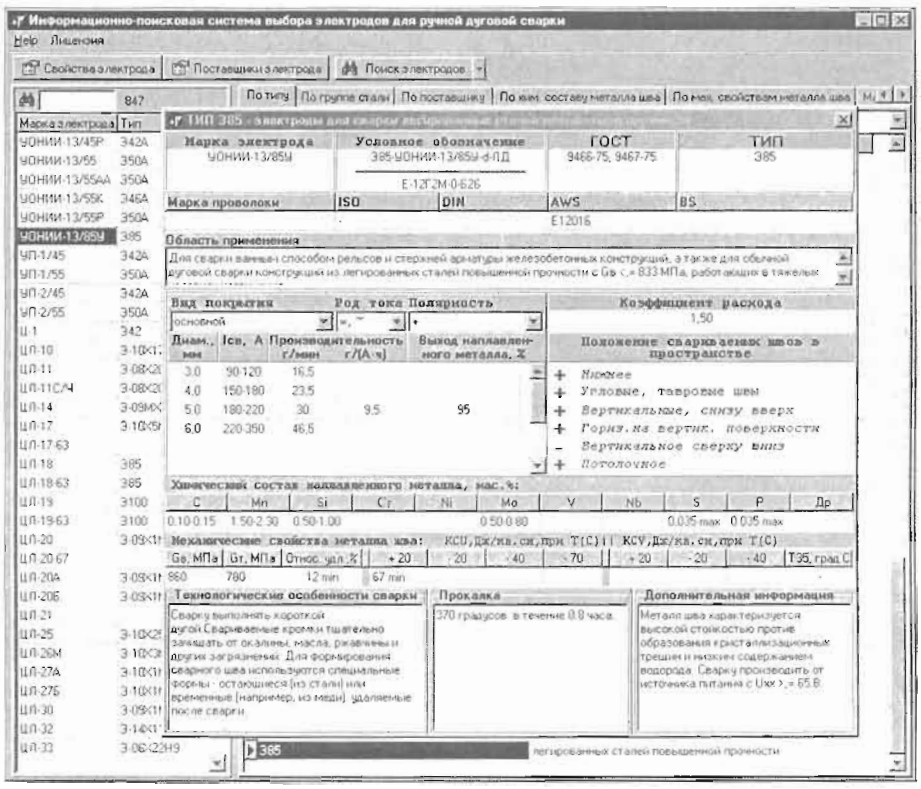


Рис. 1. Справочная информация по электроду УОНИИ-13/85У

электродов будет постоянно ограничиваться в соответствии с вводимой текстовой маской.

В тех случаях, когда необходимая марка электрода заранее неизвестна, программа предоставляет возможности многовариантного поиска с использованием критериев двух типов. К первому типу относятся взаимоисключающие критерии: тип электрода (67 наименований), рекомендации по свариваемости (14 групп разнородных материалов), фирмы-поставщики электродов (102 наименований). Ко второму типу относятся взаимодополняющие критерии, а именно: химический состав и механические свойства металла шва (11 характеристик в каждом критерии), вид электродного покрытия (16 наименований), наличие информации о поставщиках.

При использовании критериев поиска первого типа выбирается необходимая вкладка главного окна (рис. 3), далее на ней выбирается соответствующий подкритерий, согласно с которым ограничивается текущий список электродов. В случае, приведенном на рис. 3, демонстрируется порядок выбора электродов, исходя из рекомендаций по свариваемости разнородных групп сталей. Сначала в правой крайней таблице указывается группа стали первого материала (низкоуглеродистые стали перлитного класса), для выбранной группы в таблице, расположенной левее, выводятся имеющиеся варианты, при выборе второй группы стали (среднеуглеродистые и низколегированные повышенной прочности перлитного класса) крайняя левая таб-



Рис. 2. Информация о поставщике электрода АНЖР-2

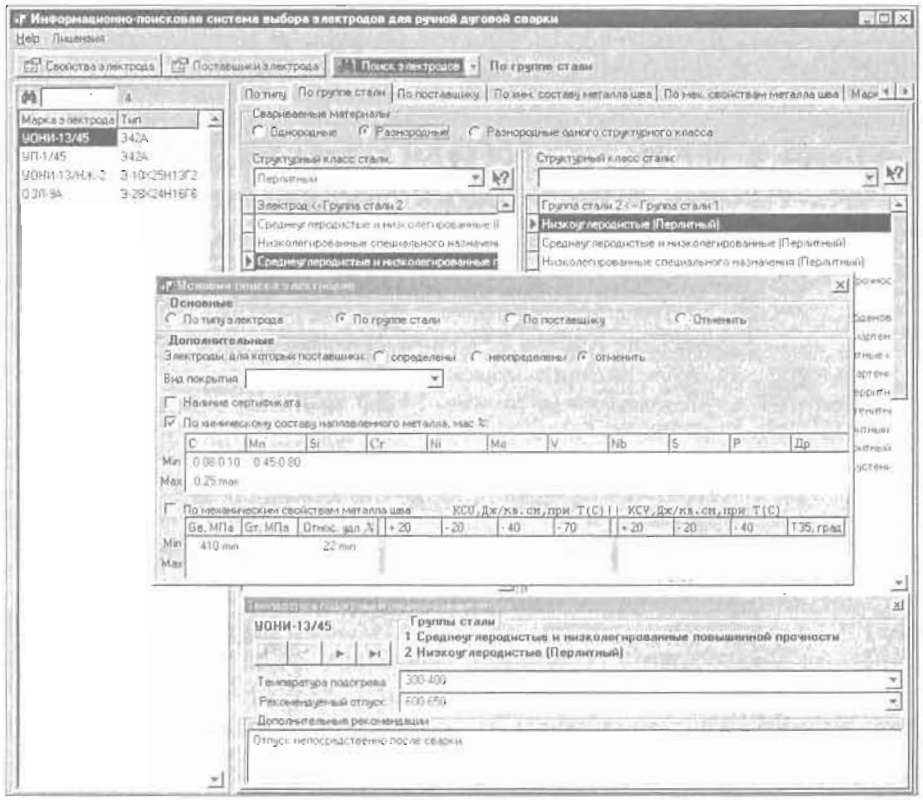


Рис. 3. Средства многопараметрического поиска электродов

лица будет содержать рекомендуемый для сварки список электродов. Аналогично можно получить выборку для отдельного типа электродов или поставщика. Путем комбинирования вывода списков поставщик–электроды и электрод–поставщики можно анализировать альтернативные варианты приобретения электродов.

Рассмотрим порядок использования критериев поиска второго типа, которые могут применяться самостоятельно и в качестве взаимодополняющих параметров к критериям поиска первого типа. В случае, приведенном на рис. 3, заданы дополнительные критерии поиска электродов — ограничения на химический состав и механические свойства наплавленного металла, а также наличие информации о поставщике.

