МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ

Спонсоры конференции

Президиум Национальной академии наук Украины
ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Conference Sponsors

Presidium of the National Academy of Science of Ukraine
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine

Информационная поддержка

«Автоматическая сварка»
«The Paton Welding Journal»

Information Support

«Avtomaticheskaya Svarka
«The Paton Welding Journal»

MATHEMATICAL MODELLING AND INFORMATION TECHNOLOGIES IN WELDING AND RELATED PROCESSES

Proceedings of the Fourth International Conference

27–30 May, 2008, vil. Katsiveli, Crimea, Ukraine

Edited by Prof. V.I. Makhnenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine
Kiev 2009

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ

Сборник трудов четвертой международной конференции

27–30 мая 2008 г., пос. Кацивели, Крым, Украина

Под редакцией профессора В.И. Махненко

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины
Киев 2009

В сборнике представлены доклады Четвертой 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 *А.Т. Зельниченко*

Редактор *Н.А. Дмитриева*

Компьютерная верстка *И.С. Дмитрук*

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

© Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2009

ISBN 978-966-8872-10-5

Подписано в печать 03.04.2009. Формат 60×84/8. Бум. офс. Офс. печ. Гарн. Укр. петер. Усл. печ. л. 13,8. Усл. кр.-отт. 9,0. Уч.-изд. л. 8,88.
Оригинал-макет подготовлен ООО ITB.

СОДЕРЖАНИЕ

Горобец О. Ю., Максимов С. Ю., Прилипко Е. А. Анализ гидродинамических процессов при сварке под водой с электромагнитным воздействием 9

Дьяченко В. И., Лактионов В. Л., Лопатко И. О., Медведев С. В. Компьютеризация конструктивно-технологического проектирования сварных конструкций в условиях РУП «МТЗ» 13

Занковец П. В. Оптимизация качества и конкурентоспособности сварочной продукции на основе математического моделирования причинно-следственных связей образования дефектов сварных соединений 17

Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В., Матвиенко М. В. Влияние соотношения размеров цилиндрических деталей из разнородных материалов на напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке 23

Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В., Матвиенко М. В. Оптимизация напряженно-деформированного состояния при диффузионной сварке разнородных материалов 28

Квасницкий В. В., Лабарткава Ал. В. Оптимизация конструкции металлокерамического гермоввода на основе моделирования напряженного состояния и разработка технологии пайки 34

Квасницкий В. Ф., Ермолаев Г. В., Лабарткава Ан. В. Напряженно-деформированное состояние двухслойных втулок из разнородных материалов 38

Королева Т. В. Математическое моделирование процесса получения слитков большого диаметра из высоколегированных сплавов типа Инконель 42

Коросташевский П. В., Роянов В. А. Определение основных параметров роликовых полей линий сборки и сварки тонколистовых полотнищ 49

Кривцун И., Демченко В., Лесной А., Наквасюк В., Мокров О., Райзген У., Забиров А., Павлык В. Математическое моделирование электромагнитных процессов в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод» с учетом анодного падения потенциала 55

Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Ющенко К. А., Лесной А. Б., Коваленко Д. В., Коваленко И. В. Математическое моделирование тепловых, электромагнитных и гидродинамических процессов при ТИГ и А-ТИГ сварке неподвижной дугой 64

Кункевич Д. П., Медведев С. В., Петрушина М. В., Яковлева Ж. Г. Программный комплекс формирования моделей сварных швов для прогнозирования общих остаточных деформаций металлоконструкций 72

Маркашова Л. И., Бердникова Е. Н., Кушнарева О. С., Половецкий Е. В. Метод оценки вклада отдельных структурно-фазовых параметров в изменение механических свойств соединений сложнолегированных алюминиевых сплавов 77

Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Петров С. В., Валевич М. Л. Методы аналитической оценки причин трещинообразования рабочих поверхностей железнодорожных колес 81

Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н., Алексеенко Т. А. Структурные факторы, определяющие прочность, пластичность и разрушение сварных соединений 87

Махненко В. И., Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В. Напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке материалов с разными физико-механическими свойствами 95

Махненко В. И., Сапрыкина Г. Ю. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений железнодорожных платформ 103

Махненко О. В., Мужиченко А. Ф., Зайффарт П. Применение математического моделирования для оптимизации технологии тепловой правки судостроительных панелей 109

Медведев С. В., Петрушина М. В., Чиж О. П. Методика компьютерных динамических испытаний сварных конструкций 117

Миленин А. С. Проблемно-ориентированное программное обеспечение для численных исследований сваркопайки и термической обработки Ti–Al соединений различного типа 122

Миленин А. С. Прогнозирование влияния термической обработки Ti–Al паяно-сварных конструкций на их напряженно-деформированное состояние 125

Мякишев Ю. В. Двух- и трехмерная качественные математические модели колебательных процессов при воздействии электронного луча на металл 131

Питтнер А., Вайс Д., Швенк К., Ретмайер М. Ускоренное создание и прогнозирование температурных полей при сварке для многократных экспериментов 134

Роситер Е., Апель М. Программный интерфейс и экспериментальная проверка выбранных аспектов развития микроструктуры в процессе дуговой сварки 141

Сенченков И. К., Червинко О. П., Дяченко С. М. Расчет длинноконтурных волноводов для ультразвуковой сварки пластмасс 144

Сенченков И. К., Червинко О. П., Рябцев И. А., Кузьменко О. Г. Математическое моделирование восстановительно-упрочняющей наплавки изношенных деталей вблизи концентраторов напряжений 148

Сидорец В. Н. Детерминированный хаос в электрической цепи со сварочной дугой 152

Сухоруков С. Б., Кривцун И. В., Сидорец В. Н. Математическое моделирование газодинамики, тепло- и массообмена в потоке металлического пара при лазерной сварке с глубоким проплавлением 155

Харламов М. Ю. Численное решение уравнений, описывающих течение электродуговой плазмы в приближении пограничного слоя, с использованием многопроцессорных вычислительных систем 165

Харламов М. Ю., Кривцун И. В., Коржик В. Н., Петров С. В., Демьянов А. И. Математическое моделирование характеристик турбулентного потока дуговой плазмы, формируемого плазмотроном с проволокой-анодом 170

Именной указатель 180

CONTENTS

Gorobets O.Yu., Maksimov S.Yu., Prilipko E.A. Analysis of Hydrodynamic Processes in Underwater Welding with Electromagnetic Action 9

Diachenko V.I., Laktionov V.L., Lopatko I.O., Medvedev S.V. Computerization of Structural-Technological Designing of Welded Structures under Conditions of RUE «MTZ» 13

Zankovets P.V. Quality and Competitiveness Optimization of Welded Products on Basis of Mathematical Modeling of Relationship of Cause and Effect of the Welded Joint Defects Formation 17

Kvasnitsky V.V., Ermolaev G.V., Matvienko M.V. Influence of the Size Ratios of Cylindrical Parts from Dissimilar Materials on Stress-Strain State in Diffusion Welding 23

Kvasnitsky V.V., Ermolaev G.V., Matvienko M.V. Optimization of Stress-Strain State in Diffusion Welding of Dissimilar Materials 28

Kvasnitsky V.V., Labartkova Al.V. Optimization of the Metal-Ceramic Pressure Seal Design on Basis of a Stressed State Modeling and Development of the Brazing Technology 34

Kvasnitsky V.F., Ermolaev G.V., Labartkava An.V. Stress-Strain State of Double-Layer Bushings from Dissimilar Materials 38

Korolyova T.V. Mathematical Modeling of Process of Production of Ingots of Big Diameter from High Alloys of Inconel Type 42

Korostashevsky P.V., Royanov V.A. Determination of Main Parameters of Roller Fields of the Assembly and Welding Lines of Thin-Sheet Panels 49

Krivtsun I., Demchenko V., Lesnoj A., Nakvasyuk V., Mokrov O., Rajzgen U., Zabirov I., Pavlyk V. Mathematical Modeling of Electromagnetic Processes in the «Welding Arc–Evaporating Anode» System Taking into Account the Anode Potential Fall 55

Krivtsun I.V., Demchenko V.F., Yushchenko K.A., Lesnoj A.B., Kovalenko D.V., Kovalenko I.V. Mathematical Modeling of Heat, Electromagnetic and Hydrodynamic Processes in TIG and A-TIG Welding using an Immovable Arc 64

Kunkevich D.P., Medvedev S.V., Petrushina M.V., Yakovleva Zh.G. Program Complex for Forming Models of Welds for Predicting General Residual Strains of Metal Structures 72

Markashova L.I., Berdnikova E.N., Kushnaryova O.S., Polovetsky E.V. Method for Estimating Contribution of Separate Structural-Phase Parameters into Change of Mechanical Properties of Joints of Complex Alloyed Aluminium Alloys 77

Markashova L.I., Grigorenko G.M., Petrov S.V., Valevich M.L. Methods for Analytical Assessment of Reasons of Crack Formation on Working Surfaces of Railway Wheels 81

Markashova L.I., Grigorenko G.M., Poznyakov V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Structural Factors Determining Strength, Ductility and Failure of Welded Joints 87

Makhnenko V.I., Kvasnitsky V.V., Ermolaev G.V. Stress-Strain State in Diffusion Welding of Materials with Different Physical-Mechanical Properties 95

Makhnenko V.I., Saprykina G.Yu. Safe Operation Life of Welded Joints of Railway Cars 103

Makhnenko O.V., Muzhichenko A.F., Seyffarth P. Application of Mathematical Modeling for Optimizing Technology of Heat Straightening of Shipbuilding Panels 109

Medvedev S.V., Petrushina M.V., Chizh O.P. Methodology for Computer Dynamic Tests of Welded Structures 117

Milenin A.S. Problem-Oriented Software for Numerical Research of the Brazing-Welding and Heat Treatment of Ti–Al Joints of Different Types 122

Milenin A.S. Prediction of Influence of Thermal and Mechanical Treatment of Ti–Al Brazed-Welded Structures on Their Stress-Strain State 125

Myakishev Yu.V. Two- and Three-Dimensional Models of Fluctuation Processes at Action of Electron Beam on a Metal 131

Pittner A., Weiss D., Schwenk C., Rethmeier M. Fast Generation and Prediction of Welding Temperature Fields for Multiple Experiments 134

Rossiter E.A., Apel M. Simulations Interface and Experimental Validation of Selected Aspects of the Microstructure Evolution during GMA Welding 141

Senchenkov I.K., Chervinko O.P., Dyachenko S.M. Calculation of Long-Contour Sonotrodes for Ultrasonic Welding of Plastics 144

Senchenkov I.K., Chervinko O.P., Ryabtsev I.A., Kuzmenko O.G. Mathematical Modeling of Reduction-Hardening Surfacing of Worn Parts near Stress Concentrators 148

Sidorets V.N. Deterministic Chaos in an Electric Circuit with a Welding Arc 152

Sukhorukov S.B., Krivtsun I.V., Sidorets V.N. Mathematical Modeling of Gas Dynamics, Heat and Mass Exchange in Flow of Metal Vapor in Laser Welding with Deep Penetration 155

Kharlamov M.Yu., Krivtsun I.V., Korzhik V.N., Petrov S.V., Demianov A.I. Mathematical Modeling of the Arc Plasma Turbulent Flow Formed by a Plasmatron with a Wire-Anode 165

Kharlamov M.Yu. Numeric Solution of Equations Describing Electric Arc Plasma Flow which Approaches Boundary Layer with Application of Multiprocessor Computation Systems 170

Name Index 180

АНАЛИЗ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СВАРКЕ ПОД ВОДОЙ С ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

О. Ю. ГОРОБЕЦ[1], С. Ю. МАКСИМОВ[2], Е. А. ПРИЛИПКО[2],
[1]Ин-т магнетизма НАНУ и МОН Украины, Киев, Украина
[2]Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

Одним из возможных путей повышения качества сварных соединений, выполненных под водой, является применение внешнего электромагнитного воздействия (ВЭВ) на сварочную ванну. Для определения диапазона эффективных режимов ВЭВ на базе уравнений магнитной гидродинамики была разработана математическая модель распределения сил, которые формируются в жидкометаллической ванне в результате взаимодействия ВЭВ и собственного электрического поля сварочного тока. Полученные экспериментальные данные показали, что при сварке под водой порошковой проволокой с ВЭВ в пределах 10–20 мТл содержание водорода в шве уменьшается в 2,5 раза, размер пор уменьшатся в 5–15 раз. Как следствие, прочностные свойства металла шва увеличились на 20 %, а его пластичность (относительное удлинение) выросла на 40 %.

Одним из возможных путей повышения качества сварных соединений, выполненных под водой, является применение внешнего электромагнитного воздействия на сварочную ванну. Такой подход уже достаточно хорошо зарекомендовал себя в условиях сварки на воздухе, однако из-за специфических особенностей дуговой сварки в водной среде этот процесс нуждается в адаптации к этим условиям.

Разработанная детерминированная математическая модель позволила выбрать диапазон значений напряженности внешнего электромагнитного поля, в рамках которого была исследована эффективность его применения в условиях водной среды. Полученные экспериментальные данные показали, что при сварке под водой порошковой проволокой с напряженностью внешнего электромагнитного воздействия в диапазоне 10–20 мТл содержание водорода в наплавленном металле снижается в 2,5 раза, максимальный размер пор уменьшатся в 5–15 раз. Как следствие, прочностные свойства металла шва увеличились на 20 %, а его пластичность (относительное удлинение) выросла на 40 %. Однако объяснить сущность отмеченных явлений без дополнительных исследований не представляется возможным. Из-за принятых упрощений указанная модель не учитывает неравномерность характера распределения тока в сварочной ванне.

В тоже время методом аналогового моделирования было установлено, что распределение тока в сварочной ванне имеет сложный характер и зависит от местоположения токоподвода. Область, в которой плотность токовых линий максимальна, расположена на поверхности ванны и по размерам на порядок меньше ее глубины, поэтому необходимо рассматривать не всю сварочную ванну, а только ее активную область, где происходит наибольшее взаимодействие протекающего тока и внешнего электромагнитного поля, что и приводит к движению расплава под действием пондеромоторных сил.

Для уточнения механизма взаимодействия сил, действующих на сварочную ванну в процессе сварки с приложением внешнего электромагнитного поля, была разработана математическая модель распределения сил, которые образуются в жидкометаллической ванне в результате взаимодействия внешнего электромагнитного воздействия и собственного электрического поля сварочной дуги.

Будем считать, что магнитное число Рейнольдса Re_m мало. Для этого запишем следующие уравнения магнитной гидродинамики при $\mathrm{Re}_m << 1$ [1, 2]:

$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial t} + (\vec{V}\nabla)\vec{V} = -\frac{1}{\rho}\nabla P + \nu\Delta\vec{V} + \frac{\vec{f}}{\rho}, \qquad (1)$$

$$\vec{f} = [\vec{j}\,\vec{B}_0] = \sigma\left\{\left[\vec{B}_0\nabla\varphi\right] + \left[\vec{B}_0\left[\vec{B}_0\,\vec{V}\right]\right]\right\}, \qquad (2)$$

$$\Delta\varphi = \vec{B}_0 \operatorname{rot}\vec{V}, \qquad (3)$$

где $\vec{V}$ — скорость движения жидкого металла; ρ — плотность жидкого металла; P — давление; ν — кинематическая вязкость жидкого металла; c — скорость света; $\vec{j}$ — плотность электрического тока в жидком металле; σ — электропроводность жидкого металла; $\vec{B}_0$ — индукция внешнего магнитного поля.

Будем пренебрегать градиентом давления $\nabla P = 0$, т. е. считаем давление постоянным, а задачу стационарной $\frac{\partial}{\partial t} = 0$.

Для оценки скорости движения жидкого металла примем, что вектор $\vec{B}$ перпендикулярен $\vec{V}$ (рис. 1), и сравним слагаемые $|(\vec{V}\nabla)\vec{V}|$, $|\nu\Delta\vec{V}|$ и силу $|\vec{f}| = \frac{B_0 j}{\rho}$ в уравнении (1). Также будем считать, что в выражении для пондеромоторной силы (2)

© О. Ю. ГОРОБЕЦ, С. Ю. МАКСИМОВ, Е. А. ПРИЛИПКО, 2009

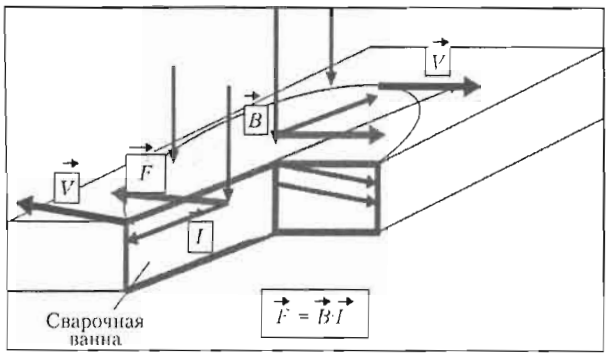


Рис. 1. Схема действия пондеромоторных сил на активную область сварочной ванны: V — скорость движения расплава; F — пондероматорная сила; I — сварочный ток; B — магнитная индукция

$$\left|\sigma\left[\vec{B}_0\,\nabla\varphi\right]\right| >> \left|\sigma\left[\vec{B}_0\left[\vec{B}_0\,\vec{V}\right]\right]\right|$$

является слагаемым.

Тогда плотность тока можно оценить как $|\vec{j}| = \frac{I}{d^2}$. Приравнивая $|(\vec{V}\,\nabla)\vec{V}| = \frac{B_0 j}{\rho}$, получим следующую оценку для скорости движения расплава:

$$V = \sqrt{\frac{B_0 j d}{\rho}} \cong 0{,}2 \text{ м/с}. \qquad (4)$$

Приравнивая

$$|\nu\Delta\vec{V}| = \frac{B_0 j}{\rho}, \qquad (5)$$

получим другую оценку для скорости расплава:

$$V = \frac{B_0 j d^2}{\nu\rho} \cong 5\cdot 10^2 \text{ м/с}. \qquad (6)$$

Берем из двух оценок первую (4) как оценочную скорость движения расплава в магнитном поле под действием пондеромоторной силы. При таких скоростях $V \cong 20$ см/с отношение будет

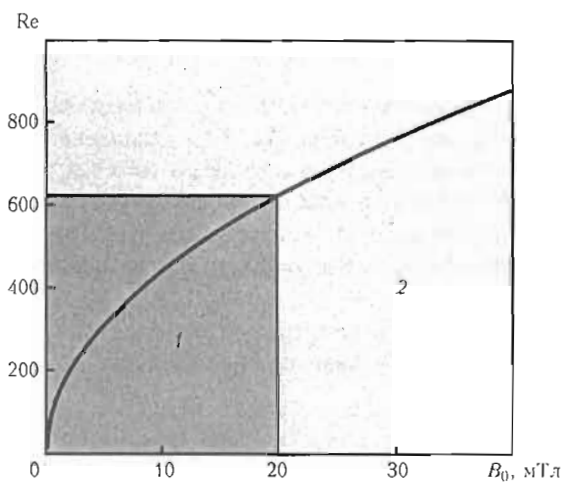


Рис. 2. График функциональной зависимости числа Рейнольдса от индукции внешнего магнитного поля, рассчитанной по оценочной формуле (9), в активной области сварной ванны: *1* — обозначен диапазон ламинарного режима, определенный экспериментально; *2* — режим турбулентного перемешивания сварочной ванны в магнитном поле

$$\frac{|(\vec{V}\,\nabla)\vec{V}|}{|\nu\Delta\vec{V}|} = \frac{Vd}{\nu} \cong >> 1,$$

т. е. в уравнении (1) слагаемым $|\nu\Delta\vec{V}|$ можно пренебречь. На основе проведенной оценки скорости движения расплава оценим корректность модели, а именно определим магнитное число Рейнольдса и обычное число Рейнольдса:

$$\mathrm{Re}_m = \frac{Vl}{\nu_m} \cong 10^{-5} << 1, \qquad (7)$$

$$\mathrm{Re} = \frac{Vl}{\nu} \cong 440. \qquad (8)$$

Как видно, магнитное число Рейнольдса намного меньше 1, а обычное число Рейнольдса имеет следующую зависимость от напряженности внешнего магнитного поля:

$$\mathrm{Re} = \frac{l}{\nu}\sqrt{\frac{jB_0 d}{\rho}}. \qquad (9)$$

Последняя формула показывает, что при превышении внешним магнитным полем определенного критического значения H_c число Рейнольдса превысит критическое значение Re_c и перемешивание раствора станет турбулентным (рис. 2). Однако критическое значение числа Рейнольдса, которое зависит от точного распределения скоростей жидкости, является неизвестным для данного случая, поэтому оно может быть оценено по последней формуле или определено экспериментально.

Переход к турбулентности при сварке под водой наблюдался экспериментально в поле с напряженностью $B_c = 20$ мТл, при этом в больших магнитных полях появлялось усиленное разбрызгивание расплава и формирование шва становилось неудовлетворительным. Таким образом, для данной задачи вместо критического числа Рейнольдса более удобно ввести понятие критического магнитного поля B_c, при котором начинается турбулентное течение расплава. Поэтому исходя из данных теоретических оценок для улучшения характеристик металла шва рекомендуется использовать параметры внешнего магнитного поля в диапазоне $B_0 < B_c$.

В данном подходе также возможно оценить нижнюю границу напряженности магнитного поля, при которой скорость отвода пузырьков под действием центробежной силы будет меньше скорости всплывания пузырьков под действием силы Архимеда:

$$(H_0)_{\min} = \frac{\rho g}{2|\vec{j}|} \cong 6 \text{ мТл}. \qquad (10)$$

Одним из положительных эффектов, производимых внешним магнитным полем, является дегазация сварного шва. Очевидно, что интенсификация удаления избыточного газа из жидкого металла должна положительно сказаться на механических характеристиках шва. Каким же образом происходит

увеличение скорости удаления избыточного газа из жидкометаллической ванны в процессе сварки?

Принято считать, что уменьшение количества газовых пузырьков в расплаве при внешнем электромагнитном воздействии связано с интенсификацией процессов дегазации жидкометаллической ванны, однако проанализировать эти процессы с точки зрения гидродинамики никто не пытался. Проведем гидродинамический анализ простейшей модели поведения пузырька газа в движущемся расплаве под действием пондеромоторных сил (рис. 3).

При наложении магнитного поля на пузырьки в расплаве действует центробежная сила, которую можно оценить как

$$f_c = \frac{4\pi b^3}{3}\frac{2\pi V^2}{d}, \qquad (11)$$

где b — радиус пузырька; d — диаметр ванны, а также сила Архимеда, благодаря которой пузырьки всплывают из расплава:

$$f_A = \frac{4\pi b^3}{3}\rho g, \qquad (12)$$

где $g = 10$ м/с^2 — ускорение свободного падения.

Оценим отношение центробежной силы к силе Архимеда в режиме влияния магнитного поля, чтобы выяснить, какая из них имеет преобладающее влияние на всплывание пузырьков и их распределение внутри сварочной ванны:

$$\frac{f_c}{f_A} = \frac{2V^2}{dg} \cong 1{,}7. \qquad (13)$$

Таким образом, данная оценка показывает, что центробежная сила, вызванная влиянием внешнего магнитного поля, почти в 2 раза больше, чем сила Архимеда, поэтому центробежную силу нужно учитывать при анализе количества пузырьков в расплаве, их пространственного распределения и времени их отвода (всплытия). Оценим скорость отвода пузырьков за счет действия центробежной силы и сравним ее со скоростью всплытия пузырьков под действием силы Архимеда. Для этого приравняем сначала центробежную силу силе Стокса, которая тормозит отвод пузырьков:

$$\frac{4\pi b^3}{3}\frac{2\rho V^2}{d} = 6\pi\eta b V_c, \qquad (14)$$

отсюда скорость отвода пузырьков от края к центру ванны под действием центробежной силы будет

$$V_c = \frac{4}{9}\frac{b^2 V^2}{d\nu}. \qquad (15)$$

Аналогично рассчитаем скорость всплытия пузырьков под действием силы Архимеда:

$$V_A = \frac{2}{9}\frac{b^2 g}{\nu}. \qquad (16)$$

Время отвода пузырьков малого размера (порядка нескольких микрон) в режиме влияния магнитного поля под действием центробежной силы составляет

$$\tau_c = \frac{l}{V_c} = \frac{9ld\nu}{4b^2V^2} \cong 8 \text{ с}. \qquad (17)$$

Время отвода таких пузырьков под действием силы Архимеда будет

$$\tau_A = \frac{l}{V_c} = \frac{9l\nu}{2b^2 g} \cong 13 \text{ с}. \qquad (18)$$

При этом $\left(\frac{\tau_c}{\tau_A}\right)^{-1} = \frac{V_c}{V_A}$.

Сравним время всплытия пузырьков со временем существования ванны с сечением цилиндрической формы диаметром $d = 5$ мм:

$$\tau_s = \frac{d}{V_A} \cong 0{,}04 \text{ с}, \qquad (19)$$

т. е. время существования ванны много меньше времени всплытия (отвода) из расплава пузырьков, размеры которых составляют порядка нескольких микрон. Поэтому из данных теоретических оценок следует, что за время сварки пузырьки малого размера в основном не успевают всплывать (отводиться) из расплава ни под действием центробежной силы, ни за счет силы Архимеда и должны накапливаться в металле шва в значительном количестве. Процент пузырьков, которые отводятся за время сварки под действием центробежной силы, оценим как

$$\xi_c = \frac{V_c\tau_s}{l}100\ \% \cong 0{,}5\ \%, \qquad (20)$$

а количество пузырьков, которые отводятся под действием силы Архимеда за время сварки, как

$$\xi_a = \frac{V_A\tau_s}{l}100\ \% \cong 0{,}3\ \%. \qquad (21)$$

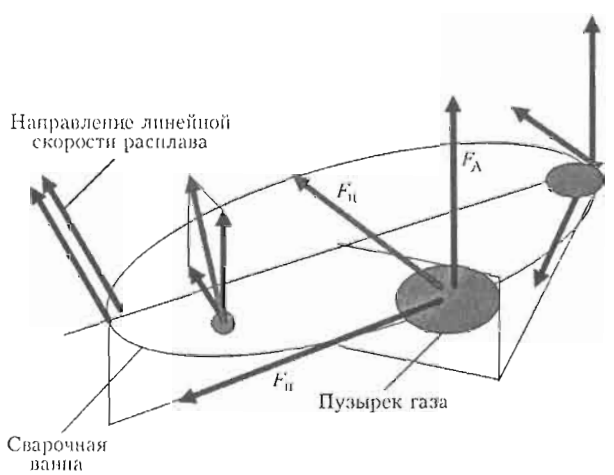


Рис. 3. Схема действия сил на газовые пузырьки в сварочной ванне: F_A, $F_п$, $F_ц$ — сила Архимеда, пондероматорная и центробежная сила соответственно

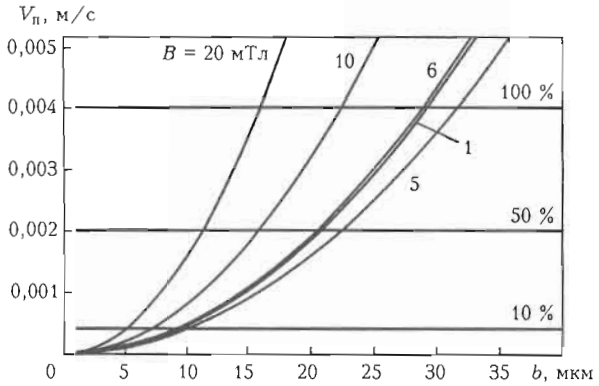


Рис. 4. Эффективность влияния магнитной индукции внешнего электромагнитного поля на скорость всплытия газовых пузырьков диаметром b и степень дегазации сварочной ванны: *1* — эффективность воздействия силы Архимеда

Таким образом, влияние магнитного поля на количество пузырьков малого размера в расплаве (и соответственно пор в шве) должно быть незначительным.