Следует отметить, что программа автоматически обновляет текущий список электродов, который удовлетворяет каждому новому определению критерия поиска. Таким образом, пользователь имеет возможность последовательно уточнять результирующий набор данных. Особенностью организации программы является открытость критериев поиска, которая состоит в том, что на соответствующих вкладках представлена соответствующая сводная информация, которая позволяет ориентироваться на доступный диапазон значений, исключая эффект «блуждания в темной комнате», при поиске информации.

Информационная система спроектирована таким образом, что функции браузера и редактора базы данных совмещены в одной программе, что позволяет конечному пользователю поддерживать актуальность данных путем добавления новой и корректировки имеющейся информации, исходя из собственных потребностей.

Программное обеспечение предназначено для инженерно-технических работников промышленных и строительных предприятий, проектных, конструкторских и научно-исследовательских организаций, производителей, поставщиков и дистрибьютеров электродов.

Программное обеспечение функционирует в среде Windows 9x/Me/2000, для установки требуется 6 МБт дискового пространства, дополнительная информация находится по адресу: http://www.paton.kiev.ua.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТЫВАНИЯ ДИСКА ПОСЛЕ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ В НАГРЕВАТЕЛЬНОЙ СИСТЕМЕ

О. Н. ШАБЛИЙ, Ч. В. ПУЛЬКА (Тернопол. гос. техн. ун-т им. И. Пулюя, Украина),
А. С. ПИСЬМЕННЫЙ (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Получена математическая модель для определения температурного поля остывания диска после его наплавки с помощью нагревательной системы, состоящей из индуктора, теплового и электромагнитного экранов, а также остаточных прогибов и напряжений после остывания. Предложены формулы для определения температуры диска в процессе остывания при индукционной наплавке тонких стальных дисков.

Mathematical model has been developed to determine temperature field in cooling of a disk after its cladding using a heating system, consisting of an inductor, thermal and electromagnetic screens, as well as to estimate residual bending deflections and stresses after cooling. Formulae are suggested to estimate disk temperature during cooling in induction cladding of thin steel disks.

В работе [1] проведены исследования по оптимизации параметров нагревательной системы, состоящей из индуктора, теплового и электромагнитного экранов (ИТЭЭ) (рис. 1) и режима нагрева диска с целью одновременной наплавки по всей его рабочей поверхности. После достижения необходимой температуры наплавки источник нагрева выключают, и диск свободно остывает. В этом случае на него влияют лишь элементы теплового и электромагнитного экранов, создавая интегральное экранирование конвективного теплообмена на внешнем торце диска.

Целью данной работы является нахождение алгоритмов для определения температурного поля при остывании диска после наплавки и на их основе исследование этого процесса, а также использование их для определения остаточных прогибов и напряжений, возникающих при наплавке тонких дисков.

Уравнение свободного остывания диска (рис. 1) имеет вид

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r}\frac{\partial T}{\partial r} - m^2 T - \frac{1}{a}\frac{\partial T}{\partial t} = 0, \qquad (1)$$

где $T = T_1 - T_c$; T_1, T_c — соответственно температура диска и среды; $m^2 = \alpha/\lambda h$; λ — коэффициент теплопроводности материала диска; α — коэффициент теплоотдачи в среду при наличии теплового экрана; h — толщина диска; a — коэффициент температуропроводности.

Вследствие того, что температура должна быть симметричной относительно центра диска, можно записать следующее условие:

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0 \text{ при } r = 0. \qquad (2)$$

На краю диска, где имеем тепловое экранирование, граничное условие примет вид

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial r} + K_T \alpha T = 0, \qquad (3)$$

где $K_T = \lambda_e / d_1 \alpha$.

Вследствие большой теплоотдачи через элемент электромагнитного экрана и его малой толщины им пренебрегаем, и коэффициент K_T определяется только для теплового экрана.

Решение уравнения (1) будем искать в виде

$$T = CJ_0(\nu r)e^{-a\lambda^2 t}. \qquad (4)$$

Подставив его выражение (4) в граничное условие (3), получим

$$C\nu[-J_1(\nu r_2)]e^{-a\lambda^2 t} + K_T \alpha C J_0(\nu r_2)e^{-a\lambda^2 t} = 0.$$

Отсюда после его деления на $Ce^{-a\lambda^2 t}$ получим уравнение для ν

$$-\nu J_1(\nu r_2) + K_T \alpha J_0(\nu r_2) = 0. \qquad (5)$$

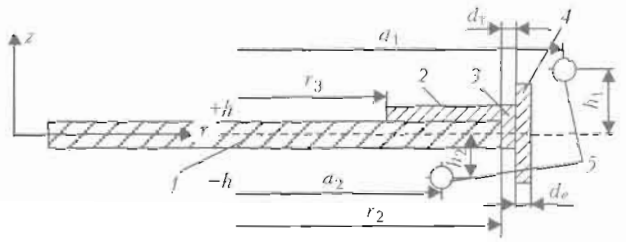


Рис. 1. Поперечное сечение нагревательной системы: *1* — диск; *2* — шихта; *3, 4* — соответственно тепловой и электромагнитный экраны; *5* — кольцевой двухвитковый индуктор

© О. Н. ШАБЛИЙ, Ч. В. ПУЛЬКА, А. С. ПИСЬМЕННЫЙ, 2009

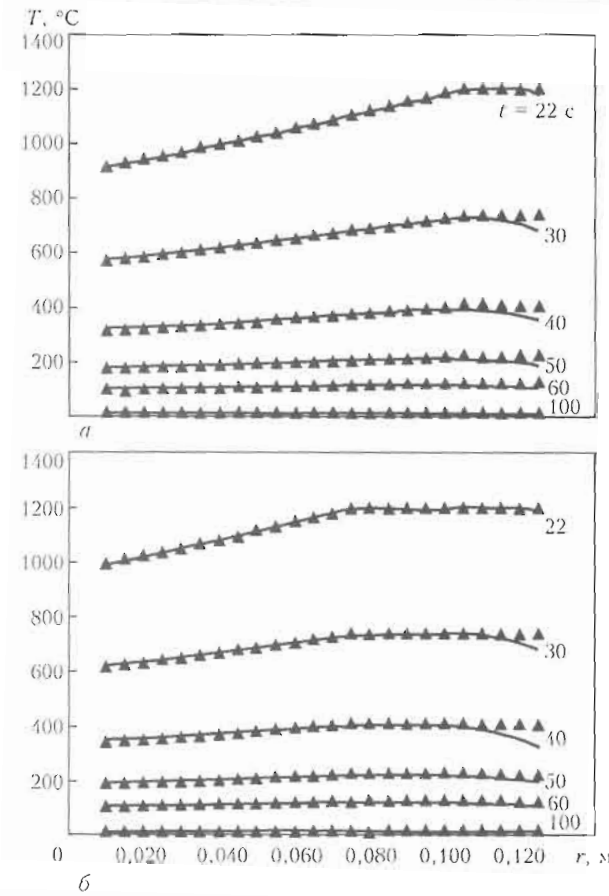


Рис. 2. Распределение температуры по радиусу диска $r_2 = 0{,}125$ м при остывании для различных моментов времени: *а* — ширина зоны наплавки $S = r_2 - r_3 = 0{,}125 - 0{,}075 = 0{,}05$ м; *б* — $S = r_2 - r_3 = 0{,}125 - 0{,}105 = 0{,}02$ м

Поскольку корней этого уравнения — бесконечное количество, то решение (4) примет вид

$$T = \sum_{j=1}^{\infty} C_j J_0(\nu_j r) e^{-a\lambda_j^2 t}. \qquad (6)$$

Для нахождения коэффициентов C_j предположим, что в момент начала остывания $t = \tau$ температура равна $T_\tau(r)$ конечной температуре нагрева с целью наплавки.

Таким образом,

$$T = T_\tau(r) \text{ при } t = \tau. \qquad (7)$$

Умножив выражение для температуры (6) при $t = \tau$ на $J_0(\nu_j r)$ и проинтегрировав его в границах от 0 до r_2, находим

$$C_j = \frac{\int_0^{r_2} T_\tau(r) J_0(\nu_j r) r dr}{e^{a\lambda_j^2 \tau} \int_0^{r_2} [J_0(\nu_j r)]^2 r dr}. \qquad (8)$$

Подставляя коэффициенты C_j, найденные по формуле (8), в выражение (6), получаем окончательную формулу для температуры остывания диска

$$T = \sum_{j=1}^{\infty} \frac{\int_0^{r_2} T_\tau(r) J_0(\nu_j r) r dr}{\int_0^{r_2} [J_0(\nu_j r)]^2 r dr} J_0(\nu_j r) e^{a\lambda_j^2(\tau - t)}, \qquad (9)$$

в которой корни ν_j определяются из уравнения (5).

Из этой формулы также видно, что конечная температура нагрева $T_\tau(r)$ и граничное условие теплового экранирования (5) однозначно определяют температуру остывания.

На рис. 2 представлены графики температурного поля при остывании, найденные по формуле (9), при толщине теплового экрана $d_e = 0{,}02$ м; $\lambda_e = 0{,}17$ Вт/(м·°С); $\alpha_e = 8{,}5$ Вт/(м^2·°С), $K_\tau = 0{,}0192$ и ширине зоны наплавки соответственно 0,05 и 0,02 м (сплошные линии). Остальные данные расчетов температуры для индуктора и диска приняты из работ [1–3].

Для более простых расчетов разработан также инженерный вариант определения температурного поля, в котором допускается, что температура по ширине в зоне наплавки постоянная. Тогда в этой зоне имеет место уравнение теплопроводности

$$-m^2 T_{0i} - \frac{1}{a}\frac{\partial T_{0i}}{\partial t} = 0. \qquad (10)$$

Его решение при временном условии $T = T_{зд}$ при $t = \tau$ принимает вид

$$T = T_{зд} e^{am^2(\tau - t)} \text{ при } r_3 \le r \le r_2. \qquad (11)$$

В случае, когда нагревательная система образовала пологое температурное поле в зоне $r \le r_3$, то в зоне за пределами наплавки температурное поле хорошо аппроксимируется экспоненциальной зависимостью в виде

$$T = T_{зд} e^{am^2(\tau - t)} e^{\frac{r - r_3}{\beta}}, \quad r \le r_3, \qquad (12)$$

где β — коэффициент системы, определяемый из условия лучшего совпадения температуры по формуле (12) с температурой, найденной по формуле (9) при $t = \tau$.

Из рис. 3 видно, что температура, определенная по формуле (12), достаточно точно совпадает с температурой, найденной по формуле (9). Для повышения точности определения температуры по при-

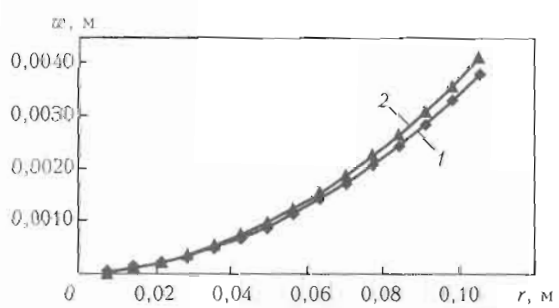


Рис. 3. Остаточный прогиб при толщине наплавленного слоя δ = = 1 мм: *1* — теоретические; *2* — экспериментальные результаты

близительным формулам (11) и (12) здесь также вводится корректирующий коэффициент, который при ширине зоны наплавки 0,05 и 0,02 м равен 1,135. В обоих случаях при подсчетах в формулах (11) и (12) следует ставить вместо m^2 – $1{,}135m^2$. Температура, найденная по уточненным формулам, отличается от температуры, определенной по формуле (9), не более чем на 7,5 % (рис. 2, сплошные линии и линии с треугольными знаками).

Подставив температуру, найденную по формулам (9) и (12), в выражения для нахождения сил, моментов и напряжений, а также перемещений из работ [2, 3], найдем их значения в необходимой точке диска в произвольный момент времени при его остывании. Полученные прогибы диска в конце остывания хорошо согласуются с экспериментальными данными на рис. 3.

Таким образом, найдены точные и приближенные формулы, а также алгоритмы для определения температурного поля при остывании диска после наплавки, которые используются в методике нахождения остаточных напряжений, усилий, моментов и перемещений при индукционной наплавке тонких стальных дисков с целью получения изделий с заданными геометрическими и эксплуатационными характеристиками.

1. *Шаблий О. Н., Пулька Ч. В., Письменный А. С.* Оптимизация индукционной наплавки тонких дисков с учетом теплового и электромагнитного экранирования // Автомат. сварка. – 2003. – № 9. – С. 22–25.
2. *Шаблий О. Н., Пулька Ч. В., Письменный А. С., Михайлишин В. М.* Остаточные перемещения тонких стальных дисков при индукционной наплавке износо-стойкими порошкообразными твердыми сплавами // Там же. – 1999. – № 9. – С. 55–57.
3. *Шаблій О. М., Михайлишин М. С., Михайлишин В. М., Пулька Ч. В.* Математичне моделювання виникнення залишкових напружень, деформацій та переміщень при індукційному наплавленні тонких сталевих дисків // Вісн. Тернопіл. держ. техн. ун-ту ім. І. Пулюя. – 1998. – Т. 3, число 4. – С. 5–12.

ЧИСЛЕННАЯ ОЦЕНКА КОЛИЧЕСТВА ВОДОРОДА, ПЕРЕНОСИМОГО КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИЕЙ

В. И. ШВАЧКО, А. В. ИГНАТЕНКО
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев)

На сегодня обратимая водородная хрупкость (ОВХ) остается важной проблемой. Дислокационная теория ОВХ является одной из наиболее перспективных. При этом ключевая роль отводится переносу водорода дислокациями. Предложенная ранее модель позволяет рассчитывать количество транспортируемого водорода в зависимости от температуры, скорости дислокации, концентрации свободного водорода и других параметров. Для описания поведения системы «плоское скопление дислокаций – субмикротрещина» использован энергетический критерий. Предложенная модель дает качественное и количественное описание явления обратимой водородной хрупкости ОЦК металлов.