Другая ситуация создается для крупных пузырьков размером в десятки микрон и больше, содержание которых оказывает особенно нежелательное влияние на качество шва. Процент крупных пузырьков, которые отводятся за время сварки под действием центробежной силы, оценим как

$$(\xi_c)_{max} \cong 80\ \%, \qquad (22)$$

а процент крупных пузырьков, которые отводятся под действием силы Архимеда за время сварки, как

$$(\xi_A)_{max} \cong 40\ \%, \qquad (23)$$

поэтому магнитогидродинамическое перемешивание расплава, которое в несколько раз увеличивает скорость отвода крупных пузырьков, должно оказывать значительное влияние на концентрацию крупных пор в сварном шве. Полученные зависимости можно представить в графическом виде (рис. 4).

Все приведенные рассуждения о соотношении силы Архимеда и центробежной силы при отводе пузырьков справедливы для швов, выполненных в нижнем положении; на швы, выполненные в потолочном положении, сила Архимеда действует в противоположном направлении, препятствуя удалению пузырьков из ванны, поэтому тут центробежная сила будет иметь решающее значение для снижения пористости, т. к. направление центробежной силы можно изменять, меняя направление внешнего магнитного поля. Оценка же влияния дополнительного «магнитного давления» непосредственно на размер пузырьков приводит к выводу о пренебрежимо малом его воздействии на пузырьки малого размера. Подчеркнем тут, что механизм влияния магнитного поля на качество металла шва при подводной сварке является чисто конвективным.

Итак, проведенные исследования показали, что магнитное поле напряженностью 10 мТл вызывает МГД конвекцию (перемешивание) ванны со скоростью около 20 см/с. В результате возникает центробежная сила, перпендикулярная направлению внешнего магнитного поля, которое при этом действует на пузырьки газов в ванне и «отводит» их по направлению ее действия. Центробежная сила в несколько раз больше силы Архимеда, которая выводит пузырьки из сварочной ванны в случае, если шов выполняется не в потолочном положении, поэтому МГД конвекция может значительно уменьшать содержание пузырьков в ванне. Так, для рассмотренных условий сварки при $v_{св}$ = 13 см/с и $h_{ж.в}$ = 0,5 см использование внешнего магнитного поля напряженностью 20 мТл позволяет полностью удалять газовые пузырьки диаметром больше 15 мкм. Для пузырьков диаметром 5 мкм эффективность удаления составляет всего 10 %.

Анализ уравнений магнитной гидродинамики показывает, что существует такое верхнее критическое значение магнитного поля $(B_0)_c$ = 20 мТл, что при $H_0 > (H_0)_c$ МГД перемешивание изменяет режим с ламинарного на турбулентный, и этим объясняется разбрызгивание расплава в полях, больших критического, поэтому для улучшения свойств металла шва не рекомендуется применять магнитные поля, значения которых больше критических. Должно также соблюдаться нижнее критическое значение магнитного поля, при котором будет происходить качественное изменение структуры шва. Это критическое поле $(B_0)_{min} = \frac{\rho g}{2|\vec{j}|} \cong 6$ мТл соответствует превышению скорости отвода пузырьков под действием МГД центробежной силы над скоростью всплывания пузырьков под действием силы Архимеда. С другой стороны, можно оценить и нижнее значение внешнего магнитного поля, которое может оказать значительное влияние на качество шва с учетом, что внешнее магнитное поле должно быть больше вихревого магнитного поля, созданного током индуктора:

$$H_i = \frac{\mu_0 I}{2\pi d} \cong 6\ \text{мТл},$$

где $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м — магнитная проницаемость вакуума.

Две последние оценки для нижней границы диапазона прикладываемого магнитного поля с целью улучшения качества шва, проведенные по разным физическим критериям, дают практически одно и то же значение напряженности магнитного поля — около 6 мТл.

1. *Ландау Д. Л., Лифшиц Е. М.* Электродинамика сплошных сред. — М.: Наука, 1992. — 664 с.
2. *Coey J.M.D.* Europhysics News. — 2003. — **34**, № 6.

КОМПЬЮТЕРИЗАЦИЯ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЕКТИРОВАНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ В УСЛОВИЯХ РУП «МТЗ»

В. И. ДЬЯЧЕНКО[1], В. Л. ЛАКТИОНОВ[1], И. О. ЛОПАТКО[1], С. В. МЕДВЕДЕВ[2]
[1]РУП «Минский тракторный завод», Беларусь
[2]Объединенный ин-т проблем информатики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Техническая подготовка производства сварных конструкций универсальных тракторов рассматривается как неотъемлемая составная часть создаваемой на предприятии информационной технологии поддержки всех этапов жизненного цикла выпускаемой продукции. Отдел главного сварщика РУП «МТЗ» совместно с лабораторией синтеза технических систем ОИПИ НАН Беларуси разрабатывает, апробирует и использует на заводе оригинальные методики и программно-методические средства, которые эффективно используются заводскими специалистами-сварщиками.

Техническая подготовка производства сварных конструкций универсальных тракторов рассматривается как неотъемлемая составная часть создаваемой на предприятии информационной технологии поддержки всех этапов жизненного цикла выпускаемой продукции (рис. 1).

Несколько десятилетий подряд отдел главного сварщика (ОГС) Минского тракторного завода возглавлял В. И. Дьяченко, выпускник кафедры сварки Ленинградского политехнического института 1955 г., ученик профессора Н. О. Окерблома, один из авторов данного материала. Главному сварщику удалось внедрить в инженерно-техническое сознание специалистов Головного конструкторского бюро по универсальным пропашным тракторам справедливость неоднократно подтвержденных на практике принципов конструктивно-технологического проектирования сварных конструкций [1].

Окербломовское требование о необходимости одновременного проектирования и сварной конструкции, и технологического процесса, и технологически необходимой сборочно-сварочной оснастки дополнено требованием рациональной организации взаимодействия объектов и процессов внутри технологической сборочно-сварочной системы (ТССС) (рис. 2). Двунаправленные стрелки на рисунке указывают на возможность передачи конструкторско-технологических данных между структурными составляющими ТССС.

ТССС «погружается» в специальную программно-методическую среду оперативного прогнозиро-

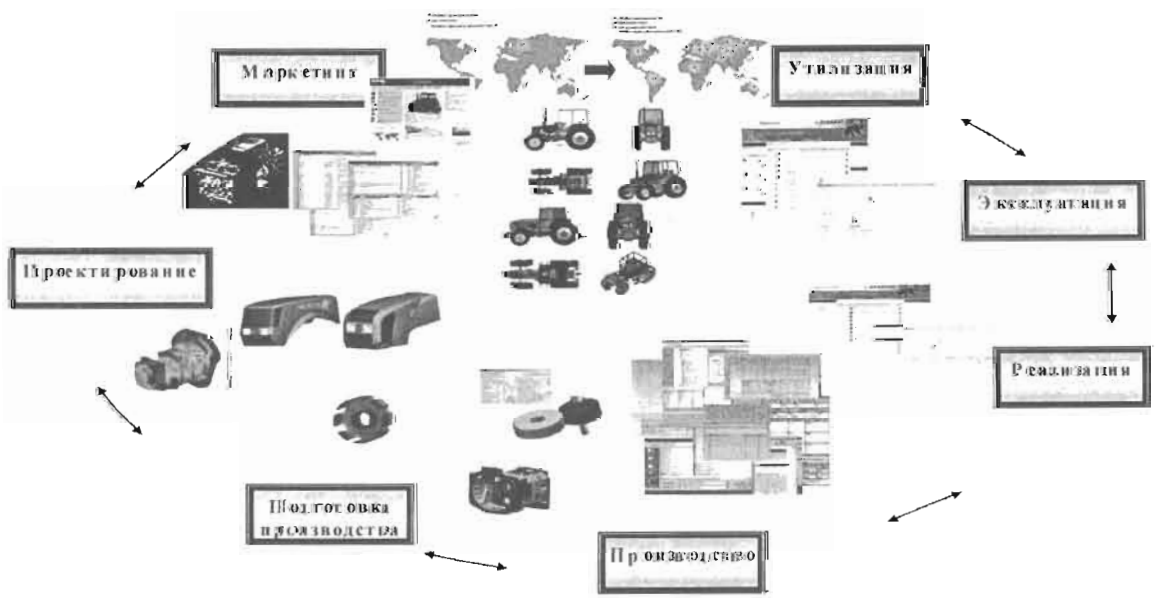


Рис. 1. Информационные связи в жизненном цикле универсальных тракторов

© В. И. ДЬЯЧЕНКО, В. Л. ЛАКТИОНОВ, И. О. ЛОПАТКО, С. В. МЕДВЕДЕВ, 2009

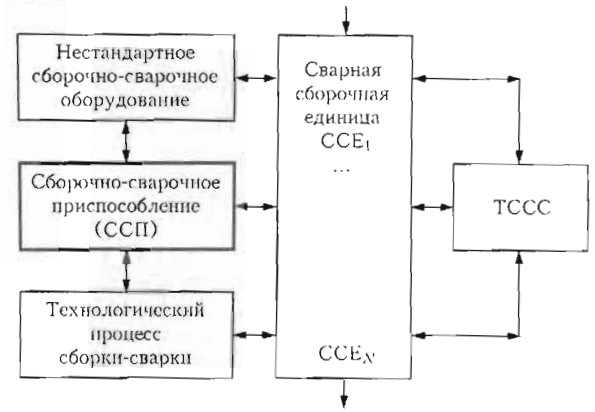


Рис. 2. Структура технологической сборочно-сварочной системы

вания и анализа общих остаточных сварочных деформаций сварных конструкций (в том числе с учетом результатов разработки сборочно-сварочной оснастки, условий закрепления деталей в ней, а также особенностей теплоотвода в ее базовые элементы). Предполагается также применение специальных программных средств оптимизации конструктивно-технологических вариантов комплекса ССЕ–ССП.

В условиях складывающегося дефицита методических материалов по проектированию, расчетам и технологической подготовке производства сварных конструкций в современных системах геометрического моделирования ОГС РУП «МТЗ» совместно с лабораторией синтеза технических систем ОИПИ НАН Беларуси разрабатывает, апробирует и использует на заводе оригинальные методики и программно-методические средства [2]:

• автоматизированного нормирования расходов основных и вспомогательных сварочных материалов, исходные данные для работы которых формируются на базе компьютерных трехмерных моделей сварных конструкций (рис. 3);

• автоматизированного конструирования специальной сборочно-сварочной оснастки на базе обширных библиотек рациональных, апробированных на практике конструктивных решений (рис. 4);

• прогнозирование общих остаточных деформаций сварных конструкций с большим количеством произвольно расположенных в пространстве сварных швов (рис. 5).

В условиях постоянно обновляемого многономенклатурного производства универсальных тракторов (64 наименования только основной продукции) значение сборочно-сварочной оснастки (в особенности для пространственных сварных конструкций) возрастает, требуя постоянного совершенствования процессов разработки конструкций приспособлений, стендов, стапелей, кондукторов и шаблонов. Для этих целей в ОГС используются как универсальные среды геометрического моделирования типа NX4, MDT 6, INVENTOR, так и специализированные средства ИНСВАР автоматизированного конструирования ССП [3].

Достаточно часто на заводе возникают ситуации, требующие оперативного выявления причин нежелательного коробления сварных конструкций. Для этого используется расчетно-экспериментальная методика [4, 5], в основе которой лежат упрощенные инженерные теории сварочных напряжений и деформаций, не принимающие во внимание стадию нагрева сварных соединений, а исследующие лишь процессы их остывания от 600 °С до комнатной температуры. Данный подход не зависит от используемого универсального программного средства

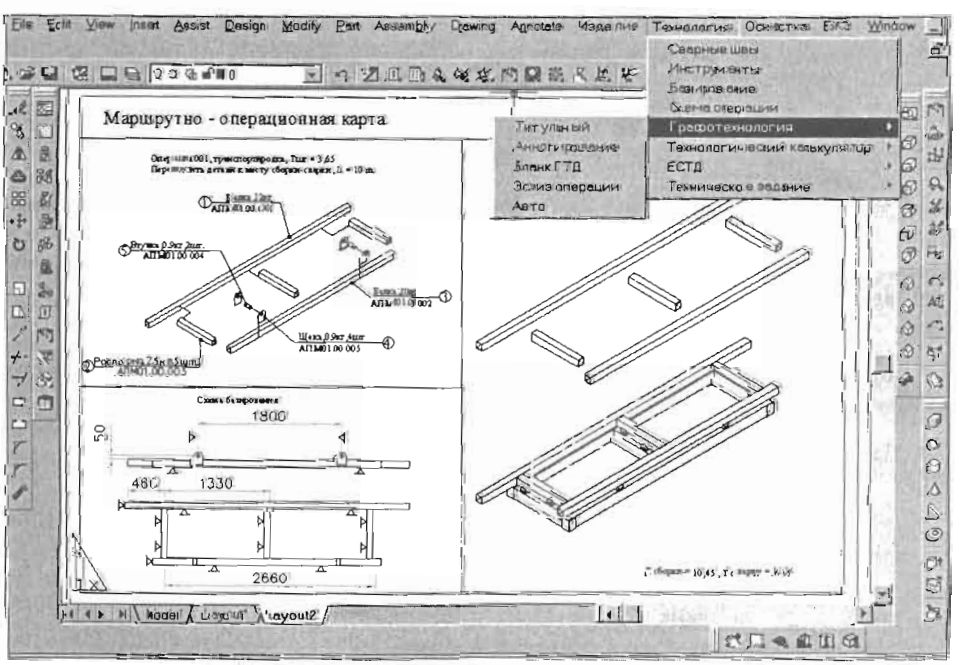


Рис. 3. Бланк графотехнологического документа с элементами нормирования по трехмерным моделям ССЕ

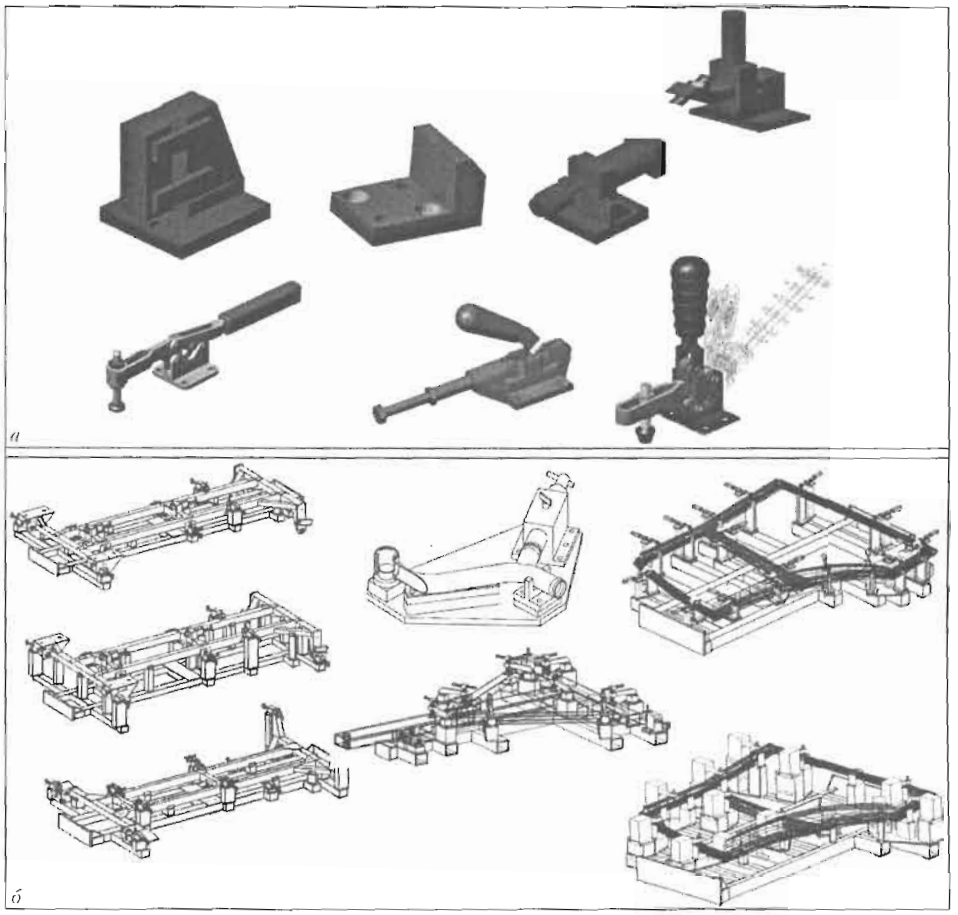


Рис. 4. Технологически необходимые ССП: *а* — представители библиотеки конструктивных решений; *б* — примеры разработанных конструкций

конечноэлементного анализа. Однако исторически сложилось так, что его реализация выполнена в программной среде LS-DYNA последних версий [6, 7], допускающих выполнение соответствующих расчетов как на средствах традиционной персональной вычислительной техники, так и на кластерных суперкомпьютерных установках [8] без внесения каких-либо существенных изменений в исходные файлы с геометрической информацией и граничными условиями.

На рис. 5 представлена твердотельная и конечноэлементная модель кронштейна для крепления навесного оборудования. Кронштейн должен устанавливаться на задний мост трактора и крепиться к нему четырьмя специальными шпильками. Из-за снижения требовательности к технологической дисциплине на участке изготовления кронштейнов основание последних толщиной 30 мм получило такие деформации, что попытки исправления их на сборке за счет увеличения усилий затяжки упомянутых шпилек привели к их вырыванию из тела заднего моста. Проведенное компьютерное моделирование выявило механизм возникновения нежелательных остаточных деформаций, были внесены изменения в порядок выполнения сварных швов, скорректированы режимы сварки, изменен технологический процесс. К моменту подготовки данного доклада нареканий со стороны заводских служб на геометрические размеры кронштейна после сварки не поступало.

На РУП «МТЗ» внедрению и развитию современных информационных технологий проектирования, моделирования и технологической подготовки производства уделяется самое пристальное внимание во всех отделах и службах. ОГС не стоит в стороне от процессов глобальной заводской информатизации. Положительно решен вопрос о подключении ряда компьютеров ОГС к ресурсам Республиканского суперкомпьютерного центра коллективного пользования. Одно из перспективных направлений работ на упомянутых ресурсах — моделирование и оптимизация процессов сварки трением тяжелонагруженных элементов силовых передач колесных тракторов, развертывание работ по виртуальным усталостным и ресурсным испытаниям сварных конструкций с наплавленными или упрочненными поверхностями.

Таким образом, современные компьютерные средства конструкторско-технологической разработки сварных конструкций достаточно эффективно используются заводскими специалистами, подготовка и переподготовка которых по сварочной проблематике осуществляется через заводской фи-

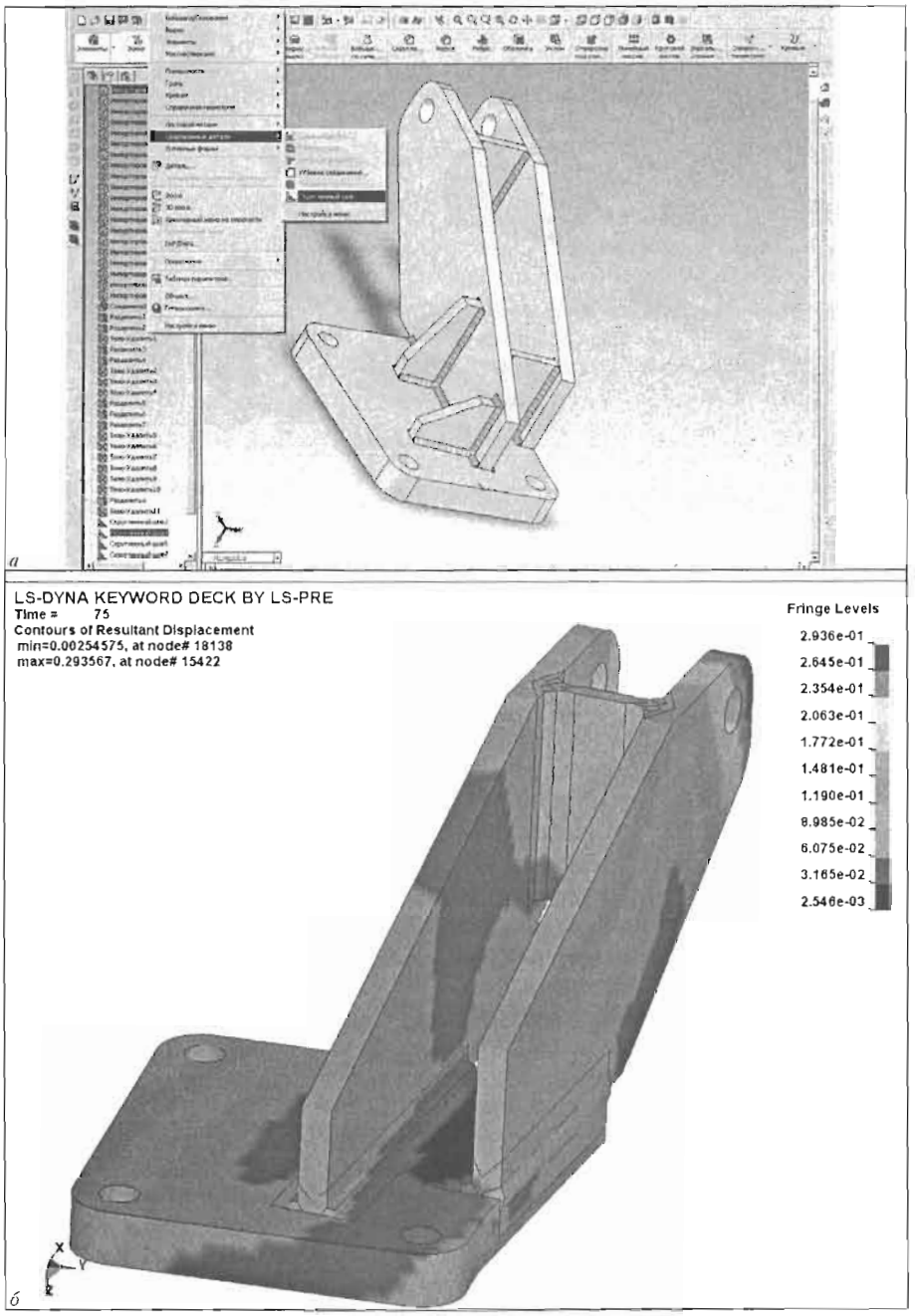


Рис. 5. Кронштейн крепления навесного оборудования: *а* — твердотельная модель со сварными швами; *б* — результаты прогнозирования, представленные в постпроцессоре LS-PREPOST

лиал кафедры «Порошковая металлургия, сварка и технология материалов» Белорусского национального технического университета, которая только за последние годы направила в ОГС более полутора десятков молодых специалистов.

1. *Окерблом Н. О.* Конструктивно-технологическое проектирование сварных конструкций. — Л.: Машиностроение, 1964. — 367 с.
2. *Конструктивно-технологическое* проектирование сварных конструкций в универсальных графических системах / В. И. Дьяченко, В. А. Лактионов, С. В. Медведев, В. В. Миненок // Сварочн. пр-во. — 2004. — № 2. — С. 33–39.
3. *Медведев С. В.* Компьютерные технологии проектирования сборочно-сварочной оснастки. — Минск: Ин-т техн. кибернетики НАН Беларуси, 2004. — 194 с.
4. *Medvedev S. V.* Computer modeling of residual welding strains in technological design of welded structures // Welding Int. — 2002. — **16**, № 1. — P. 59–65.
5. *Medvedev S. V.* Modeling of welding seam sequences // 5th Europ. LS-DYNA Users Conf. (May 25–26, Birmingham, UK). — Birmingham: Livermore Software Techn. Corp., 2005. — P. 2–9.
6. *LS-DYNA.* Theoretical manual. — Livermore Software Techn. Corp., 2005. — 690 p.
7. *LS-OPT.* User's manual. — Livermore Software Techn. Corp., 2005. — 293 p.
8. *Абламейко С. В. и др.* Суперкомпьютерные конфигурации СКИФ. — Минск: Объед. и-т проблем информатики НАН Беларуси, 2005. — 170 с.

ОПТИМИЗАЦИЯ КАЧЕСТВА И КОНКУРЕНТОСПОСОБНОСТИ СВАРОЧНОЙ ПРОДУКЦИИ НА ОСНОВЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРИЧИННО-СЛЕДСТВЕННЫХ СВЯЗЕЙ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

П. В. ЗАНКОВЕЦ
Ин-т сварки и защитных покрытий НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Выполнены исследования и анализ проблем обеспечения качества сварочно-монтажных работ и сварных соединений и на их основе определен комплекс взаимосвязанных задач, последовательное решение которых позволяет получать сварные соединения с оптимальным для конкретного сварочного производства качеством. С использованием компьютерных технологий разработаны базы данных и знаний, позволяющие создать историю качества по конкретным типоразмерам сварных соединений, способам и условиям сварки, исполнителям. Разработаны математические модели и инженерные формулы для расчета и оптимизации уровня качества сварки в зависимости от технического уровня сварочного производства.

Качество продукции (включая новизну, технический уровень, отсутствие дефектов при исполнении, надежность в эксплуатации) является одним из важнейших средств конкурентной борьбы, завоевания и удержания позиций на рынке, поэтому фирмы уделяют особое внимание обеспечению высокого качества продукции, выполняют контроль на всех стадиях производственного процесса, начиная с контроля качества используемого сырья и материалов и заканчивая определением соответствия выпущенного продукта техническим характеристикам и параметрам не только в ходе его испытаний, но и в эксплуатации, а для сложных видов оборудования — с предоставлением определенного гарантийного срока после установки оборудования на предприятии заказчика.

В условиях глобализации мировой экономики улучшение качества и конкурентоспособности продукции превращается в один из главных источников роста производительности труда, экономии всех видов ресурсов, расширения экспортных возможностей. Вместе с тем в большинстве развитых стран цена как фактор конкурентной борьбы уступила место высокому качеству товара. На международном рынке теперь покупают товары высокого качества по относительно умеренным ценам. Продукция плохого качества не находит сбыта даже по очень низким ценам. Это обстоятельство является еще одним важным аргументом для организации работ по улучшению качества продукции.

Основная задача обеспечения оптимального качества сварных изделий в настоящее время и в обозримом будущем все более сводится к предупреждению, а не обнаружению имеющихся дефектов. Сварочное производство отличается крайней неоднородностью продукции, способами и условиями сварки, поэтому, как показали выполненные нами исследования, проблему обеспечения качества сварочных работ и сварных соединений, оценки и оптимизации уровня качества можно решить только в комплексе взаимосвязей производственных факторов, влияющих на качество сварки. Необходимо подчеркнуть, что большинство предлагаемых в настоящее время методик ограничивается рассмотрением конкретных показателей, в то время как главная задача заключается в том, чтобы на основе сделанной оценки выбрать направление инновационной политики предприятия, обеспечивающее гармоничное развитие производства. Только во взаимосвязи с инновационной направленностью оценка производственных возможностей будет иметь смысл.

Для этого важно установить взаимозависимость между показателями уровня производства и показателями качества выпускаемой продукции для наиболее эффективного вложения инвестиций в инновационную деятельность по различным направлениям. Этого весьма важного аспекта оценки уровня производства имеющиеся методики не затрагивают.

По терминологии международных стандартов ISO серии 9000 сварка относится к специальным процессам, качество использования которых, а, следовательно, и безопасность готовой продукции не могут быть однозначно установлены контролем и испытаниями на завершающих стадиях изготовления. В полной мере качество сварки выявляется лишь в эксплуатации, поэтому судить о качестве

© П. В. ЗАНКОВЕЦ, 2009

готовой сварочной продукции можно только по тому, какие материалы и в каком объеме были использованы при ее изготовлении, какова квалификация персонала рассматриваемого сварочного производства, в каком состоянии находится производственное оборудование и контрольно-измерительные приборы, какая была применена технология сварки, внедрены ли в сварочном производстве специальные меры, направленные на гарантированное предотвращение дефектов (идентификация и прослеживаемость, корректирующие и предупреждающие действия). Требования к качеству сварки должны охватывать все аспекты процесса сварочного производства, влияющие на качество готовой продукции.

Выполненные нами исследования позволяют сделать заключение, что для успешного решения поставленной проблемы необходимо решить семь важнейших задач [1–3]:

1. Расчет норм трудозатрат (основного и дополнительного времени) на сварку на всех этапах конкретного сварочно-монтажного производства.

2. Расчет параметров и режимов сварки, норм расхода сварочных материалов (электродов, проволоки, флюсов, газа и т. п.) для конкретных типоразмеров сварных соединений трубопроводов, решетчатых и листовых металлоконструкций.

3. Систематизация сварочного производства по его элементам в статистически однородные базовые совокупности (БС) стыков.

4. Разработка универсальных показателей (единиц измерения) качества (дефектов) по количеству и размерности.

5. Разработка границ регулирования и допустимости уровня дефектности сварных соединений.

6. Исследование причинно-следственных связей дефектообразования и разработка математических моделей по определению и предупреждению брака сварных соединений.

7. Разработка экономико-математических моделей и инженерных формул для расчета и оценки качества сварных соединений в зависимости от технического уровня конкретного сварочного производства.

Первые две задачи позволяют на основе современных информационных технологий оперативно рассчитать необходимый объем трудозатрат и материалов на сварочно-монтажные работы по конкретному объекту, дают возможность оптимизировать сроки строительства в зависимости от количества исполнителей, приобретение и поставку на объект необходимого количества сварочных материалов и оборудования. Повышается производительность труда, а экономия энергоресурсов и сварочных материалов, как показали выполненные нами исследования, составляет от 10 до 20 %.

Следующие четыре задачи решают важные этапы теории управления качеством сварочно-монтажного производства. Это учет, контроль и анализ качества сварочных работ и сварных соединений на основе данных неразрушающих методов контроля, математической статистики и теории вероятности с использованием компьютерной техники и информационных технологий. Так как сварочное производство отличается крайней неоднородностью продукции, способами и условиями сварки, то для исследования его качества математическими методами потребовалось решить задачу систематизации в статистически однородные БС стыков.

Для формирования однородной статистической совокупности соединений разработан алгоритм, учитывающий особенности сварочно-монтажного производства. Например, сварные соединения стыков трубопроводов диаметром 89–112 мм с толщиной стенки 3,0–5,0 мм, выполненные ручной дуговой сваркой (РДС), составляют однородную БС стыков, а объекты, где выполняют сварку этих стыков, являются пространством случайных событий с определенными условиями [3, 4]. За единицу БС принят сварной стык или участок стыка длиной 300 мм. Элементы производства и их группы для каждой совокупности должны изменяться незначительно и образовывать i-ю сварочно-монтажную серию стыков, изготавливаемую на основании единой нормативной документации за определенный цикл работы в определенных факторных условиях конкретной монтажной организацией.

Для оценки протяженности (длины) дефектов в сварном шве на участке контроля, их частоты, типа и размерности нами предложен показатель L:

$$\overline{L}_{io} = \Sigma L_{io}/\Sigma n \text{ (мм/уч)}, \quad (1)$$

где Σn — контрольная выборка стыков (или участков стыка) i-й БС; ΣL_{io} — протяженность всех дефектов i-вида i-совокупности в выборке Σn;

$$\overline{L}_{iб} = \Sigma L_{iб}/\Sigma n \text{ (мм/уч)}, \quad (2)$$

где $\Sigma L_{iб}$ — протяженность не допустимых по СНиП дефектов в выборке Σn; $\overline{L}_{io}$, $\overline{L}_{iб}$ — средняя протяженность дефектов на один стык или участок.

Для оценки количества дефектов шва на участке контроля нами предложен показатель Д. Формулы по этому показателю аналогичны (1) и (2). Известно, что на качество сварки влияет множество различных факторов. Выполненные нами исследования позволили определить среди них доминирующие в образовании дефектности и установить, что по каждому фактору образуется уникальная, только ему присущая структура дефектности (рис. 1).

Таким образом, оказывается возможным по структуре дефектов определять доминирующие причины брака и их удельный вес в дефектообразовании, что открывает широкие возможности для управления и оптимизации технического уровня и уровня качества сварочного производства. Этот важный вывод позволяет осуществлять оперативное (на предварительных этапах) совершенствование

КВАЛИФИКАЦИЯ ИСПОЛНИТЕЛЯ	ПОДГОТОВКА И СБОРКА	СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	СВАРОЧНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ	СВАРОЧНЫЙ ПРОЦЕСС	ФАКТОР
Разряд	Подготовка кромок	Технологические свойства	Измерительные приборы	Способ сварки	ПРИЧИНА
Тренированность	Зазор	Условия хранения	Состояние контактов	Тип соединения	
Стаж	Зачистка	Состояние покрытия	Стабильность тока	Режимы	
Возраст	Прихватка	Внешний вид	Стабильность напряжения	Контроль	
0,8 Фш 0,7 Пд 0,6 Н 0,4 П	1,4 Н 1,2 См 0,9 Фш 0,6 П	1,1 П 0,9 Ш 1,0 СПШ	Дефектность допустима по ТУ и СНиП	0,8 Ш 0,6 П 0,5 Н	ДЕФЕКТЫ
Структура дефектности ⇒ Доминирующая причина $\Sigma Д_{о}$ = 1,4 Н + 1,2 См + 0,9 Фш + 0,6 П ⇒ ПОДГОТОВКА И СБОРКА					
Примечание: ФШ – дефекты формы шва; Пд – подрезы; Н – непровары; П – поры; См – смещения; Ш – шлаковые включения; СПШ – скопления и цепочки пор и шлаков					

Рис. 1. Пример классификации доминирующих причин дефектообразования в сварных соединений по структуре дефектов

технологических процессов и управление качеством сварки по алгоритму «дефект–причина–фактор» [4–7].

Решение предыдущих задач позволило решать следующие с использованием компьютерных технологий. Систематизация и классификация сварочного производства, создание базы данных и знаний по учету, контролю и анализу качества сварочных работ, сварных соединений и истории качества послужили основой для разработки различных моделей и форм представления выходной информации о состоянии качества сварки как за период (неделя, месяц, квартал, год), так и в разрезах (объект, этап, конструктивный элемент, сварщик) и принимать научно обоснованные решения по совершенствованию технологических процессов сварочных работ и повышению качества сварных соединений (табл. 1).

В данном случае универсальная схема управления качеством выступает как первичная схема, первичное звено всей сложной, многообразной работы по качеству. Однако чем выше уровень концентрации производства, его специализации и кооперирования, тем выше уровень системы качества, а, следовательно, сложнее механизм, обеспечивающий ее функционирование. Система качества должна основываться на строго количественных показателях (параметрах), адекватно отражающих технический уровень конкретного сварочно-монтажного производства во взаимосвязи с уровнем качества производимой продукции. С другой стороны, оценка и оптимизация уровня качества сварочной продукции априори предусматривает наличие эталона или шкалы оценки от самой низкой до самой высокой, не имеющей аналогов. При этом для создания системы качества, отвечающей современному уровню, должны использоваться рекомендации международных стандартов ISO-9000, ISO-3834, в которых обобщен опыт создания таких систем, накопленный в развитых странах [8–10].

При организации работ по качеству крайне важно обратить внимание на то, чтобы на всех этапах производственного процесса было предусмотрено все необходимое для обеспечения качества продукции: соответствующая документация, хорошо обученный дисциплинированный персонал, сертифицированные сварочные материалы, современное оборудование, инструменты и средства измерений. Уместно здесь особо выделить роль человеческого фактора в любой системе. Основой мотивации, без сомнения, является уровень заработной платы, но большое значение имеет также премирование за высокое качество, штрафные санкции

Таблица 1. Причины дефектности сварных соединений за период с 01.01.2005 по 31.12.2007 гг. по всем объектам

Способ сварки	Диаметр D, длина L, мм	Толщина, мм	Марка стали	Объем контроля стыков, шт	Брак стыков, шт / удельный вес причины брака, %							Уровень качества, %
					Всего, шт	Технология	Сварщик	Материалы	Оборудование	Подготовка	Прочие	
РНсВП	D = 57	2,5	09Г2	12500	610	50/8,2	230/37,7	120/19,7	70/11,5	110/18	30/4,9	95,1
РНсВП	D = 89	2,5	09Г2	17900	1670	110/6,6	490/29	320/19,2	90/5,4	410/24,6	250/15	90,7
РНбВП	D = 112	2,8	20Х	5700	290	30/10,3	80/27,6	50/17,2	20/6,9	70/24,1	40/13,8	94,9
РДС	D = 112	2,8	14ХГС	13000	1150	100/8,7	360/31,3	310/27	90/7,8	230/20	60/5,2	91,2
РАДС	D = 89	2,5	14ХГС	27900	2150	140/6,5	570/26,5	430/20	180/8,4	510/23,7	320/14,9	92,3
АСФ	D = 112	2,8	У10А	6800	250	30/12	60/24	70/28	20/8	50/20	20/8	96,3
РДС	D = 289	4,2	14ХГС	57400	3600	230/6,4	970/26,9	760/21,1	280/7,8	910/25,3	450/12,5	93,7
РДС	L = 900	4,0	20Х	28000	910	60/6,6	290/31,9	230/25,3	70/7,7	130/14,3	130/14,3	96,8
РАДС	L = 900	18,0	20Х	11500	470	40/8,5	160/34	130/27,7	20/4,3	70/14,9	50/10,6	95,9
ИТОГО:				180700	11100	790/8,2	3210/29,9	2420/22,8	840/7,5	2490/20,5	1350/11	94,1

за брак, социальные и моральные меры поощрения и т. п.

Во-первых, нужно, чтобы контроль качества охватывал все этапы работ от исследований и проектирования до проведения испытаний готовых изделий и надзора за их эксплуатацией. Во-вторых, важно, чтобы основной объем контроля осуществлялся в виде самоконтроля, когда исполнители работ заинтересованы контролировать себя сами и сами же могут устранить обнаруженные дефекты. При этом должен сохраняться также независимый контроль для проведения инспекторских проверок, испытаний и приемки готовой продукции. В каждом конкретном случае нужно постараться найти оптимальное сочетание между этими двумя видами контроля.

Информация о качестве складывается из внутренней и внешней. Внутреннюю информацию получают по результатам контроля производства, она показывает, какое качество продукции достигается на предприятии. Внешнюю информацию получают в виде требований заказчиков и рынков сбыта, данных о научно-техническом прогрессе (стандарты, патенты, ноу-хау), сведений с объектов эксплуатации. Сравнение внутренней и внешней информации дает объективную оценку положения дел с качеством продукции, что позволяет принимать необходимые меры для эффективной работы в области качества.

Решение задачи оценки и оптимизации уровня качества сварочной продукции в зависимости от технического уровня производства основано на экономико-математических моделях и инженерных формулах, формализующих основные технико-экономические закономерности процессов совершенствования технических и технологических параметров конкретного сварочного производства. Экономико-математические модели позволяют получить количественные оценки для следующих направлений совершенствования технологических процессов и качества сварки:

- разработка и освоение принципиально новых поколений техники и технологии;
- повышение уровня качества при неизменных принципах действия производственных факторов;
- снижение объемов затрат на достижение требуемых количественных значений уровня качества.

Экономико-математические модели формализуют объективные закономерности влияния технологических пределов, пределов принципов действия и фундаментальных пределов на рост затрат (денежных, трудовых, материальных), снижения процента брака и насыщения научно-технического уровня, а, следовательно, и количественного значения уровня качества по мере приближения совершенствуемых факторов качества к значениям, близким к предельным.

Обобщенный технический уровень ($ТУ_0$) — это совокупность технических уровней основных производственных факторов, определяющих конкретное сварочное производство. В данном случае мы рассматриваем только $ТУ_0$, т. к. исследование факторных $ТУ_i$ представляет задачу, выходящую за ограниченные рамки нашего исследования.

$$ТУ_0 = \sum_{i=1}^{n} ((ТУ_1 k_1 + \ldots + ТУ_n k_n)/k_0)/n, \qquad (3)$$

где n — количество учитываемых факторов;

$$k_0 = \sum_{i=1}^{n} k_i/n; \qquad (4)$$

k_i — весовые коэффициенты факторов.

$ТУ_0$ является аналитической функцией сложности S и вычисляется с учетом предела используемого параметра качества.

Математические модели оценки сложности S и ТУ при разложении в ряды приводят к общепринятым моделям для оценки затрат на совершенствование ТУ, когда влияние пределов еще не сказывается на насыщении параметра качества и, следовательно, $ТУ_0$ (рис. 2):

$$S = 0{,}5 \ln\left(\frac{1+x}{1-x}\right) = x + \frac{x^3}{3} + \frac{x^5}{5} + \ldots + \frac{x_{2n+1}}{2n+1} + \ldots, \quad (5)$$

$$\text{th}\, S = x - \frac{1}{3}x^3 + \frac{2}{15}x^5 - \frac{17}{315}x^7 + \ldots \quad (6)$$

В первом приближении затраты есть функция величины параметра, во втором — кубическая парабола, весьма характерный вид зависимости для оценки стоимости сложных систем. Первый член разложения (6) — обычная оценка технического уровня путем отнесения величины параметра к пределу.

Единицы измерения исследуемых в модели параметров могут быть практически любыми, простыми и сложными. Уровень качества сварки измеряют в процентах годных и негодных сварных соединений. Тогда принципиальный нижний предел — 100 % брака. Обозначим его буквой A. Принципиальный верхний предел — 0 % брака (B). Очевидно, что все остальные параметры находятся в этих пределах. Пусть P — рассчитываемый показатель качества; D — предельно допустимый или базовый показатель. Тогда справедливо неравенство $B<P<D<A$. Чтобы определить положение параметра P на числовой оси в любой момент времени t, введем выражения

$$x_1 = \frac{A-P}{P-B}; \quad x_2 = \frac{A-D}{D-B}, \quad x_1, x_2 \neq 0, \quad (7)$$

где $\lim\limits_{P,\, D \to B} (x_1, x_2) \to +\infty$; $\lim\limits_{P,\, D \to A} (x_1, x_2) \to +\infty$.

Отношение x_1/x_2 характеризует величину отклонения анализируемого (расчетного) уровня качества P от базового (допустимого) или аналогового параметра D.

$$S = 0{,}5 \ln\left(\frac{x_1}{x_2}\right) \to S = 0{,}5 \ln\left|\frac{A-P}{P-B} : \frac{A-D}{D-B}\right|. \quad (8)$$

Если повышение уровня качества продукции обусловлено не снижением уровня брака (здесь $P \to D \to 0$), а количественным увеличением его параметров, то выражение (8) используется в виде

$$S = 0{,}5 \ln\left(\frac{x_1}{x_2}\right) \to S = 0{,}5 \ln\left|\frac{A-D}{D-B} : \frac{A-P}{P-B}\right|, \quad (8^*)$$

$$\text{ТУ}_\text{о} = \text{th}\, S = \frac{e^{2S}-1}{e^{2S}+1}, \quad 0 < \text{ТУ}_\text{о} < 1. \quad (9)$$

Предварительная оценка экономической эффективности производства выполняется по формуле

$$\text{Э}_\text{о} = \left(W_\text{р} \frac{\text{ТУ}_\text{р}}{\text{ТУ}_\text{б}} - W_\text{б}\right), \quad (10)$$

где $\text{ТУ}_\text{р}$, $\text{ТУ}_\text{б}$ — технические уровни расчетного и базового периодов; $W_\text{р}$, $W_\text{б}$ — затраты на расчетный период и в течение базового периода. Под базовым значением понимается значение оценки ТУ, наиболее близкое к анализируемому производству

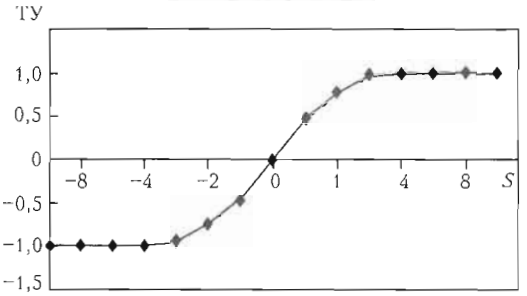


Рис. 2. Зависимость технического уровня производства от сложности повышения параметров качества продукции

по смысловому содержанию и технологическому исполнению и разбитое на диапазоны по шкале значений, представленной в табл. 2.

Таблица 2. Пример шкалы оценки взаимозависимости технического уровня производства и уровня качества сварочной продукции

Значение ТУ	Оценка ТУ	Брак P, %
0–0,09	Очень низкий	>1
0,091–0,2	Низкий	9,9–8,1
0,21–0,36	Удовлетворительный	8,0–5,8
0,361–0,6	Соответствующий отечественному	5,7–3,2
0,61–0,8	Высокий, соответствующий мировому уровню	3,1–1,5
0,81–1,0	Очень высокий, не имеющий аналогов	1,4–0

Эта шкала применяется как для параметрических, так и обобщенных оценок технического уровня, а т. к. оценки ТУ производятся относительно объективных теоретических пределов, позволяет получить оценку ТУ даже при отсутствии аналогов.

Рекомендации по использованию шкалы оценок ТУ сводятся к следующему:

- рациональным диапазоном ТУ параметрических и обобщенных оценок является интервал 0,61–0,8, что обусловлено возможностью получения экономически целесообразного соотношения эффективность/стоимость;
- в диапазоне 0,81–1 наблюдается резкое увеличение затрат на достижение требуемых параметров уровня качества, ограничивающих их дальнейшее совершенствование, при этом прирост ТУ незначителен;
- в диапазоне 0,36–0,6 возможно получение приемлемых результатов по критерию эффективность/стоимость, однако у нижней границы (≈0,36) начинает сказываться невысокий уровень реализации потенциальных возможностей, используемых в данном производственном процессе;
- значения ТУ хуже 0,36 свидетельствуют о заниженных требованиях к уровню качества анализируемого сварочного производства.

Сложность достижения требуемого значения уровня качества и сложность технологической реализации являются относительными величинами, пропорциональными объемам затрат, необходимым

для практической реализации заданных количественных значений параметров качества, т. е. сложность является относительной мерой затрат. Оценка сложности предназначена для выявления наиболее критичного параметра качества P и принятия решений о пропорциональном распределении капиталовложений для реализации заданных значений факторов качества. Под критическими параметрами понимаются параметры с ТУ≥0,81. В этом случае принимаются решения об использовании альтернативных принципов действия и новых технологических процессов в сварочном производстве. При наличии данных о затратах в базовом периоде и уровне сложности определяются затраты, необходимые для требуемого уровня качества на планируемый период, т. е. рассчитывается оптимально возможный для конкретного сборочно-сварочного производства уровень качества и $ТУ_0$.

Заключение

Разработка мероприятий по оптимизации качества сварочной продукции производится на основе анализа информации и должна предусматривать:

- корректирующие мероприятия, направленные на устранение выявленных дефектов и несоответствий;
- предупредительные (превентивные) мероприятия для устранения причин выявленных дефектов и несоответствий, чтобы не допустить их повторения;
- профилактические мероприятия, предназначенные для устранения причин потенциальных дефектов, чтобы предотвратить их появление.

В соответствии с принципами обеспечения качества эти мероприятия могут быть направлены на улучшение материальной базы, активизацию человеческого фактора или на совершенствование управления.

Стабильность обеспечения качества может быть достигнута только в том случае, если в системе качества предусмотрена возможность принятия полного комплекса указанных мер, хотя в каждом конкретном случае может потребоваться только какая-то часть этих мероприятий. Так же, как и разработка мероприятий, принятие решений требует учета всех факторов, влияющих на уровень качества, чтобы решение было результативным. Иначе говоря, нужно учитывать не только технические, но и организационные и, в особенности, человеческие факторы.

Разработанные методы и средства дают возможность определять «слабое звено» на конкретном сварочно-монтажном производстве и принимать обоснованные тактические и стратегические решения по совершенствованию технологических процессов и оптимизации уровня качества сварки. Экономико-математические модели и инженерные формулы для оценки и расчета технического уровня и уровня качества сварки позволяют проводить сравнительный анализ качества и стоимости изготовления идентичных сварных соединений по способам сварки, сварочному оборудованию и материалам, условиям сварки и другим показателям.

1. *Совершенствование* технологических процессов и оптимизация качества сборочно-сварочных работ / П. В. Занковец, В. К. Шелег, Л. С. Денисов, Н. Ю. Бербасова и др. — Минск: Право и экономика, 2004. — 343 с.
2. *Денисов Л. С., Занковец П. В.* Технический уровень, затраты на качество и достижение конкурентоспособности в сварочном производстве // Сварка и родственные технологии. — 1999. — № 2. — С. 73–76.
3. *Занковец П. В.* Исследование причинно-следственных связей образования дефектов в сварных соединениях по результатам неразрушающего контроля // Защитные покрытия, сварка и контроль: Сб. тр. 37-го межгосуд. семинара. — Минск, 2006. — С. 67–72.
4. *Занковец П. В.* Анализ состояния качества и конкурентоспособности сварочной продукции. Стратегические и тактические методы и средства обеспечения качества сварных изделий // Сварка и родственные технологии. Проблемы и пути обеспечения качества: Сб. докл. IV Междунар. симп. — Минск, 2005. — С. 8–13.
5. *Занковец П. В., Здор Г. Н., Шелег В. К.* Разработка методов и исследование причин дефектности сварных соединений // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. — 2006. — № 2. — С. 107–113.
6. *Занковец П. В., Шелег В. К.* Математическое моделирование влияния производственных факторов на образование дефектов сварных соединений // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. 2-й Междунар. конф. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 2004. — С. 95–98.
7. *Занковец П. В.* Управление качеством сварки на основе причинно-следственных связей образования дефектов сварных соединений трубопроводов и металлоконструкций // Современные технологии металлообработки. Неразъемные соединения перспективных материалов: теория и практика: Сб. тр. Междунар. научно-техн. конф. — Минск, 2005. — С. 437–445.
8. *Занковец П. В.* Математическое моделирование и информационные технологии в обеспечении качества сварных металлоконструкций // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. — 2007. — № 2. — С. 120–128.
9. *Занковец П. В.* Состояние и перспективы оценки и прогнозирования качества и остаточного ресурса сварных соединений трубопроводов и металлоконструкций // Сварка и резка материалов: Сб. тр. Междунар. научно-техн. конф. — Минск, 2007. — С. 269–277.
10. *Занковец П. В., Иванов Г. А., Прончева В. Н.* Компьютерная система расчета норм расхода сварочных материалов на сварку стальных трубопроводов // Трубопроводный транспорт (теория и практика). — 2007. — № 4. — С. 54–55.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ РАЗМЕРОВ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ

В. В. КВАСНИЦКИЙ[1], Г. В. ЕРМОЛАЕВ[2], М. В. МАТВИЕНКО[2]
[1]НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина
[2]Нац. ун-т кораблестроения им. адм. Макарова, Николаев, Украина

Исследования методом компьютерного моделирования позволили установить основные закономерности формирования напряженно-деформированного состояния (НДС) при диффузионной сварке в вакууме (ДСВ) цилиндрических узлов из разнородных материалов. Установлено, что наибольшей величины пластические деформации достигают на периферии стыка, наименьшей — в его внутренней части. Установлено также наличие в стыке точки с нулевыми касательными напряжениями и вблизи нее зоны с минимальными пластическими деформациями, которые по аналогии с теорией обработки металлов давлением предложено назвать соответственно точкой застоя и зоной застоя. На их положение оказывает влияние как сочетание свойств соединяемых материалов и режим нагружения, так и размеры узлов — радиус и высота. Построены графические зависимости положения точки застоя от относительных размеров втулки.

Постановка проблемы. Ранее выполненные нами исследования позволили установить следующие основные закономерности формирования напряженно-деформированного состояния при диффузионной сварке узлов из разнородных материалов:

• при диффузионной сварке деталей цилиндрической формы из разнородных материалов в зоне стыка помимо осевых появляются радиальные, окружные и касательные напряжения, обусловленные различием жесткостей и коэффициентов линейного температурного расширения (КЛТР) соединяемых материалов, и создается объемное напряженное состояние;

• наибольшее влияние на величину появляющихся напряжений оказывает различие КЛТР соединяемых материалов в условиях изменяющейся температуры; характер распределения эквивалентных напряжений по высоте образца при термоциклировании способствует локализации пластических деформаций именно в зоне стыка;

• максимальной величины эквивалентные напряжения, а, следовательно, и пластические деформации достигают на периферии стыка, наименьшей — в его внутренней части, что может явиться причиной разного уровня качества соединения на соответствующих участках.