Reversible hydrogen brittleness (RHB) is an important current problem. The dislocation theory of RHB is among the most promising ones. With this theory the key role is assigned to transfer of hydrogen by dislocations. The earlier suggested model allows calculation of the amount of transported hydrogen depending upon the temperature, dislocation velocity, concentration of free hydrogen and other parameters. The energy criterion is used to describe behaviour of the «plane dislocation cluster–sub-microcrack» system. The suggested model provides qualitative and quantitative description of the phenomenon of RHB of bcc metals.

Введение. В течение нескольких десятилетий для описания обратимой водородной хрупкости (ОВХ) металлов и сплавов было предложено много различных моделей. Большая часть из них подверглась критике из-за невозможности с точки зрения этих теорий удовлетворительно объяснить тот или иной аспект явления ОВХ.

Дислокационно-декогезионная теория переноса водорода является одной из наиболее удачных. С ее помощью можно объяснить такие важные особенности ОВХ, как [1]:

- возникновение ОВХ при малой концентрации водорода в решетке металла (менее 1...10 $см^3$ водорода на 100 г металла);
- зависимость степени охрупчивания от температуры металла: хрупкость проявляется наиболее сильно при нормальной температуре; повышение или понижение температуры уменьшает эффект ОВХ;
- уменьшение склонности металла к водородной хрупкости с повышением скорости деформации металла;
- обратимость. Снятие напряжений приводит к рассасыванию обогащенных водородом областей и исчезновению источников хрупкости [2].

Модель ОВХ, изложенная в этой статье, рассматривает разрушение зерна металла по механизму микроскола. Минимальное напряжение, которое следует приложить к зерну металла, чтобы его разрушить, характеризует хрупкую прочность металла.

Предложено много теоретических моделей формирования субмикротрещин по дислокационному механизму [3]. В этих моделях основные этапы формирования субмикротрещин схожи между собой. Из-за отсутствия экспериментальных данных нельзя отдать предпочтения какой-либо одной из них, поэтому можно воспользоваться классической моделью Зинера–Стро. Согласно ей под действием внешних напряжений субмикротрещина формируется в голове плоского скопления дислокаций, остановленного границей зерна металла или другим препятствием. Дислокации, объединяясь в трещину, доставляют с собой водород. Вследствие этого к голове скопления концентрация водорода повышается.

При пластических деформациях в зерне металла формируется набор плоских скоплений краевых дислокаций (рис. 1). В результате действия касательных напряжений дислокации начинают двигаться, захватывая при этом свободный водород, который находится на пути их движения, и сливаться в субмикротрещину. Водород, доставляемый дислокациями, попадает в субмикротрещину и адсорбируется на ее свободной поверхности. Ослабляя связи между атомами металла, он уменьшает поверхностную энергию металла.

Вследствие неравномерности напряжений на свободной поверхности субмикротрещины, водород будет стремиться к ее вершине. Поскольку именно в вершине трещины происходит разрыв межатомных связей, повышенная концентрация водорода именно там значительно облегчит рост субмикротрещины, а в итоге разрушение металла. В наконечнике субмикротрещины он может проникать в металл глубже (из-за сильных локальных искажений атомной решетки). В результате рост полости становится легче, и субмикротрещина может утратить стабильность при меньших приложенных напряжениях. На макроуровне это проявляется как охрупчивание металла.

© В. И. ШВАЧКО, А. В. ИГНАТЕНКО, 2004

Взаимодействие дислокаций с водородом зависит от температуры и скорости деформации. При низкой температуре или достаточно больших скоростях деформации во время переноса водород отрывается от дислокации. При большой температуре энергии взаимодействия дислокация — водород не хватает для эффективного удержания водорода около дислокации. Согласно экспериментам для ОВХ металла наиболее благоприятными являются температуры, которые близки нормальным.

Модель хрупкого разрушения металла с участием водорода. При формулировке модели сделаны следующие предположения:

1) субмикротрещина возникает по дислокационному механизму модели Зинера–Стро (рис. 1);

2) скорость деформации постоянная;

3) во время деформации температура металла считается постоянной;

4) все дислокации в плоском скоплении одинаковы и переносят равное количество водорода;

5) при возникновении субмикротрещины в модели устанавливается равновесное распределение водорода по изотерме Лэнгмюра;

6) в объеме субмикротрещины водород молизован, а на поверхности диссоциирован;

7) водород существенно влияет только на удельную поверхностную энергию металла, облегчая этим рост трещины.

При одноосном растяжении наиболее благоприятные условия для образования субмикротрещины возникают в плоскости под углом в 45° с осью образца, где касательные напряжения максимальные. Согласно работам [3–6] энергия системы «плоское скопление краевых дислокаций — субмикротрещина», приходящаяся на единицу длины дислокационной линии скольжения, равна:

$$W = \frac{(nb)^2 G}{4\pi(1-\nu)} \ln\frac{4d}{L} + \frac{(N-n)^2 b^2 G}{4\pi(1-\nu)} \times$$
$$\times \ln\frac{4\pi\sqrt{e}(1-\nu)d}{(N-n)Gb}\tau_{\text{eff}} + 2\gamma L - \qquad (1)$$
$$-\frac{\pi(1-\nu)L^2}{8G}\sigma^2 - \frac{nbL}{2}\sigma\sin 45°,$$

где L — длина субмикротрещины; n — количество дислокаций, ее образовавших; σ — главное нормальное напряжение; γ — удельная поверхностная энергия металла, которая изменяется в результате воздействия водорода; G — модуль сдвига; ν — коэффициент Пуассона; d — размер зерна металла; b — модуль вектора Бюргерса; e — основание натурального логарифма; τ_{eff} — эффективное касательное напряжение, несколько превышающее предел текучести. Эффективное касательное напряжение определяется из соотношения Холла–Петча [7, 8] $\sigma_\tau = \sigma_0 + K_y/\sqrt{d}$ для границы текучести металла σ_τ:

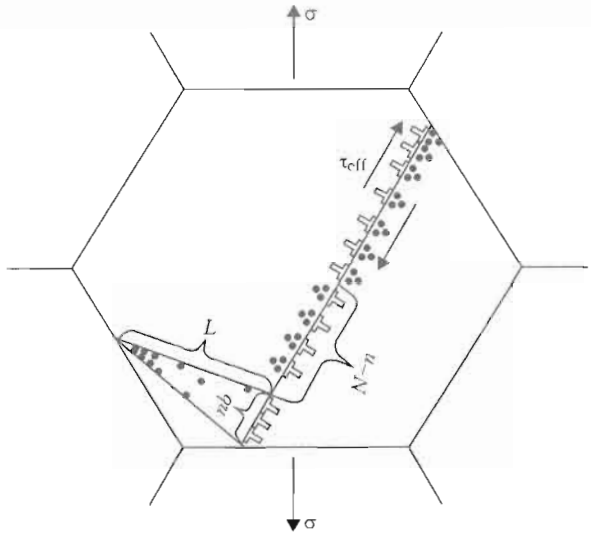


Рис. 1. Схема зарождения трещины с участием водорода

$$\tau_{\text{eff}} = \frac{(\sigma_\tau - \sigma_0)}{2} + \frac{K_y}{2\sqrt{d}},$$

где K_y — коэффициент наклона прямой в координатах σ, $\sqrt{d}$.