В частности, установлено наличие в стыке точки с нулевыми касательными напряжениями и вблизи нее зоны с минимальными эквивалентными напряжениями и пластическими деформациями. Эту точку и зону по аналогии с теорией обработки металлов давлением предложено назвать соответственно точкой застоя и зоной застоя. В точке и зоне застоя вследствие отсутствия пластических дефор-

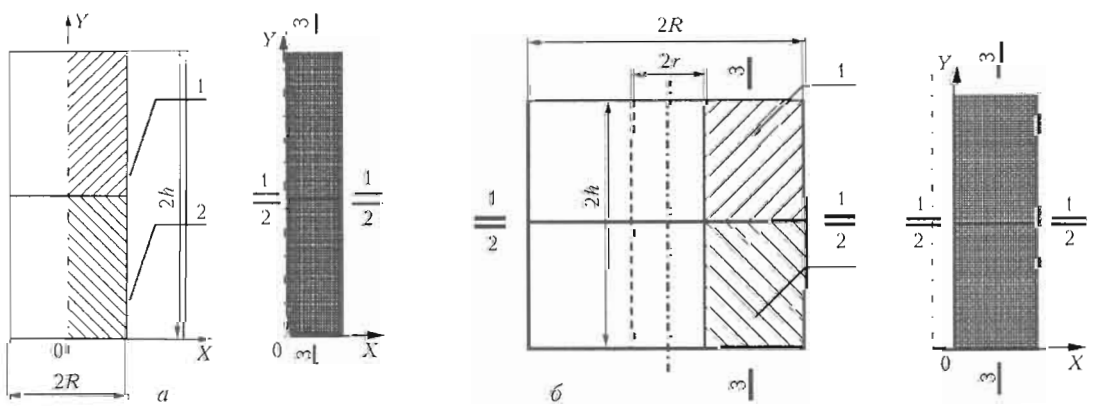


Рис. 1. Общий вид (*а*) и сечение конечноэлементной моделей (*б*) узлов соединения цилиндр–цилиндр и втулка–втулка

© В. В. КВАСНИЦКИЙ, Г. В. ЕРМОЛАЕВ, М. В. МАТВИЕНКО, 2009

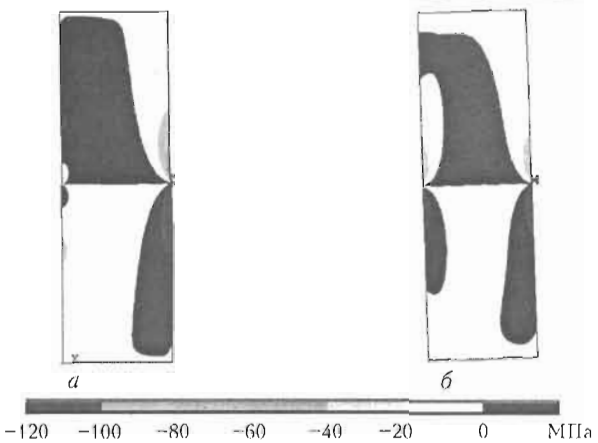


Рис. 2. Поля осевых напряжений в узле при r (r/b) = 2,5 мм (0,33) (*а*) и 100 мм (13,3) (*б*)

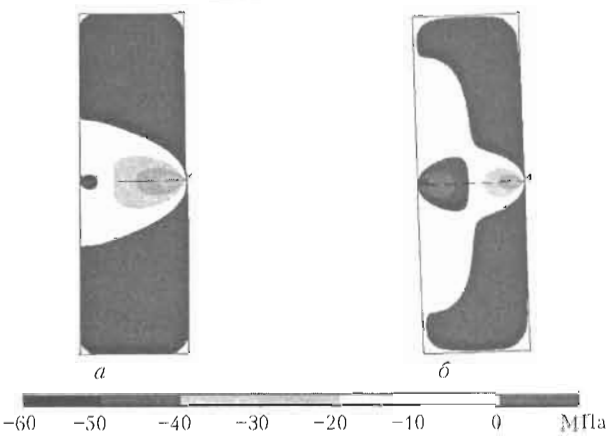


Рис. 3. Поля касательных напряжений в узле при r (r/b) = 1 мм (0,13) (*а*) и 100 мм (13,3) (*б*)

маций качество соединения снижается, поэтому при проектировании заготовок узлов из разнородных материалов под диффузионную сварку необходимо по возможности располагать (выводить) эту зону в припуск на последующую механическую обработку. Для этого нужно как можно точнее знать положение точки и зоны застоя.

В ранее проведенных исследованиях размеры моделей (радиусы и высота) оставались постоянными. Вместе с тем очевидно, что при изменении соотношения размеров деталей величина и положение точки и зоны застоя могут изменяться. Поэтому целью настоящей работы являлось исследование степени влияния геометрических факторов на установленные ранее закономерности.

Методика исследования. Исследования выполняли методом компьютерного моделирования с использованием программного комплекса ANSYS. Рассматривались узлы и модели, по форме и размерам аналогичные таковым в предыдущих исследованиях (рис. 1). Модули упругости материалов принимались одинаковыми ($E_1 = E_2 = 1{\cdot}10^5$ МПа). КЛТР соединяемых материалов во всех вариантах приняты отличающимися в 2 раза ($\alpha_1 = 10{\cdot}10^{-6}$, $\alpha_2 = 20{\cdot}10^{-6}$ 1/град). Рассматривалось термическое нагружение (нагрев на 100 °С), т. к. оно является главной причиной появления касательных напряжений в стыке.

Исходя из соотношения основных размеров (внутреннего радиуса, толщины и высоты втулки) цилиндрические узлы можно условно разбить на три группы: втулки (высота больше радиуса и толщины, т. е. преобладающим размером является высота), плоские кольца-диски (толщина значительно больше внутреннего радиуса и высоты, т. е. преобладающим размером является толщина) и тонкие кольца (внутренний радиус значительно больше высоты и толщины, т. е. преобладающий размер — внутренний радиус).

Соответственно, размеры узлов варьировали в следующих пределах, мм: внутренний радиус втулки r от 0 (цилиндр) до 400, высота втулки h от 1 до 20, толщина втулки (разность наружного и внутреннего радиусов) $b = R - r$ от 4,5 до 20. Соотношение размеров при этом изменялось в пределах r/b от 0 до 90 (тонкое кольцо) при h/b от 0,13 до 2,7 (плоское кольцо).

Влияние относительного радиуса (отношения внутреннего радиуса к толщине втулки) r/b исследовалось при постоянной толщине втулки b = 7,5 мм, высоте h = 1; 5; 12 и 20 мм и радиусе r от 0 (цилиндр) до 200 мм (кольцо). Поля осевых, касательных, эквивалентных напряжений и пластических деформаций при нагреве для некоторых моделей (h = 12 мм) показаны на рис. 2–5. Очевидно, что при смене нагрева охлаждением поля осевых на-

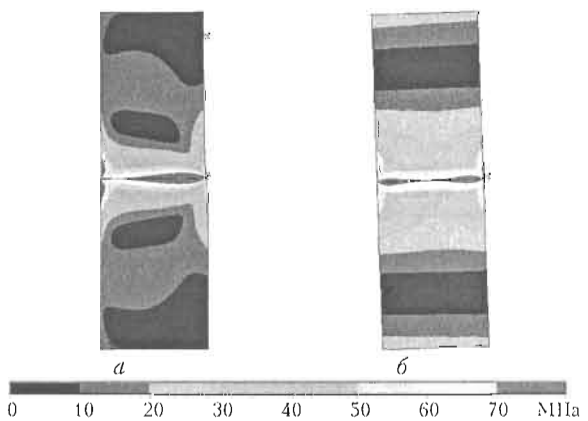


Рис. 4. Поля эквивалентных напряжений в узле при r (r/b) = = 1 мм (0,13) (*а*) и 100 мм (13,3) (*б*)

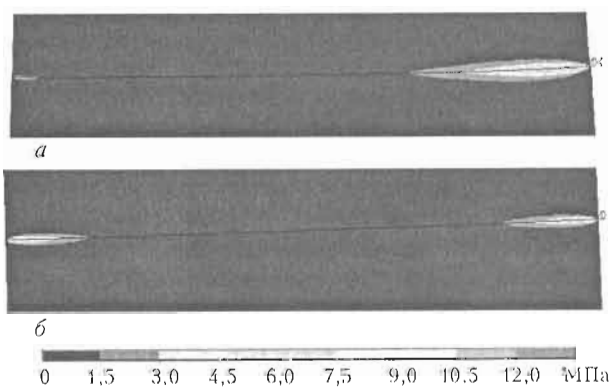


Рис. 5. Поля пластических деформаций в узле при r (r/b) = = 2,5 мм (0,33) (*а*) и 100 мм (13,3) (*б*)

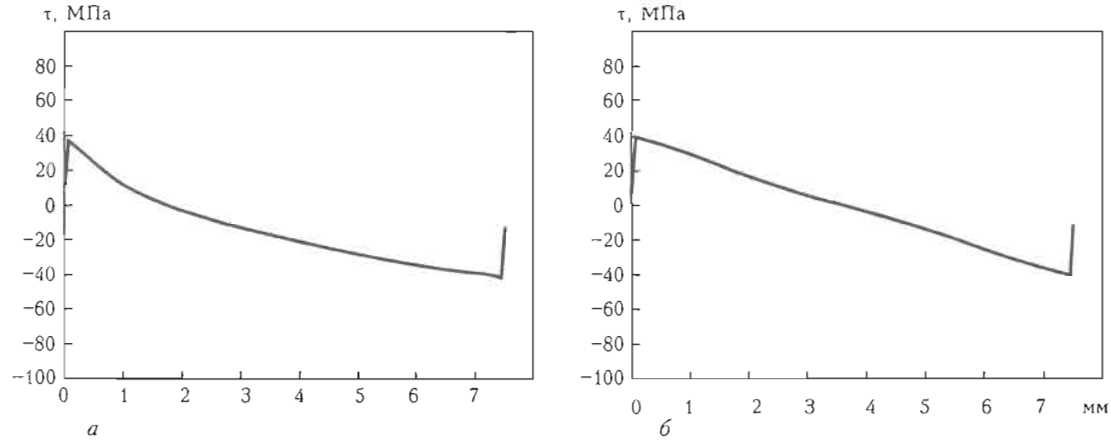


Рис. 6. Эпюры касательных напряжений в стыке узла втулка–втулка при r (r/b) = 2,5 мм (0,33) (*а*) и 100 мм (13,3) (*б*)

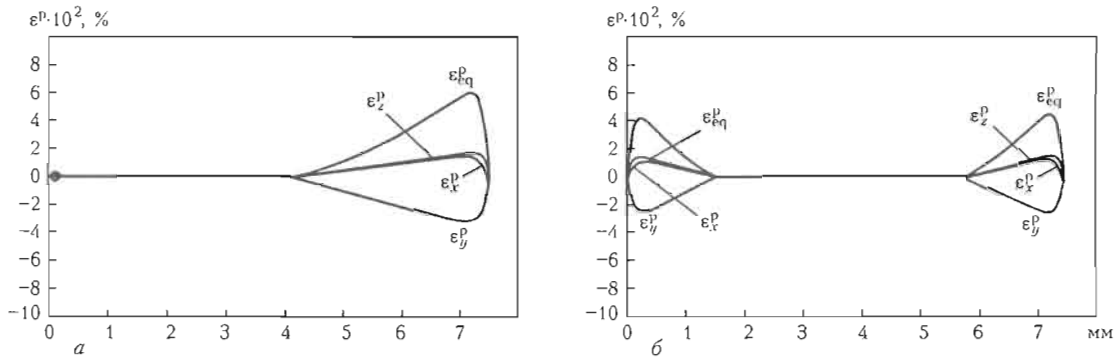


Рис. 7. Эпюры пластических деформаций в стыке при r (r/b) = 1 мм (0,13) (*а*) и 100 мм (13,3) (*б*)

пряжений зеркально отображаются относительно линии стыка, касательных — меняют знаки на обратные, а поля эквивалентных напряжений и пластических деформаций не изменяются. Для удобства количественной оценки на рис. 6 и 7 приведены эпюры касательных напряжений и пластических деформаций для тех же моделей.

Влияние относительной высоты (отношения высоты к толщине втулки) h/b исследовалось при постоянной толщине втулки b = 7,5 мм, высоте от 1 до 20 мм и радиусах r = 3; 8; 50 мм. Поля эквивалентных напряжений и пластических деформаций для некоторых моделей (h = 1; 3; 7,5 мм, r = 8 мм) показаны на рис. 8 и 9.

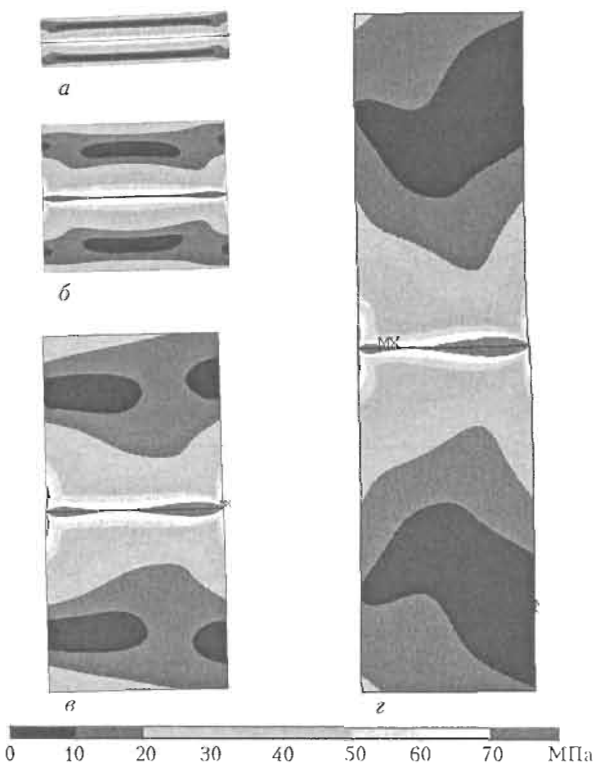


Рис. 8. Поля эквивалентных напряжений в узле при h (h/b) = 1 мм (0,13) (*а*), 3 мм (0,4) (*б*), 7,5 мм (1,0) (*в*) и 15 мм (2,0) (*г*)

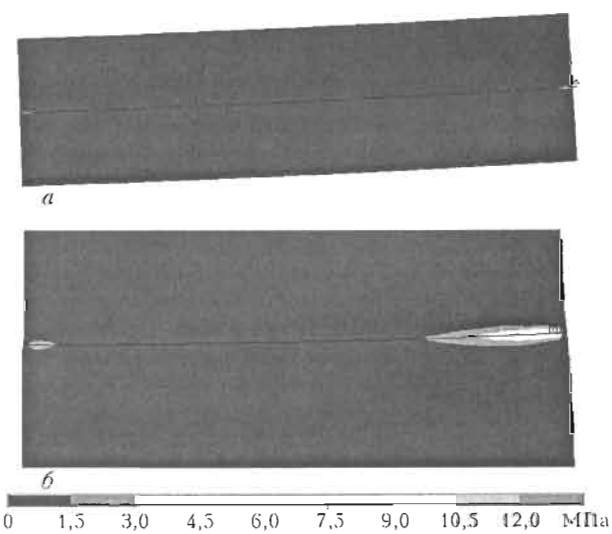


Рис. 9. Поля пластических деформаций в узле при h (h/b) = 1 мм (0,13) (*а*) и 15 мм (2,0) (*б*)

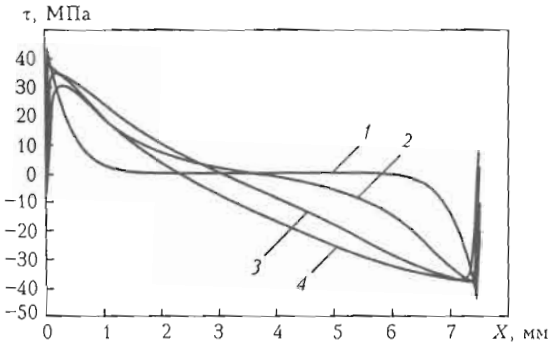


Рис. 10. Эпюры касательных напряжений в стыке узла при h (h/b) = 1 мм (0,13) (*1*), 3 мм (0,4) (*2*), 7,5 мм (1,0) (*3*) и 15 мм (2,0) (*4*)

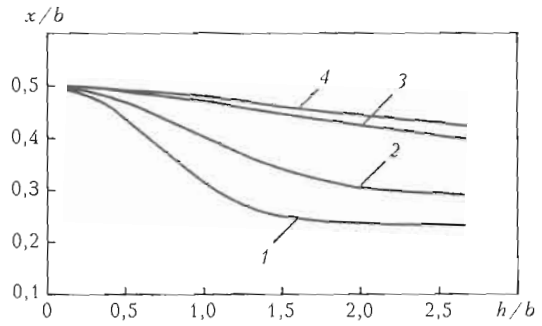


Рис. 12. Зависимость положения точки застоя от относительной высоты втулки h/b при радиусе r (r/b) = 3 мм (0,4) (*1*), 8 мм (1,07) (*2*), 35 мм (4,67) (*3*) и 50 мм (6,67) (*4*)

Для удобства количественной оценки на рис. 10 и 11 приведены эпюры касательных напряжений и пластических деформаций. На рис. 12 показаны графики зависимости положения точки застоя (относительно внутренней поверхности втулки) по длине стыка от относительной высоты при различных внутренних радиусах втулки.

Итак, полученные результаты показали следующее:

- при увеличении внутреннего относительного радиуса втулки характер полей напряжений и пластических деформаций несколько изменяется. Сохраняется кососимметричность относительно линии стыка поля осевых напряжений (см. рис. 2) и симметрия полей касательных, эквивалентных напряжений и пластических деформаций (см. рис. 3–5);
- при малых радиусах пластические деформации сосредоточены вблизи стыка в той его половине, которая прилегает к внешней поверхности, и захватывают равномерно оба материала (см. рис. 5, 7, *а*). Увеличение радиуса приводит к появлению второй области пластических деформаций в половине стыка, прилегающей к внутренней поверхности втулки (см. рис. 7, *б*). С ростом радиуса зона пластических деформаций вблизи наружной поверхности несколько уменьшается, а вблизи внутренней увеличивается;
- величина зоны застоя (нулевых пластических деформаций) меняется с увеличением относительного радиуса незначительно, ее размер остается приблизительно равным 4 мм (0,53) при всех радиусах (см. рис. 5 и 7);
- характер распределения касательных напряжений вдоль стыка при увеличении внутреннего радиуса сохраняется, уровень их практически не изменяется, но точка застоя (нулевых касательных напряжений) перемещается от центра цилиндра ближе к середине толщины втулки (см. рис. 6). При малой относительной высоте (h/b = 0,13), т. е. в узле типа плоский диск, даже при малых относи-

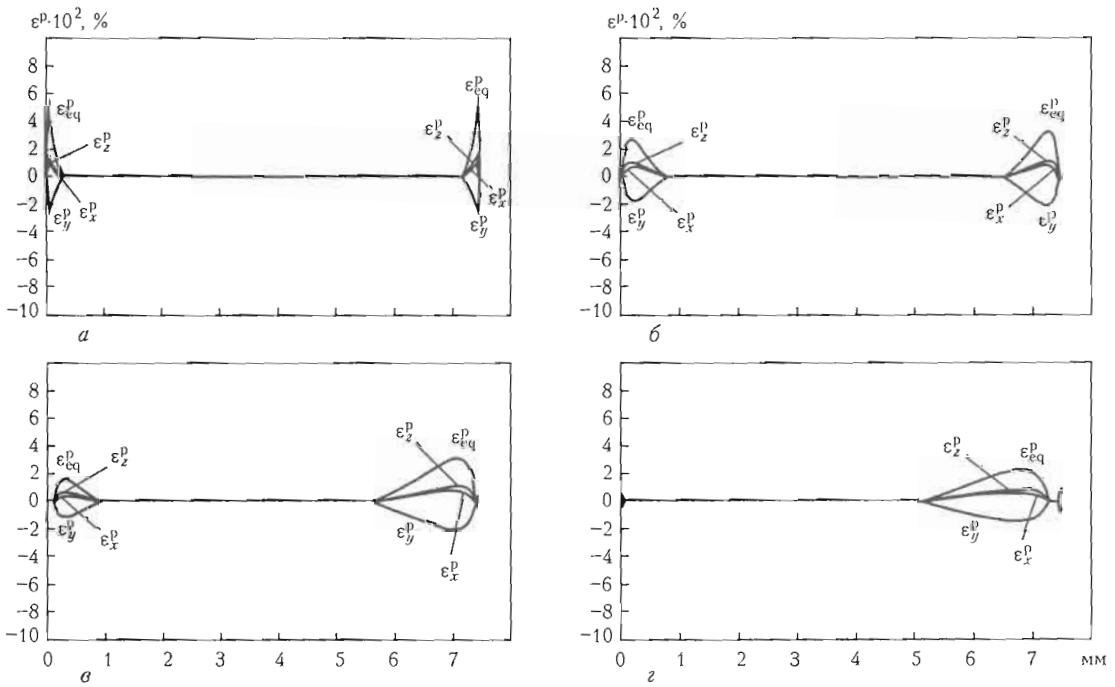


Рис. 11. Эпюры пластических деформаций в стыке узла при h (h/b) = 1 мм (0,13) (*а*), 3 мм (0,4) (*б*), 7,5 м (1,0) (*в*) и 15 мм (2,0) (*г*)

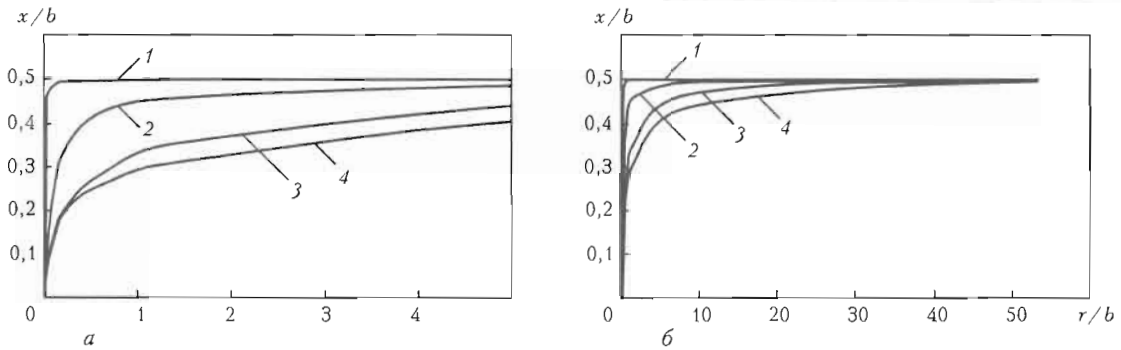


Рис. 13. Зависимость положения точки застоя от относительного радиуса втулки r/b = 0–5 (*а*) и 0–50 (*б*) при высоте h (h/b) = 1 мм (0,13) (*1*), 5 мм (0,67) (*2*), 12 мм (1,6) (*3*) и 20 мм (2,67) (*4*)

тельных радиусах (r/b = 0,5) точка застоя приближается к середине толщины. При больших относительных высотах также происходит смещение точки застоя ближе к середине толщины, но в меньшей степени. Дальнейшее увеличение внутреннего радиуса, т. е. переход от втулки к кольцу, продолжает постепенно смещать точку застоя от внутренней поверхности к середине толщины, и это тем заметнее, чем меньше относительная высота втулки (рис. 13);

• при увеличении относительной высоты втулки поля напряжений и деформаций также изменяются. При малой относительной высоте поле осевых напряжений близко к симметричному относительно середины толщины втулки. С увеличением высоты эта симметрия несколько нарушается. Поля касательных напряжений сохраняют свою симметричность относительно стыка при всех высотах, но кососимметричность относительно середины толщины сохраняется только при малой относительной высоте. При малой относительной высоте характер поля эквивалентных напряжений близок к симметричному относительно середины толщины втулки и плоскости стыка. С увеличением высоты симметрия относительно середины толщины несколько нарушается (см. рис. 8);

• поля пластических деформаций несколько изменяются, по мере роста высоты зона пластических деформаций увеличивается в большей степени вблизи наружной поверхности (см. рис. 9, 11);

• уровень максимальных касательных напряжений как вблизи внутренней, так и наружной поверхности мало изменяется при всех высотах и составляет ±35–40 МПа, но изменяется характер распределения вдоль стыка от резко неравномерного с большой зоной застоя (нулевых касательных напряжений) при малой высоте (h/b = 0,13) до близкого к линейному при больших высотах (h/b больше 1). При этом происходит смещение точки застоя (нулевых касательных напряжений) и ее удаление от середины толщины втулки по мере роста относительной высоты;

• положение точки застоя при малой относительной высоте (h/b = 0,1–0,2) мало зависит от радиуса и толщины и близко к 0,5. При средних и больших относительных высотах (h/b > 0,2) относительное расстояние от внутренней поверхности втулки до точки застоя зависит как от относительной высоты, так и относительного радиуса, уменьшаясь с увеличением относительной высоты и увеличиваясь с увеличением относительного радиуса (см. рис. 13).

ОПТИМИЗАЦИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. В. КВАСНИЦКИЙ[1], Г. В. ЕРМОЛАЕВ[2], М. В. МАТВИЕНКО[2],
[1]НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина
[2]Нац. ун-т кораблестроения им. адм. Макарова, Николаев, Украина

Анализ результатов компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния различных типов цилиндрических конструкций и вариантов нагружения показал, что имеются общие закономерности, присущие всем цилиндрическим узлам, при этом эпюры распределения пластических деформаций во всех типах цилиндрических узлов имеет одни и те же особенности. В узлах типа цилиндр–цилиндр имеется точка, где касательные напряжения равны нулю, а эквивалентные напряжения минимальны, которая находится в центре стыка, а в узлах типа втулка–втулка и втулка–фланец — на некотором расстоянии от внутренней поверхности. По аналогии с теорией обработки металлов давлением эту точку можно назвать «точкой застоя». В некоторых вариантах вблизи точки застоя пластические деформации вообще отсутствуют, создается неблагоприятная зона, которую по аналогии можно назвать «зоной застоя». Исходя из соображений, что в оптимальном варианте эпюра пластических деформаций по длине стыка должна быть по возможности плавной, длина неблагоприятной зоны отсутствия пластических деформаций — минимальной, для удобства количественной оценки оптимальности варианта предложено ввести следующие критерии (параметры) оптимизации: степень равномерности распределения пластических деформаций вдоль стыка K, относительная длина зоны застоя x_4, степень локализации пластических деформаций в зоне стыка y_0.

Постановка проблемы. Анализ результатов компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния различных типов цилиндрических конструкций (цилиндры, втулки и сочетание втулок с фланцами) и вариантов нагружения (сжатие и термоциклирование) показал, что имеются общие закономерности, присущие всем цилиндрическим узлам: сложное напряженное состояние в зоне стыка, наличие зоны с минимальными касательными и эквивалентными напряжениями и минимальными пластическими деформациями, неравномерное распределение напряжений и деформаций вдоль стыка. При этом эпюры распределения пластических деформаций во всех типах цилиндрических узлов имеет много общих особенностей.

Вместе с тем, величина пластических деформаций и степень равномерности их распределения вдоль стыка зависят от физико-механических свойств соединяемых материалов, схемы нагружения и конфигурации (геометрии) заготовок в зоне стыка. Это затрудняет оценку и выбор наиболее благоприятного варианта с точки зрения образования качественного соединения. Сравнение и количественная оценка эффективности вариантов конструкции и схем нагружения при диффузионной сварке цилиндрических узлов из разнородных материалов является актуальным, поэтому цель настоящей работы заключалась в обосновании и выборе количественных критериев оптимальности вариантов конструкции и схем нагружения с точки зрения напряженно-деформированного состояния при диффузионной сварке разнородных материалов.

Методика анализа. На данном этапе работы оценивались напряженно-деформированные состояния с учетом пластических деформаций мгновенной пластичности, полученные методом компьютерного моделирования. Рассматривались узлы цилиндрической формы типа цилиндр–цилиндр (Ц–Ц), втулка–втулка (В–В) и втулка–фланец (В–Ф) с различными вариантами сочетания свойств соединяемых материалов (разные коэффициенты линейного термического расширения и пределы текучести) и вариантами нагружения (только сжатие, только термоциклирование и сочетание сжатия с термоциклированием). Рассмотренные варианты приведены в табл. 1, где материалы 1 и 2 соответствуют верхней и нижней деталям в узлах Ц–Ц и В–В и втулке и фланцу в узлах В–Ф.