Количество краевых дислокаций одного знака считается неизменным после достижения максимума под действием некоторого напряжения, которое превышает предел текучести [6]. Если принять, что длина скольжения равна размеру зерна, то максимальное количество дислокаций N в скоплении можно оценить по формуле из работы [9]

$$N = \frac{(1-\nu)d\tau_{\text{eff}}}{Gb} = \frac{(1-\nu)\sqrt{d}K_y}{2Gb}.$$

Чтобы яснее понять механизм зарождения и развития субмикротрещины, следует проанализировать уравнение (1). Для этого построим график зависимости энергии W как функции от L, варьируя σ при постоянных n, γ. Как видно из рис. 2, при росте субмикротрещины имеет место потенциальный барьер, который препятствует ее распространению. С ростом σ высота барьера уменьшается. Аналогичное наблюдается и при уменьшении удельной поверхностной энергии металла γ, что хорошо согласуется с физикой процесса. Координаты максимума и минимума функции $W(L)$ найдем, взяв ее частную производную по L и приравняв ее нулю:

$$\frac{\partial W}{\partial L} = -\frac{(nb)^2 G}{4[\pi(1-\nu)}\frac{1}{L} + 2\gamma - \frac{\pi(1-\nu)}{4G}\sigma^2 \times$$
$$\times L - \frac{nb\sqrt{2}}{4}\sigma = 0.$$

Сделав замену

$$m = \frac{(nb)^2 G}{4\pi(1-\nu)}, \quad l = \frac{\pi(1-\nu)}{4G}\sigma^2, \quad q = \frac{nb\sqrt{2}}{4}\sigma,$$

преобразуем предыдущее уравнение к квадратному относительно L и решим его

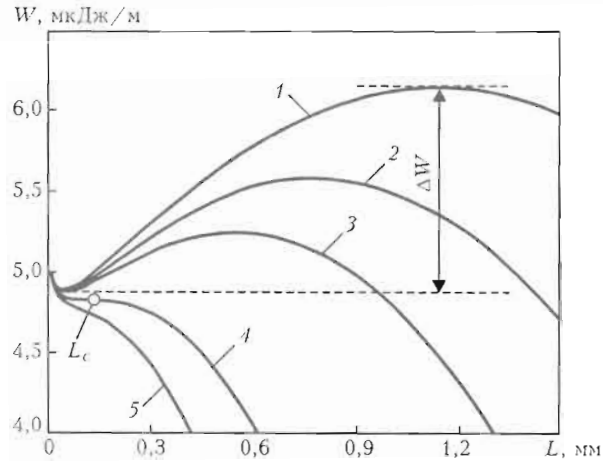


Рис. 2. Влияние длины субмикротрещины на энергию системы «плоское скопление дислокаций — субмикротрещина» при нормальной поверхностной энергии ($\gamma_0 = 2$ Дж/м^2) и разном внешнем напряжении: *1* — σ = 600; *2* — 700; *3* — 800; *4* — 1150; *5* — 1400 МПа

$$-\frac{m}{L} + 2\gamma - lL - q = 0,$$
$$lL^2 + (q - 2\gamma)L + m = 0. \qquad (2)$$

Пусть L_1 и L_2 — корни уравнения (2), тогда

$$L_1 = \frac{(2\gamma - q) - \sqrt{(2\gamma - q)^2 - 4lm}}{2l}, \qquad (3)$$

$$L_2 = \frac{(2\gamma - q) + \sqrt{(2\gamma - q)^2 - 4lm}}{2l}.$$

Точка L_1 является точкой минимума функции $W(L)$, а L_2 — точкой максимума. Разница $\Delta W = W(L_2) - W(L_1)$ — это высота потенциального барьера, препятствующего распространению трещины в металле.

При некоторых условиях значение барьера может равняться нулю. В этом случае субмикротрещина, находящаяся в равновесии, будет неустойчива и при случайной флюктуации может начать автокалитически распространятся. Высота потенциального барьера ΔW равна нулю только при условии, что $L_1 = L_2$. Это равенство выполняется, если

$$\sqrt{(2\gamma - q)^2 - 4lm} = 0.$$

Величина L_1 имеет физический смысл только тогда, когда она положительна. Поэтому должно выполняться неравенство $(2\gamma - q) > 0$. Используя это условие, из предыдущего уравнения находим

$$\sigma_c = \frac{4\gamma(2 - \sqrt{2})}{nb}. \qquad (4)$$

Значит, напряжение σ_c, при котором субмикротрещина теряет устойчивость, прямо пропорционально удельной поверхностной энергии металла γ и обратно пропорционально ширине субмикротрещине nb. С учетом соотношений (3) и (4) получим

$$L_c = \frac{2\gamma - q}{2l} = \frac{(nb)^2 G(2 + \sqrt{2})}{8\pi(1 - \nu)\gamma}. \qquad (5)$$

Точка L_c является точкой перегиба функции $W(L)$ (рис. 2, кривая *4*). Таким образом, L_c — критическая точка для системы «плоское скопление дислокации — субмикротрещина». В ней субмикротрещина находится в неустойчивом состоянии равновесия, т.е. она может начать расти в любой момент, используя упругую энергию, запасенную системой «плоское скопление краевых дислокаций — субмикротрещина» во время деформации, и не требуя других источников энергии. С помощью (4) и (5) из уравнения (1) найдем энергию системы в этом состоянии

$$W = \frac{b^2 n^2 G}{4\pi(1 - \nu)} \times$$
$$\times \left(\ln\left(\frac{32d\pi(1 - \nu)}{(nb)^2 G(2 + \sqrt{2})}\gamma \right) + \left(\frac{N}{n} - 1 \right)^2 \ln\left(\frac{4\pi N\sqrt{e}}{(N - n)} \right) + \frac{3}{2} \right). \qquad (6)$$

С целью учета воздействия водорода на удельную поверхностную энергию металла применяли изотерму адсорбции Лэнгмюра для двухатомных газов, диссоциирующихся при адсорбции [2, 10]

$$\theta = \frac{\sqrt{ap}}{1 + \sqrt{ap}}, \qquad (7)$$

где θ — степень покрытия поверхности; p — давление водорода; a — константа равновесия адсорбции. В соответствии с уравнением Гиббса изменение поверхностной энергии металла при адсорбции на нем водорода имеет вид [10]

$$\gamma = \gamma_0 - 2\frac{kT}{b^2}\ln(1 + \sqrt{ap}) = \gamma_0 + 2\frac{kT}{b^2}\ln(1 - \theta), \qquad (8)$$

где γ_0 — удельная поверхностная энергия на границе металл — абсолютный вакуум; k — константа Больцмана; T — абсолютная температура.

Как отмечалось выше, вследствие неравномерности напряжений на поверхности субмикротрещины, водород будет стремиться к ее вершине. Поэтому при расчете предполагалось, что водород, доставляемый дислокациями, будет находиться в вершине трещины, которая занимает 10 % длины субмикротрещины. Тогда связь между величинами L, θ, p и количеством водорода N_H, которое переносится отрезком краевой дислокации с длиной равной b, устанавливается с помощью уравнения баланса для количества водорода в трещине:

$$\frac{N_H n}{\delta} = \frac{20L}{10b^2} + \frac{nbL}{100}\frac{p}{kT}. \qquad (9)$$

Для описания поведения скопления краевых дислокаций и субмикротрещины, необходимо решить систему, состоящую из уравнений (4)...(9).

Модель переноса водорода движущейся дислокацией. Модель транспортировки водорода крае-

вой дислокацией более подробно изложена в работе [11]. Приведем кратко основные положения модели и необходимые для расчетов формулы.

В ходе решения главная задача была разбита на три независимые подзадачи:

- взаимодействие водорода с неподвижной краевой дислокацией,
- взаимодействие движущегося атома водорода с кристаллической решеткой металла,
- взаимодействие атомов водорода между собой.

Для описания взаимодействие водорода с неподвижной краевой дислокацией использовалось известное уравнение Коттрелла [2]:

$$u_D = -\frac{A \sin \alpha}{r},$$

где r, α — полярные координаты. Константу A принято оценивать из уравнения $A = Eb$, где E — средняя энергия взаимодействия атома водорода с дислокацией, определяемая экспериментально (величина E по разным данным колеблется в пределах 0,1...0,6 эВ).

При движении краевая дислокация увлекает за собой часть водородного облака. На атом водорода, который она захватывает и переносит, начинает действовать сила трения $F_т$ (сила сопротивления) со стороны кристаллической решетки металла, которую можно оценить с помощью соотношения Эйнштейна для движения броуновской частицы

$$F_т = \frac{kTv_0}{D},$$

где D — коэффициент диффузии; v_0 — скорость движения дислокации. Поэтому атом водорода, движущийся вместе с дислокацией, находится в поле действия двух потенциальных сил: силы, действующей со стороны дислокации, и силы трения $F_т$. Потенциальная энергия такого атома равна

$$U = u_D - F_т x + u_0 = -\frac{A \sin \alpha}{r} - F_т r \cos \alpha + u_0, \quad (10)$$

где u_0 — константа, устанавливаемая из краевых условий, равная $\sqrt{2AF_т}$. Тогда форма водородного облака описывается уравнением $A \sin \alpha / r + F_т r \times \times \cos \alpha = \sqrt{2AF_т}$ (рис. 3), а наиболее подходящим участком оттока водорода, заметаемого дислокацией при движении, будет точка K и ее окрестность (подробнее см. [11]).

Статистика, применяемая при расчетах, определяет характер взаимодействия атомов водорода между собой. Для концентрации атомов водорода вблизи дислокации более правильным оказывается распределение Ферми–Дирака:

$$C = \frac{C_0 \exp(-U/kT)}{1 - C_0 + C_0 \exp(-U/kT)}, \quad (11)$$

где C_0 — отношение концентрации свободного водорода в образце к максимально возможной концентрации. Требование о занятии одного узла только одним атомом водорода формально эквивалентно принципу Паули в квантовой механики. Этим объясняется применение статистики Ферми–Дирака. Использование формулы (11) гарантирует ограничение сверху концентрации. При условии, что на один атом железа может приходиться не более одного атома водорода, количество водорода, переносимого единичным отрезком дислокации, равным вектору Бюргерса, вычисляется по формуле

$$N_H = \iint_\Omega \frac{2}{b^2} \frac{C_0 \exp(-U/kT)}{1 - C_0 + C_0 \exp(-U/kT)} dx dy, \quad (12)$$

где Ω — область, занимаемая облаком водорода. Интегрируя это уравнение, найдем количество водорода, переносимого краевой дислокацией.

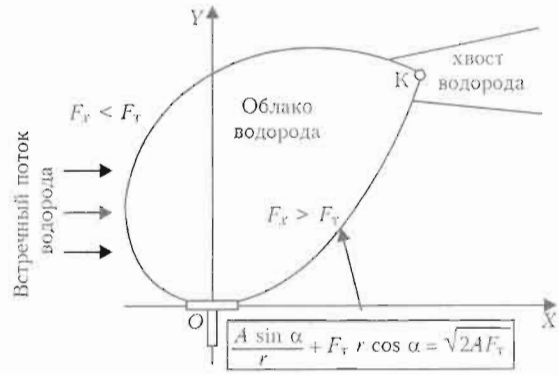


Рис. 3. Схема взаимодействия водорода с движущейся дислокацией (система отсчета связана с дислокацией)

Расчет и анализ полученных результатов. Поведение системы «плоское скопление дислокаций – субмикротрещина» в присутствии водорода рассчитывалось с использованием характеристик металла, являющихся типичными для низколегированных сталей [4, 5]: $G = 80$ ГПа, $\nu = 0{,}25$, $b = 2{,}56 \cdot 10^{-10}$ м, $\gamma_0 = 2$ Дж/м^2, $K_y = 0{,}6$ МПа/м$^{1/2}$ и константы равновесия адсорбции водорода на поверхности железа $a = 37{,}5$ Па$^{-1}$ [10]. Средняя энергия взаимодействия краевой дислокации с атомом водорода полагалась равной $E = 0{,}6$ эВ [7]. Коэффициент диффузии водорода находился по формуле: $D = 6{,}04 \cdot 10^{-8} \times \times \exp(-6990/RT)$ м^2/с [12] (R — универсальная газовая постоянная). Дистанция, на которой дислокация взаимодействует с водородом, ограничивалась сорока векторами Бюргерса. Количество атомов водорода, приходящихся на один атом металла, полагалось равным $C_0 = 2{,}5 \cdot 10^{-4}$, что примерно соответствует 5 см^3/100 г.

Для описания поведения субмикротрещины, находящейся в неустойчивом состоянии (в состоянии предразрушения, см. рис. 2, кривая 4), и учета влияния водорода, транспортируемого дислокациями, численными методами находили решение системы уравнений (4)...(9), (10), (12). Критерием водородного охрупчивания было отношение σ_H / σ_{max}, где σ_H — напряжение, необходимое для разрушения металла, при воздействии водорода, σ_{max} — то же, но без водорода. На рис. 4–6 построены зависимости для разных скоростей движения дислокаций v_0 при атомной доле свободного водорода $C_0 = 2{,}5 \cdot 10^{-4}$.