Учитывая определяющую роль именно пластических деформаций в зоне стыка в образовании физического контакта соединяемых поверхностей (сглаживание микронеровностей, разрушение оксидных пленок) и интенсификации процессов диффузии, в качестве основного оценочного критерия принят характер эпюр пластических деформаций вдоль стыка в материале 1 (сечение 1–1) и 2 (сечение 2–2).

Анализ эпюр пластических деформаций позволил установить некоторые общие особенности, присущие всем узлам (рисунок):

- наличие максимумов вблизи цилиндрических поверхностей, при этом максимум у внешней поверхности больше, чем у внутренней. Естественно, в цилиндрических узлах, не имеющих внутренней

© В. В. КВАСНИЦКИЙ, Г. В. ЕРМОЛАЕВ, М. В. МАТВИЕНКО, 2009

Таблица 1. Исследуемые варианты сочетания свойств соединяемых материалов в цилиндрических узлах

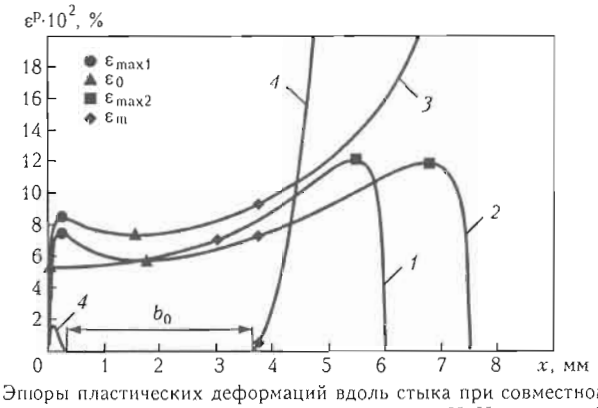
Вариант*	КЛТР·10^6, 1/град		Нагружение		Предел текучести $\sigma_т$, МПа	
	1	2	p, МПа	T, °С	1	2
$1_п$	10	10	40	0	39	39
$1_{пв}$	10	10	40	0	39	80
$1_{пф}$	10	10	40	0	80	39
$2^н_п$	10	20	0	+100	60	60
	20	10	0	−100		
$2^о_п$	10	20	0	−100	60	60
	20	10	0	+100		
$3^н_{пв}$	10	20	0	+100	60	120
	20	10	0	−100		
$3^о_{пв}$	10	20	0	−100	60	120
	20	10	0	+100		
$3^н_{пф}$	10	20	0	+100	120	60
	20	10	0	−100		
$3^о_{пф}$	10	20	0	−100	120	60
	20	10	0	+100		
$4^н_п$	10	20	40	+100	80	80
	20	10	40	−100		
$4^о_п$	10	20	40	−100	80	80
	20	10	40	+100		
$5^н_{пв}$	10	20	40	+100	80	160
	20	10	40	−100		
$5^о_{пв}$	10	20	40	−100	80	160
	20	10	40	+100		
$5^н_{пф}$	10	20	40	+100	160	80
	20	10	40	−100		
$5^о_{пф}$	10	20	40	−100	160	80
	20	10	40	+100		

*Верхние индексы «н» и «о» соответствуют нагреву и охлаждению, нижний «п» — пластическому решению. Второй нижний индекс добавляется для узлов В–Ф, если соединяются материалы разной прочности, т. е. менее прочный (с меньшим пределом текучести) материал втулки «в» или фланца «ф».

поверхности (Ц–Ц), максимум находится только вблизи наружной поверхности. В узлах с разными диаметрами соединяемых деталей (с изменением диаметра в стыке), например типа В–Ф, пик напряжений увеличивается за счет конструктивного концентратора;

- наличие минимума пластических деформаций в точке, где касательные напряжения равны нулю, а эквивалентные напряжения минимальны. В узлах типа Ц–Ц эта точка находится в центре стыка, а в узлах типа В–В и В–Ф — на некотором расстоянии от внутренней поверхности, на участке между внутренней поверхностью втулки и серединой ее толщины. По аналогии с теорией обработки металлов давлением эту точку предложено назвать «точкой застоя»;
- в некоторых вариантах вблизи точки застоя пластические деформации вообще отсутствуют, создается неблагоприятная зона, которую по аналогии можно назвать «зоной застоя».

Очевидно, что в оптимальном варианте эпюра пластических деформаций по длине стыка должна быть по возможности более плавной, длина зоны застоя — минимальной.



Эпюры пластических деформаций вдоль стыка при совместном сжатии и изменении температуры узлов типа Ц–Ц, вариант $4^н_п$ (*1*), В–В, вариант $4^н_п$ (*2*), В–Ф, варианты $4^н_п$ (*3*) и $4^о_п$ (*4*)

Таблица 2. Оценка оптимальности вариантов нагружения узла Ц–Ц

Вариант	$\varepsilon_{max1}\cdot10^2$, %	$\varepsilon_0\cdot10^2$, %	$\varepsilon_m\cdot10^2$, %	$\varepsilon_{max2}\cdot10^2$, %	$\varepsilon_{ср}\cdot10^2$, %	b_0, мм	K	x_0	y_0
Материал 1									
$1_ц$	–	0,64	0,76	6,70	2,52	0	0,30	0	1
$2_п^н$	–	1,51	3,69	16,19	7,13	0	0,52	0	0,02
$2_п^о$	–	1,51	3,69	16,19	7,13	0	0,52	0	0,02
$3_п^н$	–	1,67	4,50	31	12,40	0	0,36	0	0,02
$3_п^о$	–	1,67	4,50	31	12,40	0	0,36	0	0,02
$4_п^н$	–	5,30	7	12	8,10	0	0,86	0	0,06
$4_п^о$	–	0	0	0	0	6	0	1	0
$5_п^н$	–	5,30	7,04	12,20	8,18	0	0,86	0	0,06
$5_п^о$	–	0	0	0	0	6	0	1	0
Материал 2									
$1_п$	–	0	0	0	0	6	0	1	0
$2_п^н$	–	1,51	3,69	16,19	7,13	0	0,52	0	0,02
$2_п^о$	–	1,51	3,69	16,19	7,13	0	0,52	0	0,02
$3_п^н$	–	0	0	0	0	6	0	1	0
$3_п^о$	–	0	0	0	0	6	0	1	0
$4_п^н$	–	0	0	0	0	6	0	1	0
$4_п^о$	–	5,30	7,01	12,03	8,11	0	0,86	0	0,06
$5_п^н$	–	0	0	0	0	6	0	1	0
$5_п^о$	–	0	0	0	0	6	0	1	0

Из этих соображений для удобства количественной оценки оптимальности варианта целесообразно ввести следующие критерии (параметры) оптимизации:

• *степень равномерности распределения пластических деформаций вдоль стыка К.* Таким критерием может служить отношение пластических деформаций в средней части стыка ε_m (посередине толщины втулки или радиуса цилиндра) к средним деформациям по длине стыка $\varepsilon_{ср}$ (среднее арифметическое значение деформаций в четырех точках: *1* — у внутренней поверхности втулки или в центре цилиндра ε_{max1}; *2* — в точке застоя ε_0; *3* — в середине толщины втулки или радиуса цилиндра ε_m; *4* — у наружной поверхности втулки или цилиндра ε_{max2}). Очевидно, величина этого критерия может изменяться от 1 (оптимальный вариант) до 0 (неприемлемый вариант);

• *относительная длина зоны застоя* x_0 — отношение ширины зоны застоя b_0 к длине стыка b (толщине втулки или радиусу цилиндра). Этот критерий может изменяться от 0 (оптимальный вариант) до 1 (неприемлемый вариант);

• *степень локализации пластических деформаций в зоне стыка* y_0 — отношение ширины зоны пластических деформаций в средней части стыка (посередине толщины втулки или радиуса цилиндра) к высоте втулки (цилиндра). Этот параметр может изменяться от 1 (пластические деформации образуются по всей высоте) до 0 (пластические деформации в средней части отсутствуют). Очевидно, оба крайних значения можно отнести к неприемлемым. Этот критерий может использоваться как дополнительный к первым двум и должен быть по возможности меньше, но отличным от нуля.

Для сравнения и оценки эффективности исследованных моделей и вариантов нагружения в табл. 2–4 приведены все перечисленные параметры и критерии оптимальности в стыке.

Все варианты режимов нагружения при различных сочетаниях свойств соединяемых материалов условно можно разделить на четыре группы:

• *оптимальные* варианты, в которых коэффициент равномерности имеет значение, близкое к 1, относительная длина зоны застоя равна 0, степень (зона) локализации пластических деформаций в стыке имеет малую величину, но отличную от 0;

• *приемлемые* (хорошие) варианты, в которых коэффициент равномерности имеет значение не менее 0,5, относительная длина зоны застоя равна 0, степень (зона) локализации пластических деформаций в стыке имеет малую величину, но отличную от 0;

• *удовлетворительные* варианты, в которых коэффициент равномерности имеет значение больше 0, относительная длина зоны застоя близка к 0 (невелика, отлична от 1), степень (зона) локали-

Таблица 3. Оценка оптимальности вариантов нагружения узла В–В

Вариант	$\varepsilon_{max1}\cdot10^2$, %	$\varepsilon_0\cdot10^2$, %	$\varepsilon_m\cdot10^2$, %	$\varepsilon_{max2}\cdot10^2$, %	$\varepsilon_{ср}\cdot10^2$, %	b_0, мм	K	x_0	y_0
Материал 1									
$1_п$	0,83	0,53	0,77	7,49	2,41	0	0,32	0	1
$2^н_п$	7,27	1,74	4,11	16,10	7,31	0	0,56	0	0,04
$2^о_п$	7,27	1,74	4,11	16,10	7,31	0	0,56	0	0,04
$3^н_п$	11,20	1,85	4,90	33,80	12,90	0	0,38	0	0,04
$3^о_п$	11,20	1,85	4,90	33,80	12,90	0	0,38	0	0,04
$4^н_п$	6,96	5,73	7,26	11,85	7,95	0	0,91	0	0,10
$4^о_п$	0	0	0	0	0	6	0	1	0
$5^н_п$	7,46	5,73	7,30	12,03	8,13	0	0,90	0	0,10
$5^о_п$	0	0	0	0	0	6	0	1	0
Материал 2									
$1_п$	0	0	0	0	0	7,50	0	1	0
$2^н_п$	6,90	1,24	3,85	16,70	3,42	0	0,32	0	0,03
$2^о_п$	6,90	1,24	3,85	16,70	3,42	0	0,32	0	0,03
$3^н_п$	0	0	0	3,93	0,98	7,43	0	0,99	0
$3^о_п$	0	0	0	3,93	0,98	7,43	0	0,99	0
$4^н_п$	0	0	0	0,05	0,01	7,43	0	0,99	0
$4^о_п$	7,16	5,24	7,20	11,92	7,88	0	0,91	0	0,10
$5^н_п$	0	0	0	0	0	7,50	0	1	0
$5^о_п$	0	0	0	0	0	7,50	0	1	0

зации пластических деформаций в стыке имеет малую величину (меньше 1), но отличную от 0;

• *неприемлемые* (неудовлетворительные) варианты, в которых коэффициент равномерности имеет значение 0, относительная длина зоны застоя отлична от 0 (близка к 1), степень (зона) локализации пластических деформаций в стыке имеет величину, равную 0 или близкую к 1.

Исходя из предложенных критериев оценки для узлов типа Ц–Ц, рассмотренные варианты можно сгруппировать следующим образом:

• *оптимальные* — $4^н_п$, $5^н_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $4^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве);

• *приемлемые* (хорошие) — $2^н_п$, $2^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $2^н_п$, $2^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве);

• *приемлемые* (хорошие) — $2^н_п$, $2^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $2^н_п$, $2^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве);

• *удовлетворительные* — $3^н_п$, $3^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), в нижнем материале такие варианты отсутствуют;

• *неприемлемые* (неудовлетворительные) — $1_п$, $4^о_п$, $5^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $1_п$, $3^н_п$, $3^о_п$, $4^н_п$, $5^н_п$, $5^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве).

Соответственно для узлов типа В–В рассмотренные варианты группируются таким образом:

• *оптимальные* — $4^н_п$, $5^н_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении);

• *приемлемые* – $2^н_п$, $2^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $4^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве);

• *удовлетворительные* — $3^н_п$, $3^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $2^н_п$, $2^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве);

Таблица 4. Оценка оптимальности вариантов нагружения узла В–Ф

Вариант	$\varepsilon_{max1}\cdot10^2$, %	$\varepsilon_0\cdot10^2$, %	$\varepsilon_m\cdot10^2$, %	$\varepsilon_{max2}\cdot10^2$, %	$\varepsilon_{ср}\cdot10^2$, %	b_0, мм	K	x_0	y_0
Материал 1									
$1_п$	0	0	0	15,60	3,84	7,10	0	0,95	1
$1_{пв}$	0	0	0	15,60	3,84	7,10	0	0,95	1
$1_{пф}$	0	0	0	5,33	1,33	7,40	0	0,99	0
$2^н_п$	0,99	0,50	1,32	78,20	20,30	0	0,07	0	0,08
$2^о_п$	0,97	0,50	1,28	76,50	19,80	0	0,06	0	0,08
$3^н_{пв}$	0	0	0	35,98	9	7,50	0	1	0
$3^о_{пв}$	0	0	0	35,98	9	7,50	0	1	0
$3^н_{пф}$	1,03	0,50	1,32	77,80	20,20	0	0,07	0	0,08
$3^о_{пф}$	1,03	0,50	1,32	77,80	20,20	0	0,07	0	0,08
$4^н_п$	0,85	0,70	0,93	15,20	4,43	0	0,21	0	0,13
$4^о_п$	0,16	0	0,05	122,30	30,60	3,25	0	0,43	0
$5^н_{пв}$	0,85	0,70	0,92	15,13	4,41	0	0,21	0	0,13
$5^о_{пв}$	0,29	0	0,32	124,30	31,20	3,02	0,01	0,40	0,01
$5^н_{пф}$	0	0	0	16,30	4,08	7,37	0	0,98	0
$5^о_{пф}$	0	0	0	39,50	9,88	7,33	0	0,98	0
Материал 2									
$1_п$	0	0	0	0	0	0	0	1	0
$1_{пв}$	0	0	0	0	0	0	0	1	0
$1_{пф}$	0	0	0	3,60	0,90	6,95	0	0,93	0
$2^н_п$	0,32	0	0	2,20	0,63	3,95	0	0,53	0
$2^о_п$	0,30	0	0	2,55	0,71	3,85	0	0,51	0
$3^н_{пф}$	1,13	0	1,04	77,94	20	1,66	0,05	0,22	0,03
$3^о_{пф}$	1,13	0	1,04	77,94	20	1,66	0,05	0,22	0,03
$3^н_{пв}$	0	0	0	0,001	0	7,45	0	0,99	0
$3^о_{пв}$	0	0	0	0,003	0	7,48	0	1	0
$4^н_п$	0	0	0	0,92	0,23	7,12	0	0,95	0
$4^о_п$	0,44	0	0,43	3,50	1,10	0	0,39	0	0,03
$5^н_{пв}$	0	0	0	0	0	0	0	1	0
$5^о_{пв}$	0	0	0	0,002	0	7,42	0	0,99	0
$5^н_{пф}$	0,02	0	0	27,26	6,82	5,55	0	0,74	0
$5^о_{пф}$	0,48	0	0,38	65,60	16,60	0	0,02	0	0,03

• *неприемлемые* — $1_п$, $4^о_п$, $5^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $1_п$, $3^н_п$, $3^о_п$, $4^н_п$, $5^н_п$, $5^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве).

Для узлов типа В–Ф рассмотренные варианты группируются таким образом:

• *оптимальные* — $4^н_п$, $5^н_{пв}$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $4^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве);

• *приемлемые* — $2^н_п$, $2^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении);

• *удовлетворительные* — $3^н_п$, $3^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $2^н_п$, $2^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве);

• *неприемлемые* — $1_п$, $4^о_п$, $5^о_п$ (в верхнем материале, сечение 1–1, т. е. в материале с меньшим

КЛТР при нагреве и большим КЛТР при охлаждении), $1_п$, $3^н_п$, $3^о_п$, $4^н_п$, $5^н_п$, $5^о_п$ (в нижнем материале, сечение 2–2, т. е. в материале с меньшим КЛТР при охлаждении и большим КЛТР при нагреве).

Анализ результатов оценки вариантов, приведенных в таблицах, показал, что предложенные количественные критерии могут использоваться при оценке пригодности того или иного варианта нагружения для цилиндрических узлов различных типов.

Выводы

1. Предложены количественные критерии оценки оптимальности вариантов для цилиндрических узлов — степень равномерности распределения пластических деформаций вдоль стыка K, относительная длина зоны застоя x_0 и степень локализации пластических деформаций в зоне стыка y_0.

2. Эти критерии позволяют достаточно объективно выбрать лучший вариант нагружения и конструкции узла.

ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО ГЕРМОВВОДА НА ОСНОВЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПАЙКИ

В. В. КВАСНИЦКИЙ[1], Ал. В. ЛАБАРТКАВА[2]
[1]НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина
[2]Нац. ун-т кораблестроения им. адм. Макарова, Николаев, Украина

Одной из основных проблем, возникающих при соединении разнородных материалов, являются собственные напряжения и деформации. Их возникновение и уровень обуславливаются различием физико-механических свойств материалов и конструктивными элементами узла. С целью установления максимально возможной толщины токоподводов было изучено напряженно-деформированное состояния в узле при его охлаждении. Исследование проведено методом компьютерного моделирования с использованием программного комплекса ANSYS. Анализ полученного решения показал, что точки максимальных напряжений сосредоточены на внутренней и внешней боковых поверхностях керамических колец в районе стыков. Наиболее опасными с точки зрения разрушения узла при остывании после пайки являются максимальные растягивающие напряжения, сосредоточенные на внешней боковой поверхности керамических колец.

В современной промышленности широко применяются узлы из разнородных материалов. Примером такого узла является гермоввод для электронно-лучевой установки (рис. 1).

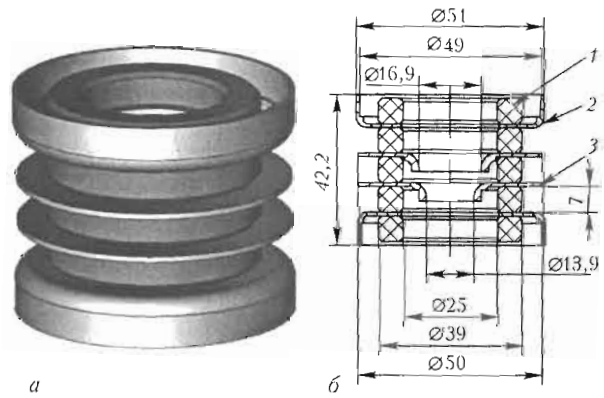


Рис. 1. Общий вид гермоввода (*а*) и его сечение (*б*): *1* — керамическое кольцо; *2* — коваровые токоподводы; *3* — коваровые фланцы

Наиболее распространенными способами соединения разнородных металлов являются диффузионная сварка и пайка. Нами выбран способ пайки, поскольку при диффузионной сварке гермоввода сложно обеспечить равномерное давление сжатия по всем соединяемым поверхностям. Наиболее часто используется многоступенчатая (с металлизацией керамики) пайка гермовводов — процесс трудоемкий и сложный, поэтому нами выбрана технология активной контактно-реактивной пайки узла с применением фольги титана и меди.

© В. В. КВАСНИЦКИЙ, Ал. В. ЛАБАРТКАВА, 2009

Одной из основных проблем, возникающих при соединении разнородных материалов, являются собственные напряжения и деформации. Их создание и уровень обусловлены различием физико-механических свойств материалов и конструктивными элементами узла. Анализ литературы показал, что для уменьшения растягивающих напряжений в керамике необходимо стремиться к уменьшению толщины коваровых прослоек. Однако по технологическим требованиям, предъявляемым к данным узлам, необходимо увеличивать толщину с целью повышения жесткости конструкции и сохранения эксплуатационных характеристик.

Существующая конструкция узла гермоввода предусматривает применение коваровых фланцев толщиной 0,3 мм. Практическое изготовление узла и его испытание в условиях эксплуатации показало, что при данной толщине ковара узел не обладает достаточной жесткостью.

Целью данной работы является оптимизация геометрических размеров узла на основе анализа с

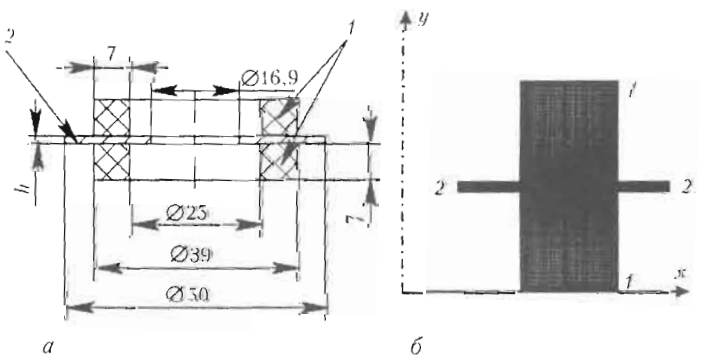


Рис. 2. Общий вид (*а*) и сечение конечноэлементной модели (*б*) узла соединения: *1* — керамическое кольцо; *2* — коваровый фланец

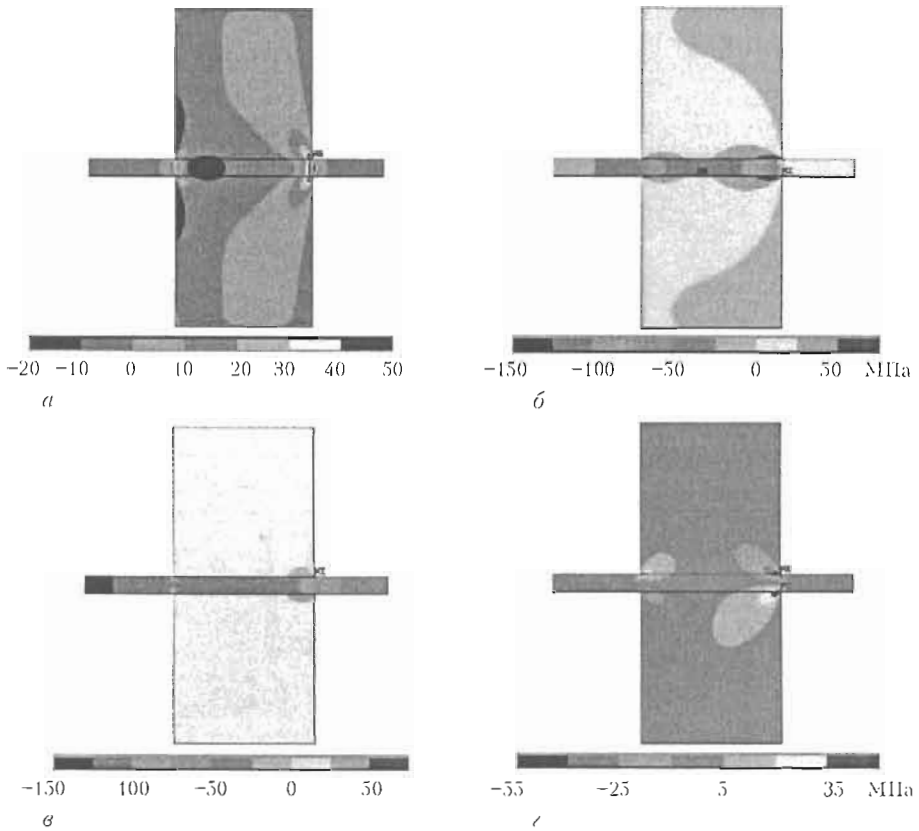


Рис. 3. Поля осевых (*а*), радиальных (*б*), окружных (*в*) и касательных (*г*) напряжений для модели 2

применением методов математического моделирования напряженно-деформированного состояния, разработка технологической оснастки.

Для определения возможности увеличения толщины фланца нами было проведено компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния узла методом конечных элементов.

Моделирование осуществлялось с учетом симметрии конструкции (рис. 2) и зависимости свойств материалов от температуры.

При выборе граничных условий и нагрузок на первом этапе исходили из самых неблагоприятных условий: температура охлаждения 1000 °С, расчет проводился без учета деформаций мгновенной пластичности ковара. Упругая осесимметричная задача решалась для четырех моделей (таблица).

Анализ полученного решения показал, что точки максимальных напряжений сосредоточены на внутренней и внешней боковых поверхностях керамических колец в районе стыков (рис. 3). Наиболее опасными с точки зрения разрушения узла при остывании после пайки являются максимальные растягивающие напряжения, сосредоточенные на внешней боковой поверхности керамических колец (рис. 4). Анализ эпюр основных и главных напряжений по сечению 1–1 показал, что при увеличении толщины коварового фланца с 0,3 до 1,2 мм наблюдается рост максимальных напряжений (рис. 5, 6). Так, главные напряжения σ_1 вырастают на 45–55 % и при толщине фланца 0,6 мм превышают предел прочности керамики на растяжение. С точки зрения общей жесткости конструкции целесообразно увеличить толщину токоподводов, однако при этом главные растягивающие напряжения возрастают и при толщине 1,2 мм они превышают предел прочности керамики на 45 %.

Исследуемые варианты моделей

Вариант	h, мм	P, МПа
1	0,3	0
2	0,8	0
3	1,2	0
4	0,8	10

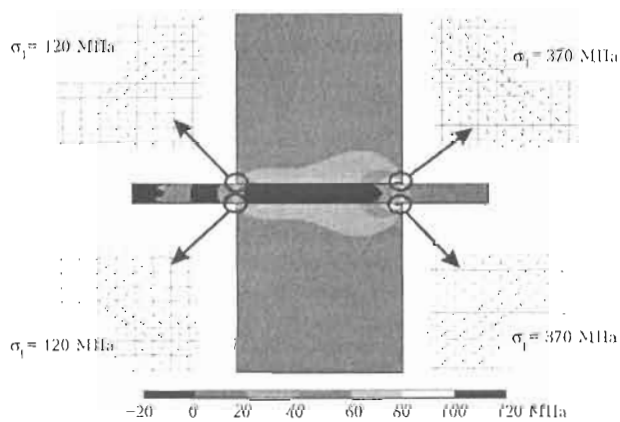


Рис. 4. Поле главных напряжений для модели 2

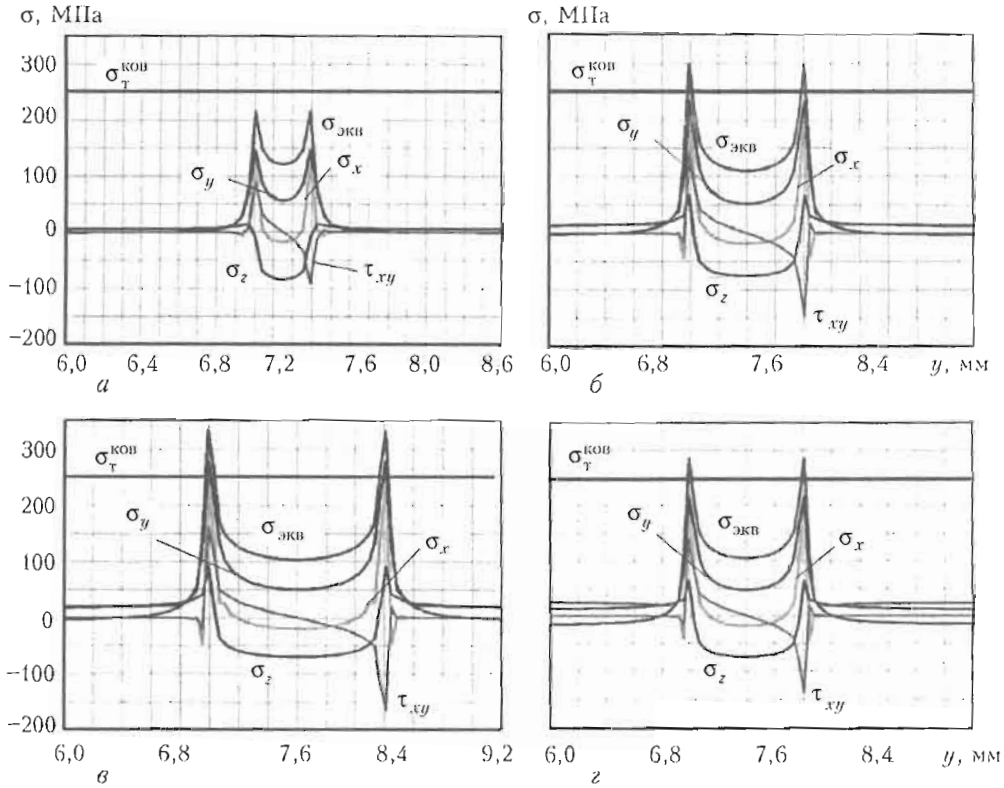


Рис. 5. Эпюры основных напряжений по сечению 1–1 для моделей 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*) и 4 (*г*)

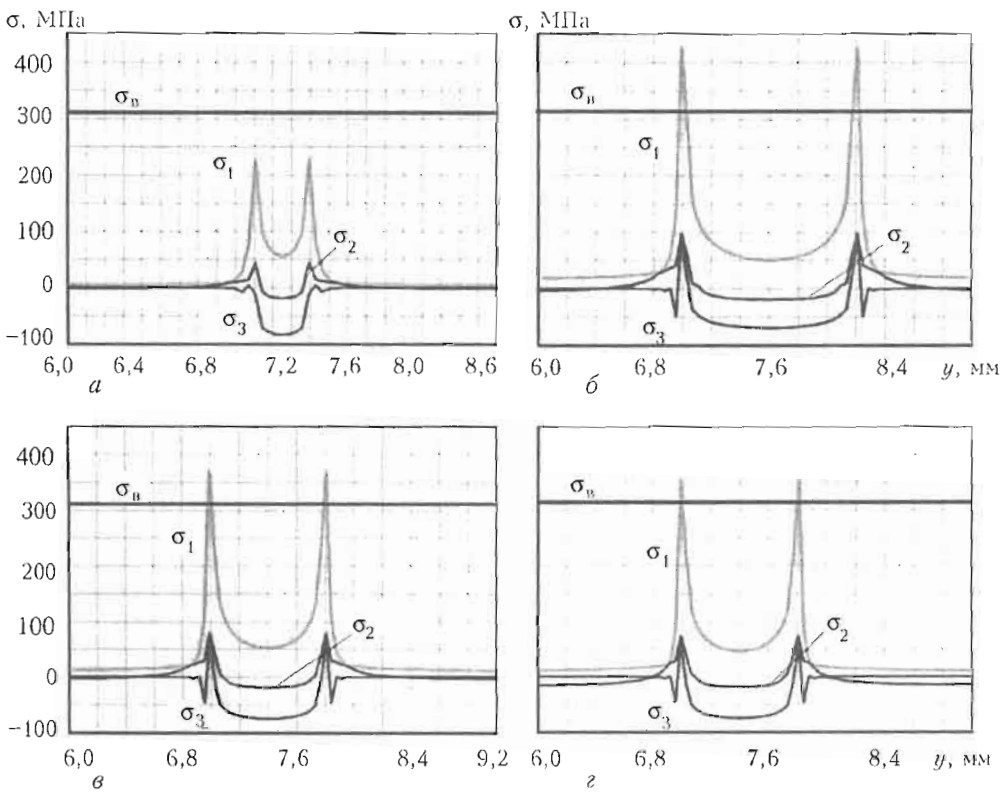


Рис. 6. Эпюры главных напряжений по сечению 1–1 для моделей 1 (*а*), 2 (*б*), 3 (*в*) и 4 (*г*)

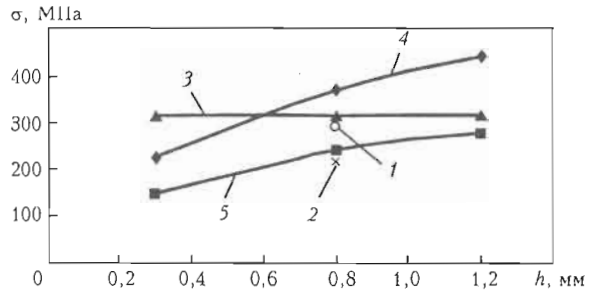


Рис. 7. Зависимость максимальных напряжений от толщины фланца: *1* — σ_1 с учетом предела текучести ковара; *2* — σ_r с учетом предела текучести ковара; *3* — предел прочности на изгиб керамики; *4* — σ_1; *5* — σ_r

Рис. 9. Общий вид паяных гермовводов

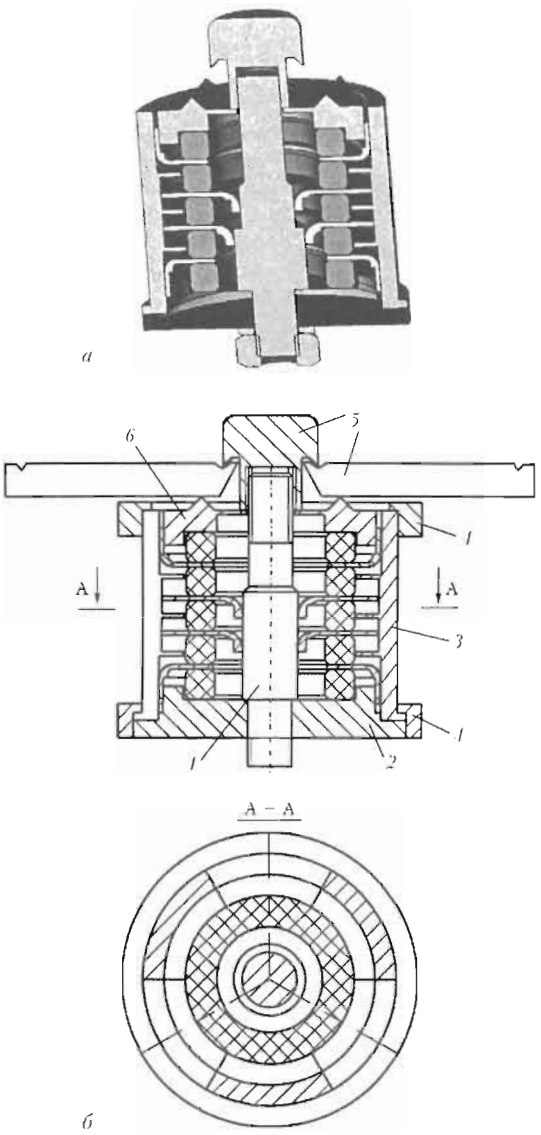


Рис. 8. Общий вид (*а*) и разрез по диаметральной плоскости (*б*) технологической оснастки для пайки металлокерамических гермовводов: *1* — ось; *2* — нижнее основание; *3* — центрирующий сегмент; *4* — кольцо стопорное; *5* — нагружающий механизм; *6* — верхнее основание

Исходя из условия уменьшения максимальных напряжений и сохранения жесткости конструкции была выбрана толщина коварового фланца 0,8 мм. При такой толщине фланца главные растягивающие напряжения незначительно превышают предел прочности керамики, однако выполненные расчеты проводились без учета деформаций мгновенной пластичности. Исходя из того, что уровень эквивалентных напряжений превышает предел текучести ковара, на втором этапе был выполнен расчет конструкции с учетом деформаций мгновенной пластичности. Анализ данных моделирования показал, что при толщине фланца 0,8 мм главные напряжения снижаются на 20–25 % и не превышают предела прочности керамики на изгиб (рис. 7).

Поскольку технологический процесс диффузионной сварки или пайки гермовводов требует приложения сжимающей нагрузки, было произведено моделирование напряженно-деформированного состояния узла с толщиной ковара 0,8 мм и нагрузкой 10 МПа. Расчеты показали, что при приложении нагрузки 10 МПа происходит снижение осевых и главных напряжений на 5 %.

Для обеспечения осесимметричности и плоскопараллельности всех деталей гермоввода во время пайки была разработана технологическая оснастка с возможностью приложения давления (рис. 8). Изготовление гермоввода показало, что разработанная технология обеспечивает получение качественных изделий (рис. 9), а их испытание подтвердило, что предложенная конструкция гарантирует стабильность работы в реальных условиях.

Выводы

1. Применение активной контактно-реактивной пайки намного целесообразнее, поскольку при диффузионной сварке сложно обеспечить равномерное давление сжатия по всем соединяемым поверхностям, а многоступенчатая пайка — процесс трудоемкий и сложный.

2. Увеличение толщины фланца с 0,3 до 1,2 мм приводит к повышению уровня максимальных главных напряжений с 225 до 440 МПа.

3. С учетом технологических требований и влияния толщины фланца на уровень максимальных напряжений оптимальная толщина коваровых фланцев — 0,8 мм.

4. Разработанная технологическая оснастка для пайки обеспечивает центровку и плоскопараллельность всех деталей узла во время пайки.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ВТУЛОК ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, Г. В. ЕРМОЛАЕВ, Ан. В. ЛАБАРТКАВА,
Нац. ун-т кораблестроения им. адм. Макарова, Николаев, Украина

С целью установления особенностей напряженно-деформированного состояния двухслойных втулок из твердого сплава (наружный слой) и стали (внутренний слой), полученных диффузионной сваркой и пайкой давлением, проведены исследования методом компьютерного моделирования с использованием программного комплекса ANSYS. Анализ полей напряжений и деформаций во втулке с разным соотношением толщин слоев показал, что при охлаждении узла образуется довольно сложное объемное напряженное состояние с достаточно большими напряжениями на отдельных участках, которые в непосредственной близости от торцевой поверхности заметно увеличиваются и наибольших значений достигают на торцевой поверхности внешнего слоя, особенно при одинаковой толщине соединяемых слоев, поэтому при выборе соотношения толщин следует по возможности уменьшать толщину одного из слоев и увеличивать толщину другого.

Постановка проблемы. Развитие современного машиностроения, приборостроения и других отраслей промышленности, где используются узлы и детали, работающие в экстремальных условиях, требует применения новых конструкционных материалов и соединений разнородных материалов. В основном это трудно свариваемые материалы с существенно отличающимися физико-механическими свойствами. Соединение этих материалов возможно с применением пайки и сварки давлением. Но проблема изготовления деталей заключается не только в получении качественного соединения, но и в сохранении целостности сварного узла после остывания при возникновении значительных собственных напряжений.

В настоящее время в литературе отсутствуют сведения и рекомендации по конструированию таких узлов вследствие малой изученности их напряженно-деформированного состояния при нагреве и охлаждении. Имеющиеся упругие решения могут использоваться только для приближенной оценки, т. к. не дают полной картины напряженного состояния, особенно вблизи торцевых поверхностей, и не учитывают пластические деформации, возникающие при изменении температуры в большом диапазоне; более точные решения получены только для стыковых соединений цилиндрических деталей в процессе диффузионной сварки. Поэтому целью данной работы является установление особенностей напряженно-деформированного состояния двухслойных втулок из разнородных материалов, выполненных диффузионной сваркой и пайкой давлением.

Методика исследования. Исследования выполняли методом компьютерного моделирования с использованием программного комплекса ANSYS. На данном этапе работы учитывались только деформации мгновенной пластичности. В качестве условия появления пластических деформаций принято условие Мизеса $\sigma'_{экв} = \sigma_т$, где $\sigma_т$ — предел текучести; $\sigma'_{экв}$ — эквивалентные (приведенные) напряжения.

Вследствие симметрии втулки относительно середины ее высоты при моделировании рассматривалась ее нижняя половина с соответствующим закреплением узлов по горизонтальной оси. Исследованные типы узлов и сечения их моделей показаны на рис. 1.

В первой модели с прямолинейной образующей внешней цилиндрической поверхности (рис. 1, *б*) рассматривали три варианта сочетания толщин слоев $b_1 + b_2 = 5 + 15$, $10 + 10$ и $15 + 5$ мм, для второй модели (рис. 1, *г*) — только вариант одинаковой толщины внутренней цилиндрической и фигурной наружной втулки минимальной толщины ($b_1 = b_2 = 10$ мм). Высота h и внутренний радиус r при этом во всех вариантах оставались неизменными, равными 110 и 50 мм соответственно.

Свойства материала внутреннего слоя (низкоуглеродистая сталь) приняты следующими: модуль упругости $E_1 = 2 \cdot 10^5$ МПа, коэффициент линейного термического расширения $\alpha_1 = 12 \cdot 10^{-6}$ 1/град, предел текучести $\sigma_т = 200$ МПа; для материала внешнего слоя (твердый сплав) $E_2 = 4 \cdot 10^5$ МПа, $\alpha_2 = 4 \cdot 10^{-6}$ 1/град, он предполагался деформируемым только по упругому механизму.

В качестве нагружения рассматривалось охлаждение от 600 °С. При более высокой температуре сталь практически полностью теряет свои упругие свойства (рис. 2), деформируется пластически, кроме того образовавшиеся напряжения быстро релаксируют, поэтому при достаточно медленном охлаждении напряжения остаются близкими к нулю. В диапазоне температур 0–600 °С все свой-

© В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, Г. В. ЕРМОЛАЕВ, Ан. В. ЛАБАРТКАВА, 2009

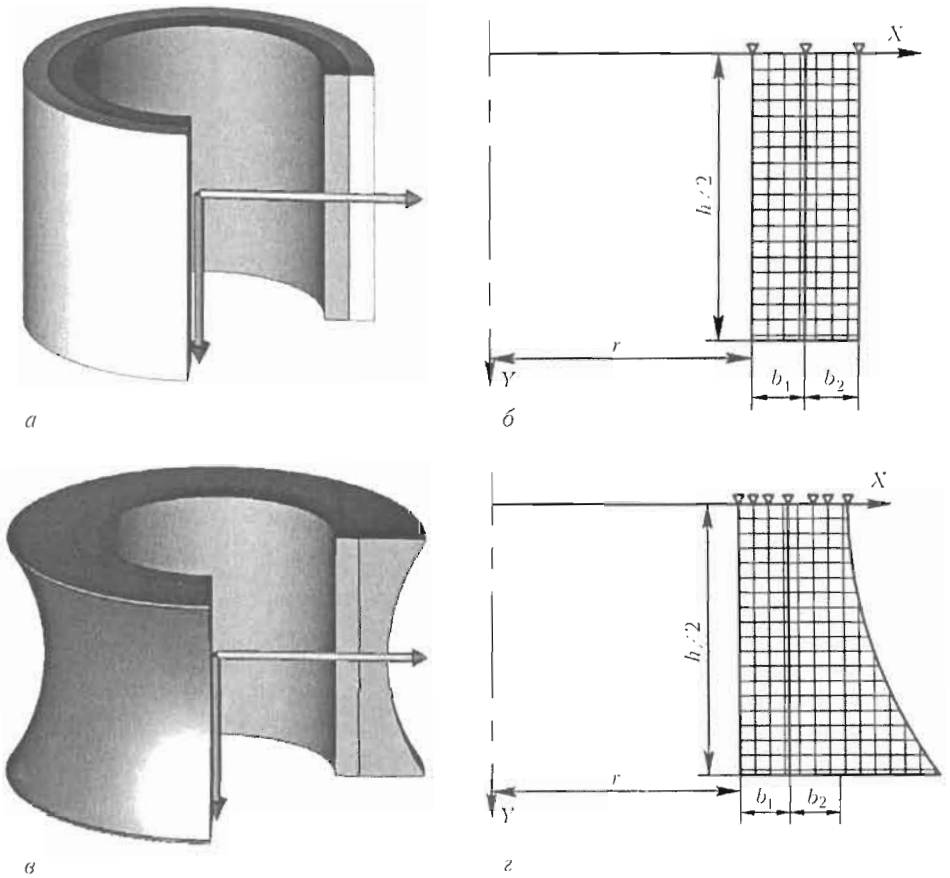


Рис. 1. Общий вид узлов (*а*, *в*) и сечения их моделей (*б*, *г*)

ства принимались постоянными, близкими к таковым при нормальной температуре. Такое допущение вносит некоторую погрешность в расчет в сторону завышения расчетных напряжений.

Модуль упрочнения при пластическом деформировании принят равным нулю, что с учетом интенсивного протекания процессов релаксации и ползучести в стали при высокой температуре близко к действительности.

Анализ полей напряжений и деформаций во втулке с одинаковой толщиной слоев (рис. 3) показал, что при охлаждении узла создается довольно сложное объемное напряженное состояние с достаточно большими напряжениями на отдельных участках. Вместе с тем на большей части сечения втулки радиальные напряжения σ_x (рис. 3, *а*) в обоих слоях малы и не превышают 45 МПа. В непосредственной близости от торцевой поверхности (на расстоянии, меньшем толщины слоя) они заметно увеличиваются, особенно во внешнем слое из более жесткого материала, и наибольших значений (1030 МПа) достигают на торцевой поверхности внешнего слоя в непосредственной близости от стыка слоев. Эти напряжения при охлаждении — растягивающие, поэтому опасны для материала наружного слоя. Осевые напряжения σ_y (рис. 3, *б*) распределены по всему сечению, во внутреннем слое преобладают растягивающие напряжения (до 300 МПа), во внешнем сжимающие (до −600 МПа), при этом величина их в обоих слоях уменьшается по мере удаления от стыка и приближения к торцам. Окружные напряжения σ_z (рис. 3, *в*) также растягивающие (200–300 МПа) во внутреннем слое и сжимающие (от 200 до 890 МПа) во внешнем. Очевидно, что эти напряжения не опасны для материала наружного слоя, обладающего большой прочностью при сжатии. Касательные напряжения τ_{xy} (рис. 3, *д*) на большей части сечения малы (в пределах 30–60 МПа). Максимальной величины (до 260 МПа) они достигают в материале наружного слоя по стыку вблизи торцевой поверхности.

Наибольший интерес с точки зрения оценки вероятности разрушения хрупкого материала наружного слоя представляют главные максимальные напряжения σ_1 (рис. 3, *г*). На большей части сечения внутреннего слоя они не превышают 250 МПа, уве-

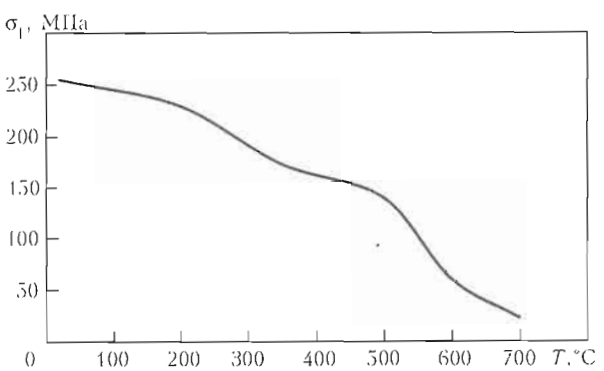


Рис. 2. Температурная зависимость предела текучести стали 15

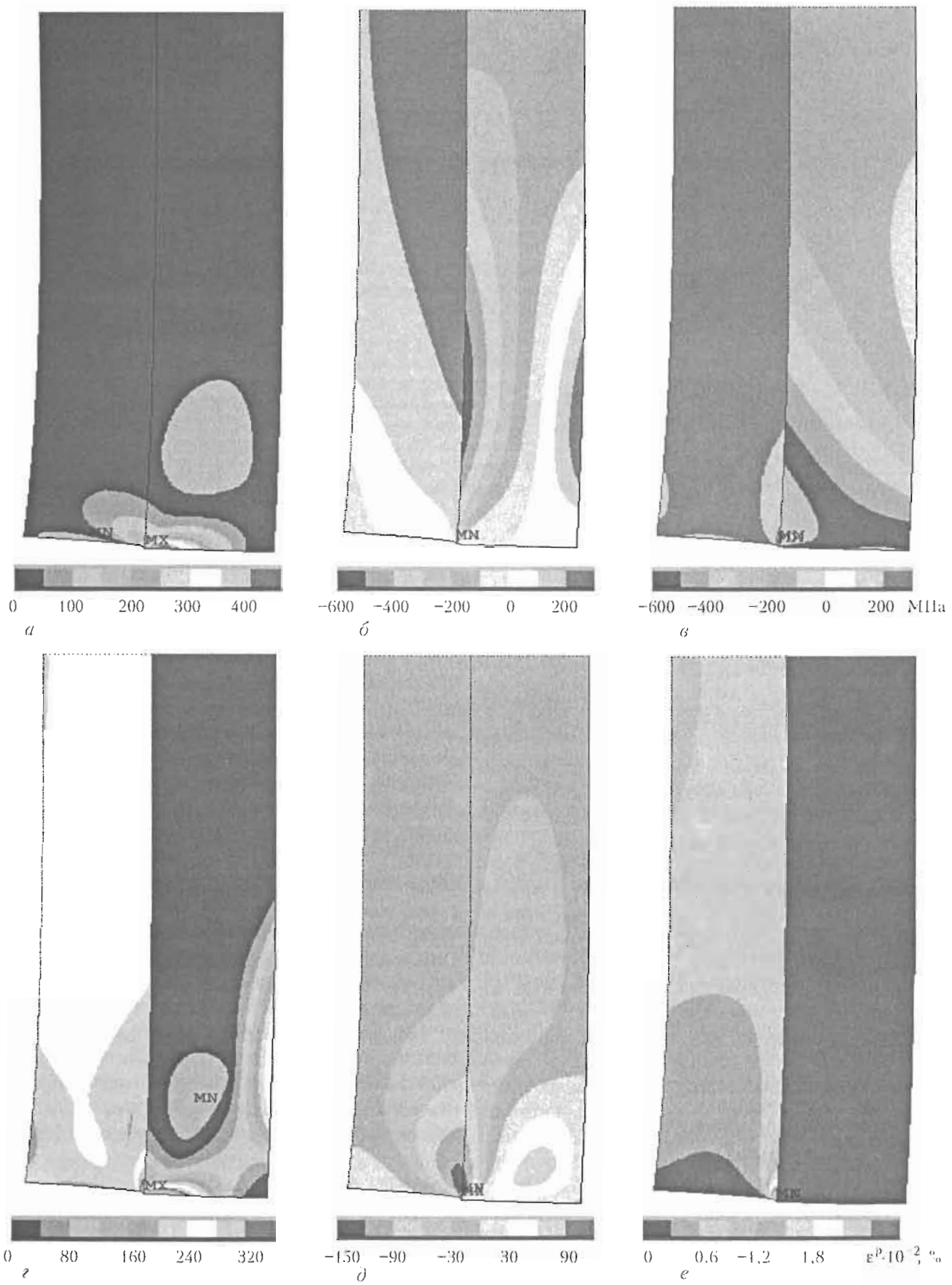


Рис. 3. Поле радиальных σ_x (*а*), осевых σ_y (*б*), окружных σ_z (*в*), максимальных главных σ_1 (*г*), касательных τ_{xy} (*д*) напряжений и пластических деформаций (*е*)

личиваясь до 300 МПа на небольшом участке стыка вблизи торцевой поверхности. Во внешнем слое они отличны от нуля только на части сечения, прилегающей к торцевой и внешней поверхности. Максимального значения (1050 МПа) эти напряжения достигают на торцевой поверхности вблизи стыка (поверхности раздела материалов), что подтверждает опасность образования трещин в этой зоне.

Эквивалентные напряжения, характеризующие поведение пластичного материала внутреннего

слоя, распределены в нем достаточно равномерно, оставаясь на большей его части на уровне 200–210 МПа, т. е. во внутреннем слое втулки эквивалентные напряжения достаточны для пластического деформирования материала. Поле эквивалентных пластических деформаций (рис. 3, *е*) подтверждает их наличие практически по всему сечению на уровне от 0,33 до 1 % с резким увеличением до 10 % в стыке вблизи торцевой поверхности. Величина осевых составляющих пластических деформаций не превышает 10 %, что не опасно для достаточно пластичного материала.

Таким образом, анализ полей напряжений показал, что наиболее опасной с точки зрения образования трещин является зона на торцевой поверхности вблизи стыка (поверхности раздела слоев). На эпюрах напряжений σ_1 вдоль торцевой поверхности (рис. 4) хорошо видно резкое возрастание максимальных главных напряжений в этой зоне. Во внешнем слое, материал которого не способен деформироваться пластически, как уже отмечалось, уровень максимальных растягивающих напряжений σ_1 достигает 1030 МПа, т. е. вероятность образования трещины для материалов с пределом прочности до 1050 МПа достаточно велика. Для более прочных материалов получение узла без трещин принципиально возможно.

Сравнение полей напряжений и эпюр для втулок с разным соотношением толщин слоев (см. рис. 4) показал, что при уменьшении толщины внутреннего слоя (из менее прочного и достаточно пластичного материала) до 5 мм и соответствующем увеличении толщины наружного (из твердого сплава) уровень растягивающих напряжений в твердом сплаве снижается до 900 МПа. При обратном изменении соотношения толщин максимальные растягивающие напряжения также снижаются до 860 МПа.

Таким образом, наиболее неблагоприятным является равенство толщин и при выборе соотношения толщин соединяемых слоев следует по возможности уменьшать толщину одного слоя и увеличивать толщину другого.

Сравнение полей напряжений во втулках с прямолинейной (первая модель, см. рис. 1, *б*) и криволинейной (вторая модель, см. рис. 1, *г*) формой образующей внешней поверхности показал, что при

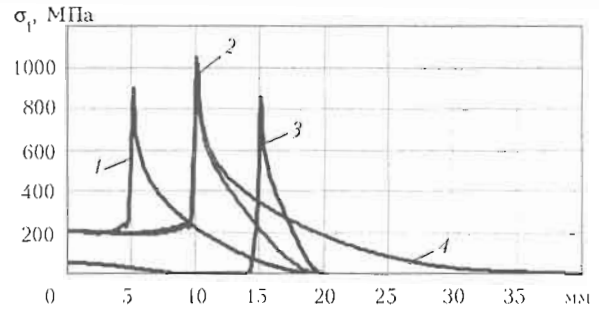


Рис. 4. Эпюры максимальных главных напряжений σ_1 вдоль торцевой поверхности в первой модели в двухслойных втулках при соотношении толщин слоев 5 + 15 (*1*), 10 + 10 (*2*) и 15 + 5 (*3*) мм и во второй модели (*4*)

одинаковых свойствах материалов слоев и равных толщинах в средней части (посредине высоты) втулки уровень напряжений в опасной зоне отличается незначительно, в пределах 5–10 % (см. рис. 4, кривые *2* и *4*), т. е. основным фактором, определяющим с точки зрения напряженно-деформированного состояния, помимо термомеханических свойств является соотношение толщин слоев.