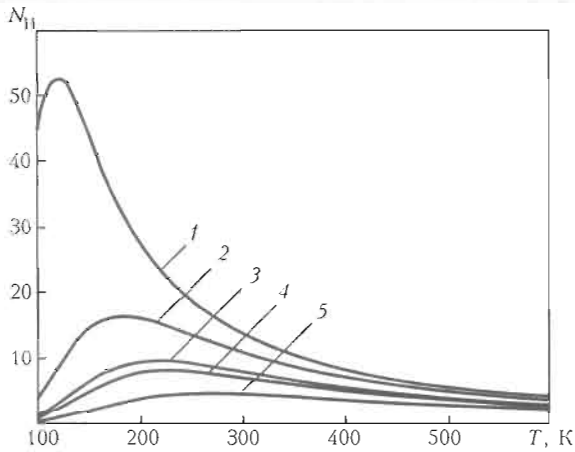


Рис. 4. Количество водорода N_H, транспортируемое отрезком краевой дислокации равным вектору Бюргерса, в зависимости от температуры T при разных скоростях движения дислокаций: *1* — $v_0 = 1 \cdot 10^{-2}$; *2* — $5 \cdot 10^{-1}$; *3* — 2; *4* — 3; *5* — 10 м/с

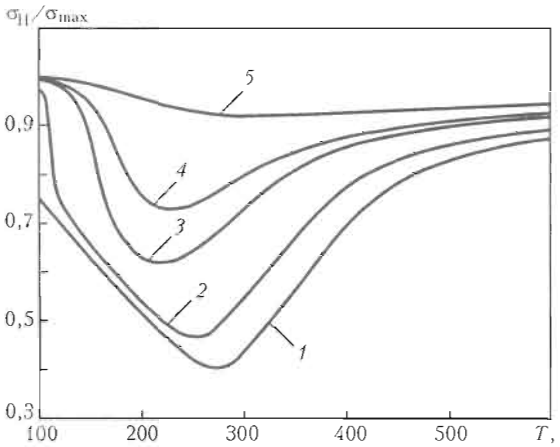


Рис. 5. Степень охрупчивания σ_H/σ_{max} железа водородом в зависимости от температуры T при тех же скоростях движения дислокаций, что и на рис. 4

Из рис. 5 видно, что максимальное охрупчивающее воздействие водород проявляет при температурах, близких к нормальной. Понижение или повышение температуры ослабляет его воздействие. Влияние водорода увеличивает размеры трещины (рис. 6). Скорость движения дислокации v_0 характеризует скорость относительной деформации $\dot{\varepsilon}$ металла (в соответствии с дислокационной теорией v_0 прямо пропорциональна $\dot{\varepsilon}$ [2]). Увеличение скорости дислокации v_0 уменьшает количество транспортируемого водорода, а максимум зависимости $N_H(T)$ сдвигается в область более низких температур. С ростом v_0 степень ОВХ падает. Если же скорость v_0 будет достаточно велика, то количество транспортируемого водорода будет сравнительно мало. В этом случае водородная хрупкость металла может вообще не проявляться. Это подтверждается экспериментальными данными: в случаях, когда скорость относительной деформации $\dot{\varepsilon}$ металла была достаточно велика, ОВХ не наблюдалось.

Согласно работе [2] для предотвращения ОВХ следует вводить равномерно рассредоточенные сильные необратимые ловушки водорода, которые могли бы отбирать водород у транспортирующих его дислокаций и равномерно распределять, таким образом препятствуя, возникновению сильных локальных концентраций водорода.

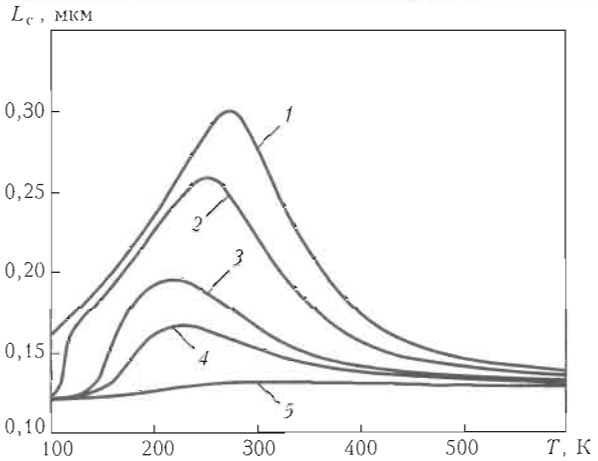


Рис. 6. Зависимость критической длины субмикротрещины L_c от температуры T при тех же скоростях движения дислокаций, что и на рис. 4

Заключение. Предложена модель переноса водорода краевыми дислокациями в ОЦК металле, позволяющая рассчитать количество транспортируемого водорода. Совместно с классической моделью Зинера–Стро образования субмикротрещины предложенная модель дает качественное и количественное описание явления обратимой водородной хрупкости ОЦК металлов. Полученные зависимости хорошо согласуются с экспериментальными данными для обратимой водородной хрупкости. Поэтому разработанная модель может применяться для оценки влияния водорода на физико-механические характеристики ОЦК металла, что должно существенно облегчить прогнозирование и предотвращение ОВХ.

1. *Pokhodnya I. K., Shvachko V. I.* Physical nature of hydrogen induced cold cracks in welded joints of structural steels // The Paton Welding J. — 1997. — № 5. — P. 255–263.
2. *Колачев Б. А.* Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1985. — 217 с.
3. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 280 с.
4. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С.* Хрупкое разрушение поликристаллических металлов при сложном напряженном состоянии // Металлофизика. — 1988. — **10**, № 6. — С. 46–55.
5. *Garofalo F., Chou Y. T., Ambegaokar V.* Effect of hydrogen on stability of microcracks in iron and steel // Acta Metallurg. — 1960. — **8**, N 8. — P. 504–512.
6. *Pokhodnya I. K., Shvachko V. I., Utkin S. V.* Calculating studies of hydrogen induced cracking of structural steels // Environmental degradation of engineering materials. — Gdansk: Sci. Soc., 1999. — Vol. 1. — P. 357–362.
7. *Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А.* Структура металла и хрупкость стальных изделий. — Киев: Наук. думка, 1985. — 266 с.
8. *Мешков Ю. Я., Сердитова Т. Н.* Разрушение деформированной стали. — Киев: Наук. думка, 1989. — 160 с.
9. *Хирт Дж., Лоте И.* Теория дислокаций. — М.: Атомиздат, 1972. — 600 с.
10. *Petch N. J.* The lowering of fracture — stress due to surface adsorption // Phil. Mag. — 1956. — **1**, N 4. — P. 331–337.
11. *Швачко В. И., Игнатенко А. В.* Физическая модель дислокационного переноса водорода. Водородная обработка материалов // Тр. Четвертой междунар. конф. «ВОМ–2004», Донецк: ДонНТУ, ДонИФЦ НАУ, 2004. — С. 449–453.
12. *Спивак Л. В., Скрябина Н. Е., Кац М. Я.* Водород и механическое последействие в металлах и сплавах. — Пермь: Изд-во Перм. ун-та, 1993. — 344 с.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Аксенов Ю. Н. 195
Алалусс К. 103
Алексеенко Т. А. 174
Арсенюк В. В. 174
Аснис А. Е. 24

Балановский А. Е. 195
Белявин К. Е. 28
Бердникова Е. Н. 174
Бернацкий С. В. 230
Бокота А. 32
Большаков М. В. 38
Борисов Ю. С. 43
Буряков А. В. 115

Варовин А. Я. 167
Великоиваненко Е. А. 50, 56, 180

Голобородько Ж. Г. 66
Гречнева М. В. 195
Григоренко Г. М. 174
Гуржий А. А 161

Демченко В. Ф. 24, 71
Дзюба В. Л. 77
Дилтай У. 83
Дьяченко В. И. 89

Ермолаев Г. В. 119

Заболотин С. П. 24
Замков В. Н. 157
Занковец П. В. 95, 99
Зацерковный А. С. 43
Здор Г. Н. 99
Земмлер У. 103
Зубченко А. С. 109

Иванов Г. А 99
Игнатенко А. В. 248

Касаткин О. Г. 157
Каширский Ю. В. 109
Квасницкая Ю. Г. 123
Квасницкий В. В. 66, 115, 123
Квасницкий В. Ф. 66, 119
Кныш В. 233
Королева Т. В. 127
Корсунов К. А. 77
Костин В. А. 134
Костина Л. В. 137
Костылев В. И.167
Кравцов В. Т. 180
Кривцун И. В. 43
Кудрявцев Ю. 233
Кункевич Д. П. 140

Лабарткава А. В. 119
Лебедев Ю. М. 145, 151
Лесной А. Б. 24, 71, 157, 242
Лукина Г. Н. 38

Максимов С. Ю. 161
Малахов А. Т. 210
Манченко А. Н. 210
Марголин Б. З. 167
Маркашова Л. И. 174
Мартыненко В. А. 151
Матвиенко М. В. 66, 123
Маттес К-Й. 103
Махненко В. И. 11, 180, 185
Махненко О. В. 189
Медведев С. В. 89, 140
Миясака Ф. 205
Мокров О. 83

Неживляк А. Е. 195
Нестеренко Н. П. 200
Николайчук В. В. 225

Одзи Т. 205

Павлык В. 83
Паламарчук Б. И. 210
Палотас Б. 215
Пащин Н. А. 210
Пекарска В. 32, 220

Петрушина М. В. 28, 225
Пивторак Н. И. 50, 56
Письменный А. С. 245
Погудо Е. Л. 28
Походня И. К. 230
Прокопенко Г. 233
Пулька Ч. В. 245

Розынка Г. Ф. 50, 56
Рябцев И. А. 237

Сапрыкина Г. Ю. 185
Сенченков И. К. 200, 237
Сербин С. И. 66
Скоснягин Ю. А. 242
Солониченко Ю. В. 66

Табиева Г. А. 237
Турык Е. 237

Цудзи И. 205

Чайка А. А. 210
Черкашин А. В. 210
Чивель Ю. А. 28
Чиж О. П. 89

Шаблий О. Н. 245
Швачко В. И. 230, 248
Шекера В. М. 56
Шелег В. К. 95

Ямамото Т. 205

NAME INDEX

Aksyonov Yu.N. 195
Alaluss K. 103
Alekseenko T. A. 174
Arsenyuk V. V. 174
Asnis A. E. 24

Balanovsky A. E. 195
Belyavin K. E. 28
Berdnikova E. N. 174
Bernatsky S. V. 230
Bokota A. 32
Bolshakov M. V. 38
Borisov Yu. S. 43
Buryakov A. V. 115

Chajka A. A. 210
Cherkashin A. V. 210
Chivel Yu. A. 28
Chizh O. P. 89

Demchenko V. F. 24, 71
Diachenko V. I. 89
Dilthey U. 83
Dzyuba V. L. 77

Ermolaev G. V. 119

Goloborodko Zh. G. 66
Grechneva M. V. 195
Grigorenko G. M. 174
Gurzhy A. A. 161

Ignatenko A. V. 248
Ivanov G. A. 99

Kasatkin O. G. 157
Kashirsky Yu. V. 109
Knysh V. 233
Korolyova T. V. 133
Korsunov K. A. 77
Kostin V. A. 127
Kostina L. V. 130
Kostylyov V. I. 167
Kravtsov V. T. 180
Krivtsun I. V. 43
Kudryavtsev Y. 233
Kunkevich D. P. 140
Kvasnitskaya Yu. G. 123
Kvasnitsky V. F. 66, 119
Kvasnitsky V. V. 66, 115, 123

Labartkava A. V.119
Lebedev Yu. M. 145, 151
Lesnoj A. B. 24, 71, 157, 242
Lukina G. N. 38

Makhnenko O. V. 189
Makhnenko V. I. 11, 180, 185
Maksimov S. Yu. 161
Malakhov A. T. 210
Manchenko A. N. 210
Margolin B. Z. 167
Markashova L. I. 174
Martynenko V. A. 151
Matthes K.-J. 103
Matvienko M. V. 66, 123
Medvedev S. V. 89, 140
Miyasaka F. 205
Mokrov O. 83

Nesterenko N. P. 200
Nezhivlyak A. E. 195
Nikolajchuk V. V. 225

Ohji T. 205

Palamarchuk B. I. 210
Palotas B. 215
Pashchin N. A. 210
Pavlyk V. 83
Petrushina M. V. 28, 225
Piekarska W. 32, 220
Pismenny A. S. 245
Pivtorak N. I. 50, 56
Pogudo E. L. 28
Pokhodnya I. K. 230
Prokopenko G. 233
Pulka Ch. V. 245

Rozynka G. F. 50, 56
Ryabtsev I. A. 237

Saprykina G. Yu. 185
Semmler U. 103
Senchenkov I. K. 200, 237
Serbin S. I. 66
Shably O. N. 245
Shekera V. M. 56
Sheleg V. K. 95
Shvachko V. I. 230, 248
Skosnyagin Yu. A. 242
Solonichenko Yu. V. 66
Tabieva G. A. 237
Tsuji Y. 205
Turyk E. 237
Varovin A. Ya. 167
Velikoivanenko E. A. 50, 56, 180
Yamamoto T. 205
Zabolotin S. P. 24
Zamkov V. N. 157
Zankovets P. V. 95, 99
Zatserkovny A. S. 43
Zdor G. N. 99
Zubchenko A. S. 109