В работе учитывались только деформации мгновенной пластичности. Очевидно, что при достаточно медленном охлаждении за счет процессов релаксации и ползучести величина пластических деформаций во внутреннем слое увеличится, а уровень напряжений будет снижаться в обоих слоях, благодаря чему опасность хрупкого разрушения снизится.

Выводы

1. После охлаждения двухслойной втулки из стали и твердого сплава вероятность образования трещины в сплаве с пределом прочности до 1050 МПа достаточно велика. Для более прочных материалов получение узла без трещин диффузионной сваркой и пайкой принципиально возможно.

2. При выборе соотношения толщин соединяемых слоев следует по возможности избегать одинаковых толщин, уменьшать толщину одного слоя за счет увеличения толщины другого.

3. Форма внешней поверхности втулки мало влияет на характер распределения и величину напряжений.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ СЛИТКОВ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ТИПА ИНКОНЕЛЬ

Т. В. КОРОЛЕВА
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

В ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ разработан метод электрошлаковой наплавки с токоведущим кристаллизатором и жидким присадочным материалом, при котором укрупнение слитка производится путем последовательной наплавки на его поверхность достаточно тонких слоев, обеспечивающих необходимые параметры кристаллизации при умеренных затратах средств и времени. В работе представлен метод математического моделирования данного процесса, с помощью которого можно получить необходимую для практической реализации информацию, значительно сократив затраты на проведение натурных экспериментов.

Одной из проблем современной энергетики при изготовлении низких ступеней газовых турбин является получение соответствующих заготовок дисков большого диаметра. Для деталей такого назначения используются высоколегированные никелевые сплавы (типа Инконель) с содержанием целого ряда легирующих элементов, которые при кристаллизации слитка способствуют образованию ликвационных зон, поэтому наличие последних существенно ограничивает возможность получения заготовок для производства дисков большого диаметра с помощью осадки слитка. Кроме того опыт показывает, что при получении слитков диаметром D_c более 500 мм традиционными методами — вакуумно-дуговым (ВДП) или электрошлаковым (ЭШП) переплавом — невозможно достичь нужного качества металла, которое позволит осадить слиток до заготовки диаметром $D_з = nD_c$, где $n > 3$, т. к. диски при эксплуатации подвергаются большим нагрузкам и должны иметь мелкозернистую структуру после деформации.

В этой связи в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ разработан метод электрошлаковой наплавки (ЭШН) жидким присадочным материалом с применением токоведущего кристаллизатора (рис. 1), в котором производится укрупнение слитка путем последовательной наплавки на его поверхность достаточно тонких слоев, обеспечивающих необходимые параметры кристаллизации при умеренных затратах средств и времени. Естественно, важен выбор рациональных параметров процесса: толщины наплавляемого i-го слоя (H_i), вертикальной скорости процесса для каждого слоя (v_i), высоты шлаковой ванны $h_ш$, размеров токоведущего кристаллизатора и соответствующих энергетических параметров от источника питания (напряжения U и тока I), которые изменяются по времени. Получение таких данных чисто экспериментальным путем требует больших затрат особенно с учетом стоимости материала и электрической энергии.

© Т. В. КОРОЛЕВА, 2009

С этих позиций заслуживает внимание применение метода математического моделирования процесса ЭШН (см. рис. 1), с помощью которого можно получить необходимую для практической реализации информацию. В ИЭС им. Е. О. Патона в этом направлении имеется достаточно большой опыт, накопленный еще 15–20 лет тому назад [1–4 и др.].

За прошедшие годы развитие вычислительной техники только существенно расширило возможности математического моделирования, поэтому авторы статьи использовали методы [1–4] для получения основной информации о рациональных пара-

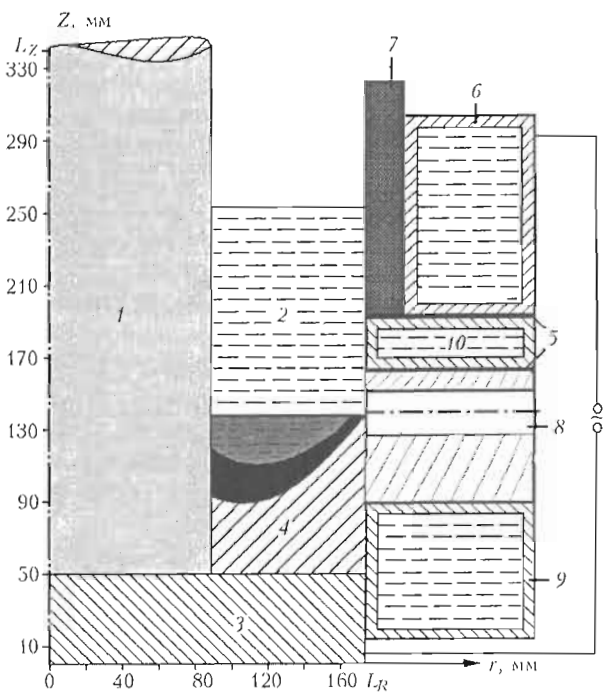


Рис. 1. Общая схема электрошлаковой наплавки: *1* — металлическая заготовка, подвергаемая наплавке; *2* — ванна жидкого шлака; *3* — затравка; *4* — наплавленный слой; *5* — изолятор; *6* — токоподводящая секция кристаллизатора; *7* — графитовая футеровка; *8* — канал датчика уровня металлической ванны; *9*, *10* — водоохлаждаемые секции кристаллизатора

метрах рассматриваемого процесса производства слитков большого диаметра из сплавов типа Инконель.

Математическая модель процесса. Математическая модель процесса состоит из нескольких задач, математическая формулировка которых соответствует характерным физическим явлениям, связанным друг с другом [3]:

- определение поля электрического потенциала в жидкой шлаковой ванне и соответствующего тепловыделения;
- расчет температурного поля в шлаковой и металлической ваннах с учетом порционного поступления жидкого присадочного металла;
- определение параметров двухфазной зоны, на основе которых можно по Балантайну [5, 6] оценить степень неблагоприятного проявления ликвационных процессов в слитке.

Электрический потенциал и тепловыделение в шлаковой ванне. Распределение электрического потенциала $P(r, z, t)$ в шлаковой ванне определяли при допущении осевой симметрии области решения и при заданной величине разности потенциалов между внутренней поверхностью графитовой футеровки *7* и металлической ванной *4*, а также наплавляемой поверхностью заготовки *1* (см. рис. 1), при этом величина потенциала на поверхностях *1* и *4* равнялась 0, а распределение электрического потенциала в шлаковой ванне определяли в результате решения дифференциального уравнения

$$\frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{r}{\rho(T)}\frac{\partial P}{\partial r}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(\frac{r}{\rho(T)}\frac{\partial P}{\partial z}\right)=0 \qquad (1)$$

при следующих граничных условиях:

$\frac{\partial P}{\partial z}=0$ на поверхности шлаковой ванны; (2)

$P=0$ на границе с металлической ванной, а также на границе с металлической заготовкой; (3)

$P=V_0$ на графитовой футеровке *7*; (4)

$\frac{\partial P}{\partial z}=0$, на внутренней поверхности секции которая шунтирует потенциал в этой зоне; (5)

Здесь $\rho(T, t)$ — удельное электрическое сопротивление шлака, зависящее от температуры $T(r, z, t)$ в точке (r, z) в момент времени t. Проводимость шлака $1/\rho(T, t)$ зависит от химического состава шлака и изменяется в зависимости от температуры. В расчетах использованы данные для флюса АНФ-6 (табл. 1).

Таблица 1. Температурная зависимость проводимости шлака $1/\rho$

Температура, °С	1590	1640	1675	1712	1750
Проводимость, 1/(Ом·см)	2,08	2,30	2,46	2,64	2,88

На рис. 2 представлены результаты расчета распределения потенциала $P(r, z)$ в шлаковой ванне при разности потенциалов 29 В между внутренней поверхностью графитовой футеровки *7* и поверхностями *1*, *4* (см. рис. 1) для случая наплавки слоя толщиной 85 мм на заготовку диаметром 180 мм. Значения тока I определяются расчетным путем и для данного случая I = 7000 А.

Тепловыделение в шлаковой ванне для точки (r, z) в момент времени t определяется по формуле

$$W(r, z, t)=\frac{1}{\rho(T)}\left[\left(\frac{\partial U}{\partial z}\right)^2+\left(\frac{\partial U}{\partial r}\right)^2\right],\ U=Pk. \qquad (7)$$

На рис. 3 приведено типичное распределение функции $W(r, z, t)$, соответствующее полю потенциала, показанному на рис. 2, при температуре шлака 1600 °С в момент его заливки. Видно, что основное количество тепла концентрируется в зоне токоведущей секции кристаллизатора, обеспечивая формирование поверхности слитка.

Определение температурных полей. Температурное поле $T(r, z, t)$ для области заготовки, шлака и наплавленного слоя определяется в результате решения дифференциального уравнения

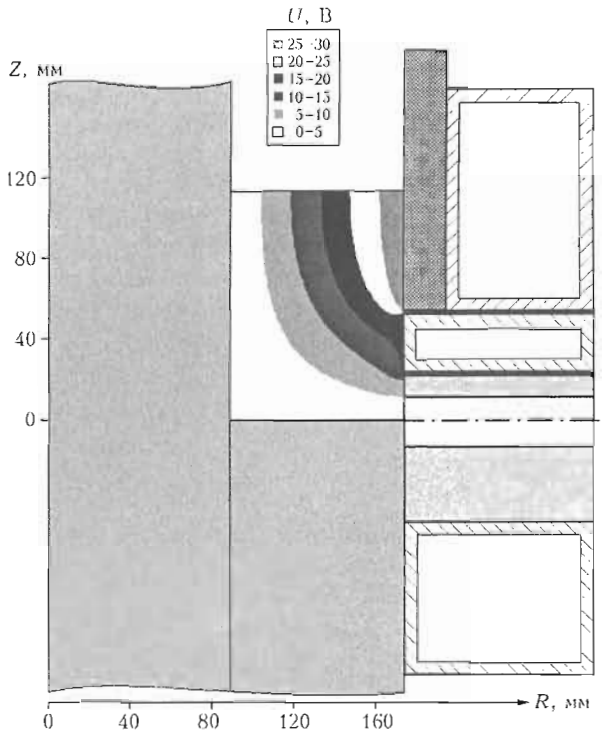


Рис. 2. Распределение потенциала $U(r, z)$ в области шлаковой ванны

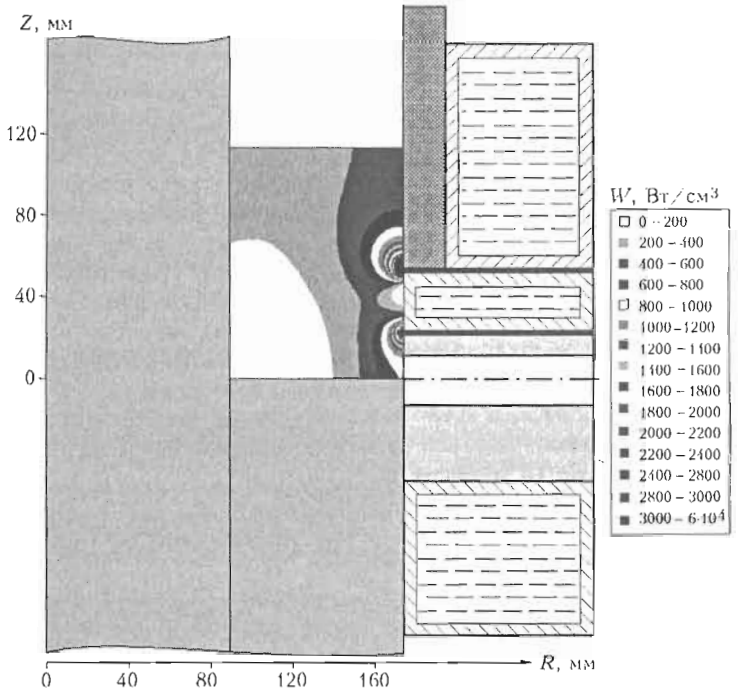


Рис. 3. Тепловыделение $W(r, z, t)$ в области шлаковой ванны

$$\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right)+\frac{\partial}{\partial z}\left(r\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right)+\frac{r}{\rho(T)}\left[\left(\frac{\partial P}{\partial z}\right)^2+\left(\frac{\partial P}{\partial z}\right)^2\right]= = rc\gamma\frac{\partial T}{\partial t} \qquad (8)$$

при следующих условиях:

$$T = T(r, z) \text{ при } t = 0; \qquad (9)$$

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0 \text{ для } r = 0; \qquad (10)$$

$$\lambda\frac{\partial T}{\partial z} = \alpha_1 (T - T_{ср}) \text{ для } z = 0,\ z = L_Z; \qquad (11)$$

$$-\lambda\frac{\partial T}{\partial z} = \left\{\alpha_{возд} + \left[\left(\overline{T}_ш + \overline{T}_{ср}\right)\left(\overline{T}_ш^2 + \overline{T}_{ср}^2\right)\right]A\right\}\left(T - T_{ср}\right) \text{ для } z = L_ш, \qquad (12)$$

т. е. для поверхности шлаковой ванны;

$$-\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\bigg|_{r=L_R} = \left\{\alpha_{возд} + \left[\left(\overline{T}_с + \overline{T}_{ср}\right)\left(\overline{T}_с^2 + \overline{T}_{ср}^2\right)\right]A\right\}\left(T - T_{ср}\right) \qquad (13)$$

для свободной поверхности слитка ниже кристаллизатора;

$$-\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\bigg|_{r=L_R} = \frac{\alpha_в}{1 + \frac{\alpha_в\delta_{ст}}{\lambda_{ст}} + \frac{\alpha_в\delta_{гр}}{\lambda_{гр}}}\left(T - T_в\right) \qquad (14)$$

для токоподводящей части кристаллизатора;

$$-\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\bigg|_{r=L_R} = \frac{\alpha_в}{1 + \frac{\alpha_в\delta_{ст}}{\lambda_{ст}}}\left(T - T_в\right) \qquad (15)$$

для формирующей части кристаллизатора.

Здесь $\lambda(T)$ — коэффициент теплопроводности материала в точке (r, z); $c\gamma(T)$ — объемная теплоемкость материала в точке (r, z); α_1 — коэффициент теплообмена между затравкой и воздухом с температурой $T_{ср}$; $\alpha_в$ — коэффициент теплообмена между поверхностью слитка и водоохлаждающей секцией кристаллизатора с температурой $T_в$; $\alpha_{возд}$ — коэффициент теплообмена с окружающим воздухом с температурой $T_{ср}$; $\overline{T}_ш = T_ш + 273$ — температура поверхности шлака по Кельвину; $\overline{T}_с = T_с + 273$ — температура свободной поверхности слитка ниже кристаллизатора по Кельвину; $\overline{T}_{ср} = T_{ср} + 273$ — температура окружающей среды по Кельвину; $A = \varepsilon\cdot 5{,}74\cdot 10^{-3}$ Дж/(см^2·с·град^4), где $\varepsilon = 0{,}8$ — степень черноты поверхности; $\lambda_{ст}$ и $\delta_{ст}$ — коэффициент теплопроводности и толщина стенки кристаллизатора; $\lambda_{гр}$ и $\delta_{гр}$ — коэффициент теплопроводности и толщина графитовой футеровки.

В расчетах использованы данные для сплава типа Инконель (табл. 2).

Кроме того были использованы следующие теплофизические данные: $T_L = 1425$ °С; $T_S = 1345$ °С; в интервале $T_L > T > T_S$ $c\gamma = 6{,}70 + q_{ск}/(T_L - T_S)$, где $q_{ск} = 1270$ Дж/см^3; при $T > T_L$ $\lambda = \lambda_{эф} = 0{,}83$ Вт/(см·°С); для жидкого шлака $\lambda_ш = 1{,}0$ Вт/(см·°С), $c\gamma_ш = 6{,}75$ Дж/(см^3·°С).

Типовые результаты численной реализации рассмотренной модели по разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона компьютерной программе приведены

Таблица 2. Теплофизические свойства материала слитка в зависимости от температуры

T, °C	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
λ, Вт/(см·°C)	0,11	0,12	0,14	0,15	0,17	0,19	0,20	0,22	0,24	0,25
$c\gamma$, Дж/(см^3·°C)	5,11	5,19	5,30	5,46	5,78	6,11	6,41	6,29	6,49	6,70

как для случая порционной наплавки на заготовку с использованием токоведущего кристаллизатора (рис. 4, *а*, *б*), так и для выплавки сплошного слитка (рис. 4, *в*) при скорости процесса 1 см/мин в обоих случаях. Видно, что при выплавке сплошного слитка образуется типичная для процесса ЭШП металлическая ванна, для которой характерна значительная глубина и довольно большая двухфазная зона, т. е. зона для $T_L > T > T_S$. При наплавке слоя на металлическую заготовку (см. рис. 4, *а*) даже в начале процесса при толщине около 80 мм размеры жидкометаллической ванны значительно меньше, что вполне естественно создает возможность для управления размерами двухфазной зоны. Понятно, что кристаллизация слитков — слишком сложный процесс, чтобы его можно было описать с помощью одного параметра.

Модельные параметры двухфазной зоны. Прослеживание развития температурных полей, полученных в результате численных расчетов (см. рис. 4), позволяет получить следующие характерные параметры для каждой точки в двухфазной зоне $[T_L - T_S]$ (рис. 5):

- время пребывания металла для точки (r, z) в двухфазной зоне — $\Delta t_{ДЗ}$;
- средний градиент температур $G = (G_L + G_S)/2$, где $G_L = \frac{\partial T}{\partial n} = \sqrt{\left(\frac{\partial T}{\partial r}\right)^2 + \left(\frac{\partial T}{\partial z}\right)^2}$ в момент, когда температура точки опустится до T_L; G_S — то же при достижении температуры T_S (рис. 6);
- параметр A по Балантайну и Митчеллу [6], определяемый в виде

$$A = \frac{G^2 \Delta t_{ДЗ}}{T_L - T_S}\ \text{°C·с/см}^2, \qquad (16)$$

низкое значение которого характеризует равноосный тип кристаллизации, а высокое указывает на наличие дендритной столбчатой структуры;

- расстояние между осями вторичных дендритов;
- максимальные размеры карбидов (NbC) l_c, образовавшихся при кристаллизации металлической ванны. При этом расстояния между осями вторичных дендритов по Баллантайну и Митчеллу [6] определяются формулой

$$h_2 \approx 20{,}2\ \Delta t_{ДЗ}^{0{,}28}\ \text{мкм}, \qquad (17)$$
$$l_c \approx 0{,}3 h_2 - 15\ \text{мкм}$$

(схема расположения первичных и вторичных дендритов показана на рис. 7).

Результаты расчета параметров двухфазной зоны. Примеры расчета указанных параметров для случая выплавки сплошных слитков диаметром

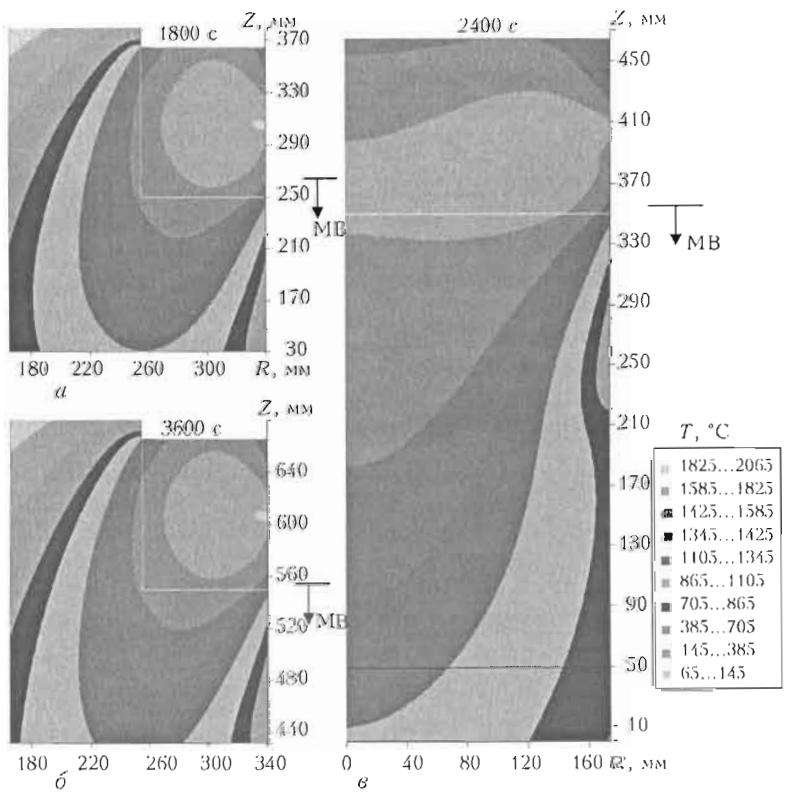


Рис. 4. Распределение температуры в слитке через 1800 (*а*) и 3800 (*б*) с при наплавке второго слоя и через 2400 с при выплавке сплошного слитка диаметром 350 мм (*в*); МВ — уровень металлической ванны

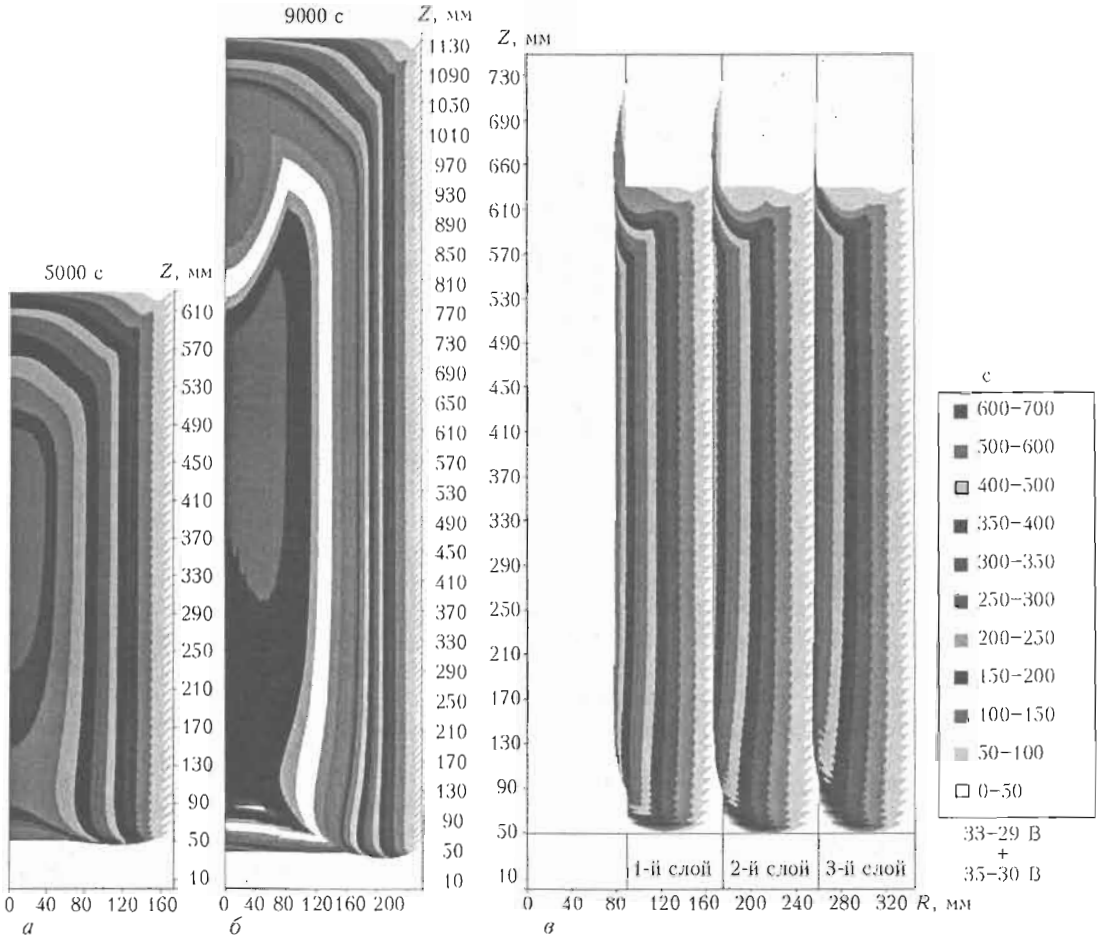


Рис. 5. Время пребывания металла в интервале температур $[T_L–T_S]$ для сплошного слитка диаметром 350 (*а*), 520 (*б*) мм после наплавки третьего слоя, а также распределение этого параметра для двух предыдущих слоев (*в*)

350–690 мм, а также для слитков, полученных с помощью укрупнения методом ЭШН, приведены на рис. 4–7 и в табл. 3.

Из этих данных хорошо видно, что параметры состояния металла в двухфазной зоне для однопроходного слитка ухудшаются с ростом его диаметра,

Таблица 3. Сравнение энергетических и качественных характеристик различных процессов в двухфазной зоне

Параметр	Диаметр сплошного слитка d, мм			Заготовка + первый слой, d = 350 мм		Заготовка + второй слой, d = 520 мм		Заготовка + третий слой, d = 690 мм	
	350	520	690						
	на оси			на линии сплавления	+10 мм	на линии сплавления	+10 мм	на линии сплавления	+10 мм
Время пребывания при $[T_L–T_S]$, с	790	1700	2200	710	490	590	430	440	340
Градиент температуры G, °С	19–20	11–12	9–10	38	33	50–52	32	56	38
Макс. размер карбидов l_c, мкм	23–24	33–34	36–37	22	19	21	18	18	16
Расстояние между осями вторичных дендридов h_2, мкм	130	162	174	127	114	120	110	112	103
Параметр A по Балантайну	4300	2500–2800	1800–2200	12000	6000	20000	5500	17000	6500
Мощность, кДж/мин	14700 (245 кВт)	30600 (510 кВт)	47400 (790 кВт)	12000 (200 кВт)		24000 (400 кВт)		36000 (600 кВт)	
Производительность процесса, г/мин	7650 (459 кг/ч)	16888 (1013 кг/ч)	29736 (1784 кг/ч)	5627 (338 кг/ч)		9237 (554 кг/ч)		12847 (771 кг/ч)	
*Производитедьность на 1 Дж эффективной энергии, г/Дж (кг/(кВт·ч))	0,53	0,55	0,63	0,47		0,38		0,35	

Примечание. Без учета затрат на получение жидкого металла и cos φ при скорости наплавки 10 мм/мин, $\Delta x = \Delta z = 1$ мм

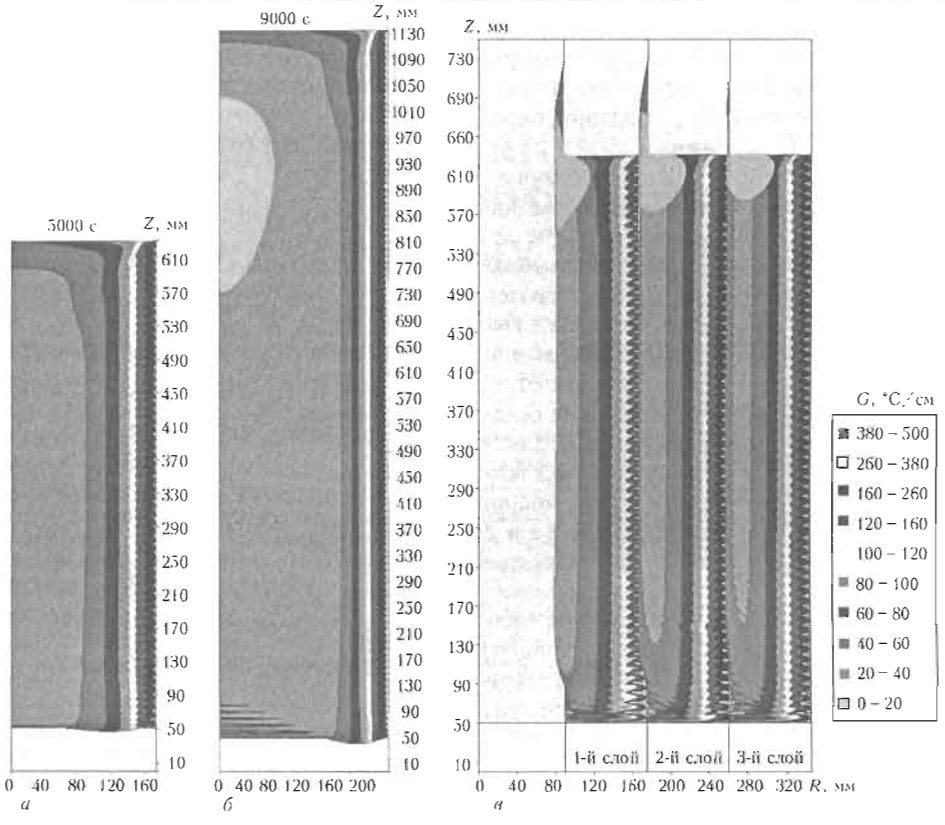


Рис. 6. Градиенты температур G в двухфазной зоне для слитка диаметром 350 (*а*), 520 (*б*) мм и после наплавки третьего слоя, а также распределение этого параметра для двух предыдущих слоев (*в*)

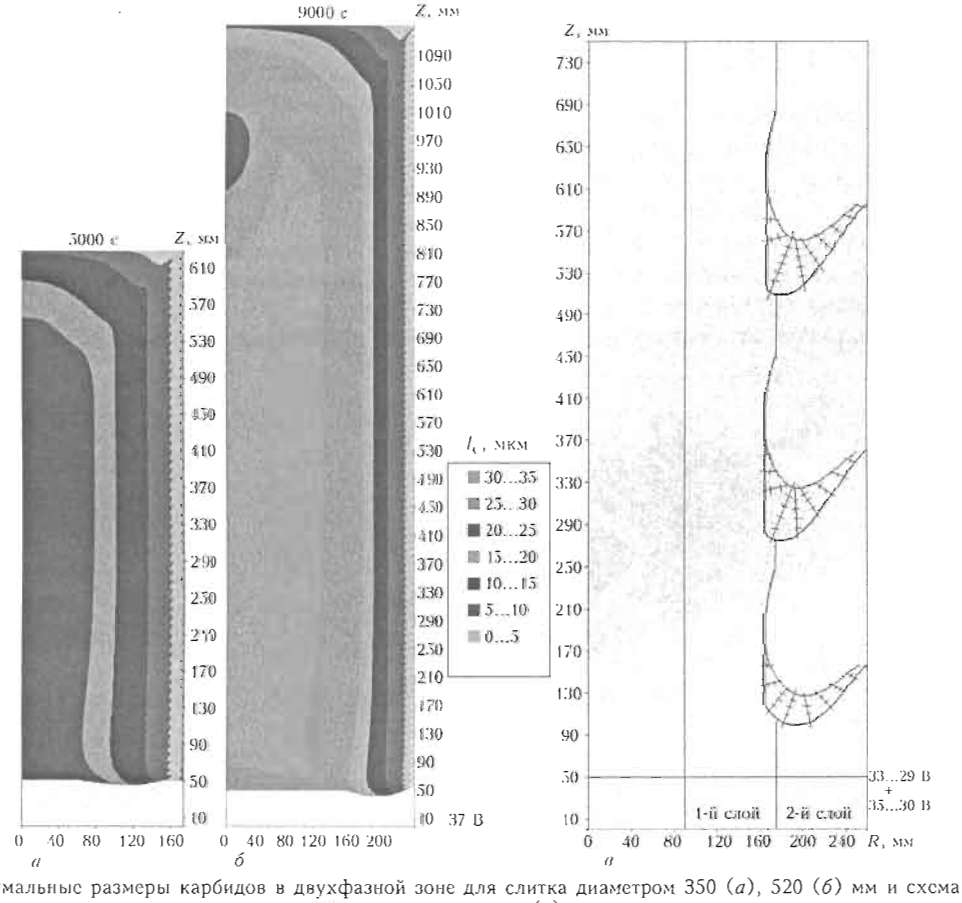


Рис. 7. Максимальные размеры карбидов в двухфазной зоне для слитка диаметром 350 (*а*), 520 (*б*) мм и схема расположения первичных и вторичных дендритов при кристаллизации второго слоя (*в*)

а именно: увеличивается время пребывания $\Delta t_{ДЗ}$, снижается градиент температур G, растут размеры карбидов l_c и расстояние между осями вторичных дендритов h_2, а также снижаются значения параметра A.

Сопоставление с этими данными аналогичных значений для слитков, полученных методом наращивания, показывает, что основные характеристики металла в двухфазной зоне для самой неблагоприятной стадии наплавки первого слоя являются более предпочтительными даже по сравнению с выплавкой сплошного слитка диаметром 350 мм, качество которого на практике считается вполне отвечающим техническим условиям на получение осадкой заготовок соответствующего диаметра. Естественно, что из полученного по рассматриваемой технологии ЭШН слитка диаметром 690 мм можно получить осадкой заготовку, по крайней мере в 2 раза большую по диаметру, при хорошем качестве металла.

Итак, предлагаемый метод ЭШН жидким присадочным материалом с применением токоведущего кристаллизатора для укрупнения слитков из высоколегированных сплавов, склонных к ликвации, позволяет получить заготовки большого диаметра, микроструктура первичной кристаллизации которых соответствует требованиям к последующей качественной осадке при степени деформации, используемой для однопроходных слитков малого диаметра.

1. *Тепловые* процессы при ЭШН / Б. И. Медовар и др. — Киев: Наук. думка, 1978. — 303 с.
2. *Математические* модели для систем автоматического управления процессом ЭШП полых слитков и крупногабаритных кузнечных слитков / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Л. В. Чекотило и др. // Математические модели в исследовании процессов спецметаллургии: Сб. — Киев: Наук. думка, 1976.
3. *Некоторые* результаты численных исследований и экспериментальной проверки математической модели выплавки полых слитков ЭШП / В. И. Махненко, Б. И. Медовар, Л. В. Чекотило, Ю. А. Скоснягин // Проблемы спец. электрометаллургии. — 1977. — Вып. 7.
4. *Кусков Ю. М., Ус В. И., Томиленко С. В. и др.* Исследование параметров электрошлаковой плавки в токоподводящем кристаллизаторе // Там же. — 1995. — № 3.
5. *Bertram L. A., Schusk P. R., Kempka S. N. et al.* The macroscale simulation of remelting processes // JOM. — 1998. — March. — P. 16–21.
6. *Nastac L., Sundarraj S. et al.* The stochastic modelling of solidification structures in alloy 718 remelted ingots // Ibid. — 1988. — March. — P. 30–35.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСНОВНЫХ ПАРАМЕТРОВ РОЛИКОВЫХ ПОЛЕЙ ЛИНИЙ СБОРКИ И СВАРКИ ТОНКОЛИСТОВЫХ ПОЛОТНИЩ

П. В. КОРОСТАШЕВСКИЙ[1], В. А. РОЯНОВ[2]
[1]ОАО «Головной специализированный конструкторско-технол. ин-т», Мариуполь, Украина
[2]Приазовский гос. техн. ун-т, Мариуполь, Украина

Для конструирования универсального оборудования сборочно-сварочного производства разработана методика выбора основных параметров роликовых полей, при которых обеспечивались бы нормальные условия перемещения полотнищ. При проведении исследований было установлено, что кромки тонколистовых полотнищ при транспортировке по роликам прогибаются в зависимости от вылета их консольных частей и расстояний между смежными рядами роликов, материала и толщины листов. Нормальный заход лобовой кромки на ролики зависит от величины ее прогибов в месте контакта с роликом, а также от диаметров роликов и их цапф. Для определения основных параметров таких роликовых полей (максимально допустимых шагов и расстояний между смежными рядами роликов при различных диаметрах роликов и их цапф) для транспортировки тонколистовых полотнищ и листов различных толщин и материалов разработаны расчетные и графические зависимости, позволяющие решать подобные задачи в вагоно-, судостроении и для рольгангов в листопрокатном производстве.

Одним из направлений развития современной науки и техники в вагоностроении является создание нового поколения высокопроизводительного оборудования сборочно-сварочного производства, обеспечивающего качественное изготовление подвижного состава железнодорожного транспорта, в том числе вагонов-цистерн.

Важнейшим элементом железнодорожного вагона-цистерны является котел, состоящий из обечайки и днищ. Обечайки котлов всех вагонов-цистерн, за исключением вагонов-цистерн для перевозки сжиженных газов, изготавливаются из тонколистовых 8–12 мм полотнищ. Этот способ является более производительным по сравнению с царговым вариантом, обеспечивает лучшее качество сварки, позволяет изготавливать котлы с пониженной металлоемкостью и применяется на ОАО «Азовмаш» более полувека. К 1980 г. в эксплуатацию была введена третья линия сборки и двухсторонней автоматической сварки тонколистовых полотнищ под слоем флюса на флюсовых подушках. Все линии были специализированы для сборки и сварки полотнищ определенных типоразмеров, обеспечивали высокую производительность и качество сварки в условиях массового производства вагонов-цистерн. Общее устройство одной из таких линий показано на рис. 1.

В условиях современного рынка существенно изменился характер производства железнодорожных вагонов-цистерн — из массового оно превратилось в мелкосерийное с постоянным изменением номенклатуры и количества выпускаемой продукции. Так как разные модели вагонов-цистерн в зависимости от назначения имеют разную конструкцию и параметры, то это сразу же сказалось на

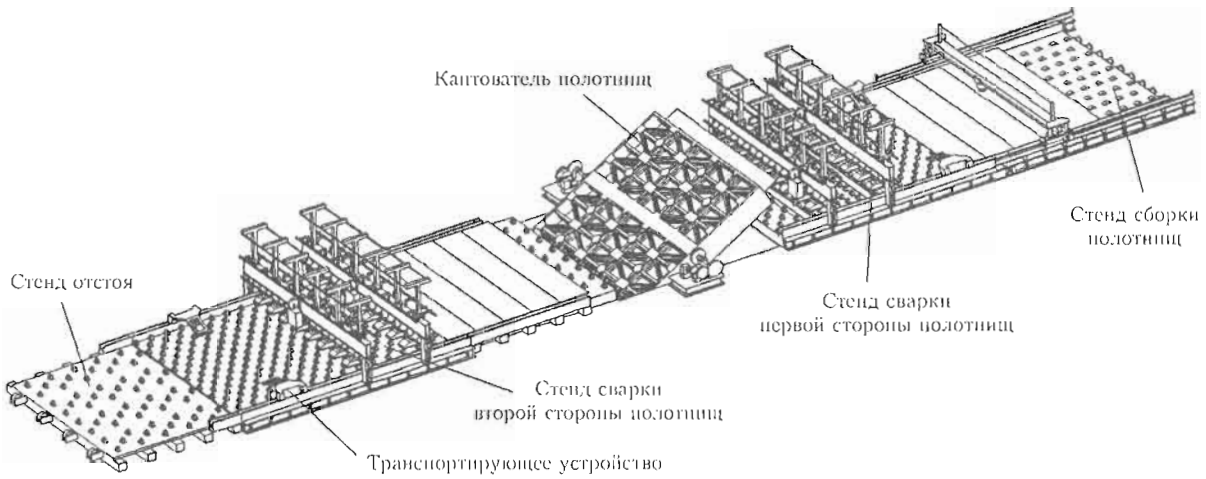


Рис. 1. Общее устройство линии сборки и сварки полотнищ

© П. В. КОРОСТАШЕВСКИЙ, В. А. РОЯНОВ, 2009

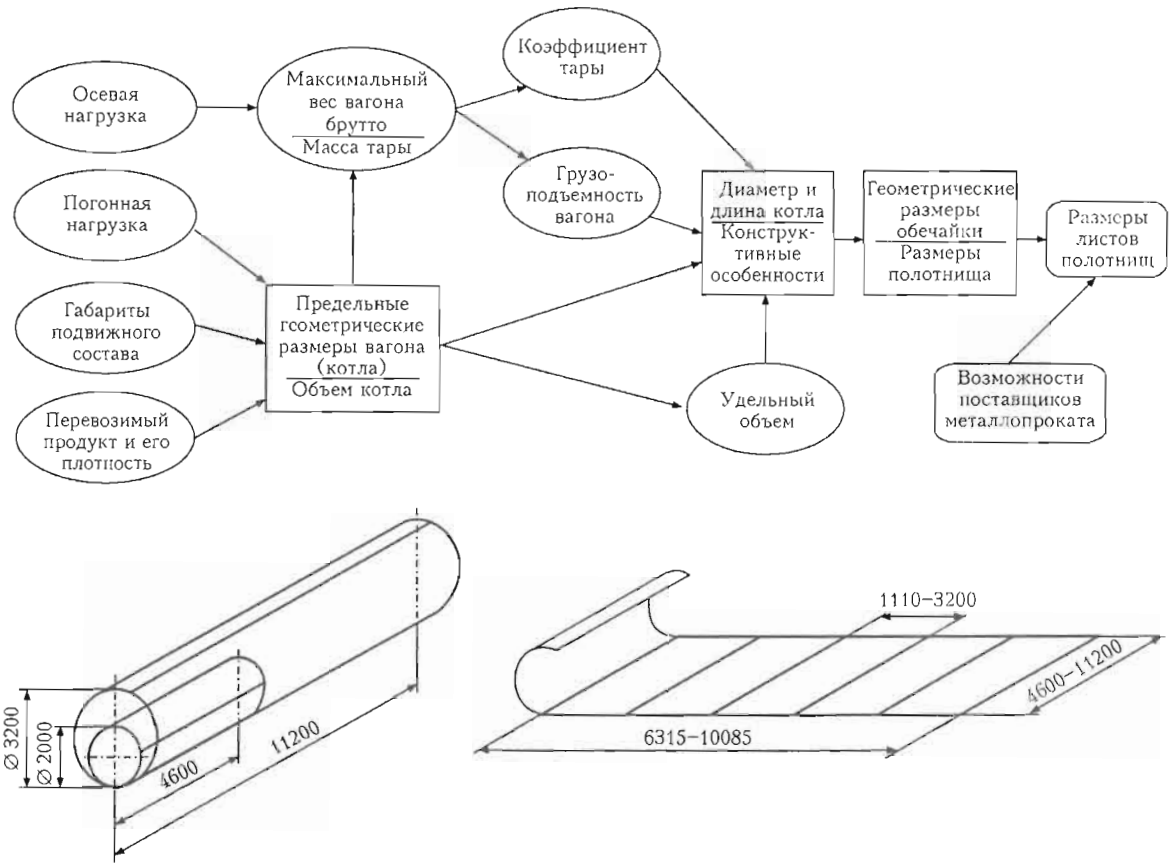


Рис. 2. Факторы, определяющие формирование размеров листов полотнищ железнодорожных вагонов-цистерн и контейнеров-цистерн

специализированном для их изготовления оборудовании, в первую очередь — на линиях сборки и сварки полотнищ. Произошло это потому, что основное оборудование линий — стенды автоматической сварки полотнищ — жестко настроены на одновременную сварку всех стыков листов определенной ширины. При этом автоматическая сварка первой стороны полотнищ производится на стендах, где каждый сварной стык сваривается на своей флюсовой подушке, что обеспечивает высокое качество сварки. Модернизация стендов для сварки полотнищ из листов другой ширины с обеспечением прежней производительности и качества требует переустановки флюсовых подушек, порталов со сварочными автоматами и реконструкции роликового поля. Выполнение этих процедур раз в несколько лет при переходе на выпуск новых моделей вагонов-цистерн не вызывало особых затруднений, однако более частые модернизации такого рода из-за постоянной смены изделий предопределяют серьезные капитальные затраты, значительные простои оборудования, уменьшение объемов производства, увеличение себестоимости продукции и снижение ее конкурентоспособности.

Для сохранения в современных условиях производительности и качества сварки стенды сварки полотнищ должны быть универсальными, обеспечивающими возможность одновременной сварки 4-х стыков полотнища из листов разной ширины, при этом расстояния по осям электродов сварочных автоматов и флюсовых подушек должны изменяться в зависимости от ширины листов. Образующиеся в этом случае проемы в основании стендов между флюсовыми подушками, флюсовыми подушками и стационарными балками основания для обеспечения нормальной транспортировки полотнищ необходимо закрывать изменяющимся по ширине (сдвигающимся/раздвигающимся) роликовым полем, которое при этом должно устанавливаться таким образом, чтобы при любом расстоянии между роликами обеспечивался нормальный заход на них лобовой кромки полотнища, а также минимальное сопротивление перемещению полотнища и мощность приводов транспортирующих устройств.

Каковы же требуемые пределы регулировок стендов? Они определяются шириной свариваемых листов и размерами полотнищ. Анализ факторов, обуславливающих конструкцию железнодорожных вагонов, их габаритные размеры и размеры кузовов, в частности котлов вагонов-цистерн, показывает, что важнейшими из них, формирующими в конечном итоге размеры полотнищ, являются осевая нагрузка, погонная нагрузка, габариты подвижного состава, род и удельный вес перевозимого продукта. Эти факторы имеют свои предельные значения, оптимальное сочетание которых позволяет создать наиболее эффективную конструкцию вагона. Так,

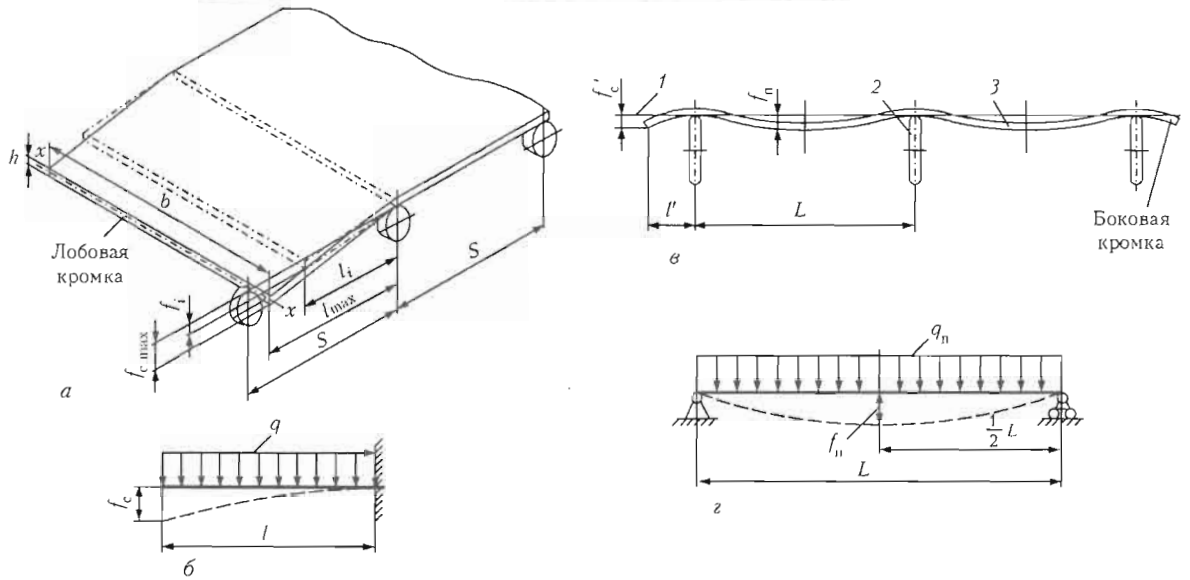


Рис. 3. Схемы прогибов (*а*, *в*) кромок полотнища на роликовом поле; консольно свисающая лобовая кромка тонколистового полотнища: *б* — расчетная схема; f_c — прогиб свисающей лобовой кромки; *l* — вылет лобовой кромки; *S* — шаг роликов; тонколистовое полотнище при перемещении по роликовому полю: *в* — схема прогибов; *г* — расчетная схема прогиба между двумя смежными рядами роликов: *1* — общая плотность транспортировки; *2* — ролик; *3* — тонколистовое полотнище; *L* — расстояние между смежными рядами роликов; *l'* — вылет боковой кромки полотнища; f_c' — прогиб свисающей боковой кромки; $f_п$ — прогиб части полотнища между роликами

имея максимально допускаемое значение осевой нагрузки 23,25 т (а в перспективе не более 25 т) на ось, мы четко определяем максимальный вес железнодорожного вагона с грузом (для 4-осного вагона это 93, в перспективе 100 т). Зная максимальный габарит подвижного состава, можно установить предельный диаметр котлов вагонов-цистерн и, соответственно, развертку полотнища по ширине листов. Окончательно ширина листов выбирается с учетом возможностей производителей металлопроката (рис. 2). В результате установлено, что диаметры котлов железнодорожных вагонов-цистерн (их обечаек) в зависимости от вышеприведенных факторов изменяются от 2000 до 3200 мм, а ширина листов полотнищ обечаек — от 1100 до 3200 мм. В этих же пределах в универсальных стендах сварки необходимо плавно изменять расстояния по осям электродов сварочных автоматов и соответствующих им флюсовых подушек. Определены и предельные габаритные размеры полотнищ, в том числе для обечаек контейнеров-цистерн, свариваемых на этих же стендах.

При разработке конструкции универсальной линии сборки и сварки полотнищ, в том числе раздвижного роликового поля стенда сварки первой стороны полотнищ, появилась проблема, связанная с обеспечением нормального захода полотнищ на ролики при транспортировке. Для ее решения потребовалась методика определения максимально допустимого шага роликов и расстояния между рядами роликов конкретных диаметров при транспортировке полотнищ из листов различных толщин и материалов. В технической литературе есть данные по определению шага роликов рольгангов для транспортировки жестких, длинномерных грузов и тонколистового горячего проката, однако как транспортировка тонколистовых полотнищ шириной, в несколько раз превышающей ширину прокатываемых листов, так и конструкция соответствующих роликовых полей имеет свои особенности.

На основании проведенных исследований выявлено, что кромки тонколистовых полотнищ при транспортировке по роликам под действием собственного веса имеют различные деформации относительно общей плоскости транспортировки: свесы консольных частей, прогибы и их сочетания (рис. 3). Величина этих деформаций зависит от вылета консольных частей полотнища, расстояния между смежными рядами роликов, материала и толщины листов. Прогиб кромок прямо влияет на условия нормального захода полотнища на ролики: чем ниже прогибается от общей плоскости транспортировки лобовая кромка полотнища, тем большее (при тех же диаметрах роликов) сопротивление перемещению (вплоть до остановки) испытывает полотнище. При этом для роликов различных диаметров изменяются их шаг и расстояние между их смежными рядами, максимально возможные для обеспечения нормальных условий транспортирования.

Используя дифференциальные уравнения упругой линии при изгибе консольно-защемленной балки и балки, установленной на двух опорах, выразив вес прогибающихся частей полотнища через их геометрические размеры и удельный вес материала листов, получим следующие формулы прогиба (свеса) лобовой кромки консольно свисающей части полотнища и провисания кромок полотнища между смежными рядами роликов:

- прогиб консольно свисающей лобовой кромки полотнища

$$f_c = \frac{q(vt)^4}{8EI_x} = \frac{ql^4}{8EI_x},$$

$$G_п = \gamma hb(vt) = \gamma hbl,$$

$$q = \frac{G_п}{l} = \gamma hb, \quad J_x = \frac{bh^3}{12},$$

$$f_c = \frac{ql^4}{8EI_x} = \frac{\gamma hbl^4}{8E\dfrac{bh^3}{12}} = \frac{3\gamma}{2Eh^2}\,l^4,$$

$$f_c = K_{ТМ}l^4;$$

• провисание кромок

$$f_п = \frac{5q_пL^4}{384EI_y}, \quad f_п = \frac{5\gamma}{32Eh^2}\,L^4, \quad f_п = K_{ТМ}L^4;$$

• угол поворота сечения при прогибе консольно свисающей кромки полотнища

$$\theta = \frac{ql^3}{6EI_x} = \frac{2\gamma}{Eh^2}\,l^3, \quad \theta = K_\theta l^3.$$

Анализируя формулы, видим, что прогиб кромки консольно свисающей части и провисание кромок полотнищ между смежными рядами роликов прямо пропорциональны четвертой степени их вылета (расстояния между смежными рядами роликов), обратно пропорциональны модулю продольной упругости материала листов и квадрату их толщины. Обозначив постоянные части в формулах как коэффициенты толщины материала $K_{ТМ}$, получим их упрощенные значения (таблица). Сравнивая значения этих коэффициентов для листов из конструкционной низколегированной стали 09Г2С, коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т и алюминия АД0, видим, что при одинаковой толщине и вылете максимальный прогиб у кромки имеют полотнища из коррозионностойкой стали, минимальный — из алюминия. Графики соответствующих зависимостей показаны на рис. 4.

Для определения максимально допустимого шага и расстояния между смежными рядами роликов рассмотрим условие нормального захода полотнища

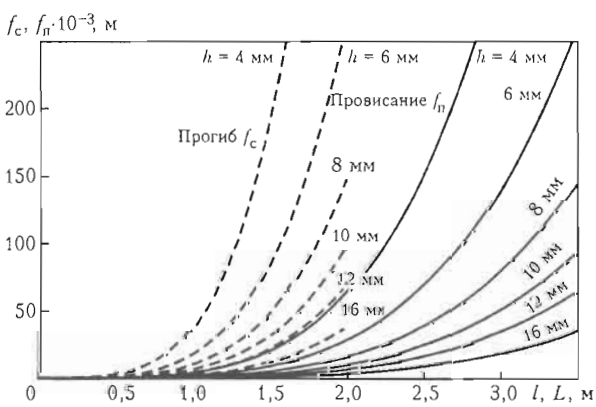


Рис. 4. Графики зависимостей прогиба лобовой кромки f_c и провисания $f_п$ полотнища из листовой стали 12Х18Н10Т разной толщины h от вылета l и расстояния между смежными рядами роликов L

Коэффициенты $K_{ТМ}$ для тонколистовых материалов

Толщина листа, $h \cdot 10^{-3}$, м	$K_{ТМ} \cdot 10^{-17}$, 1/м³, для материалов с модулем упругости E, ГПа, и плотностью $\gamma \cdot 10^3$, кг/м³		
	09Г2С E = 200 γ = 7,85	12Х18Н10Т E = 198 γ = 7,90	Алюминий АД0 E = 81 γ = 2,7
4	3680	3741	3125
5	2355	2394	2000
6	1635	1662	1389
7	1202	1221	1020
8	920	935	781
9	727	739	617
10	589	598	500
11	487	495	413
12	409	416	347
14	300	305	255
16	230	234	195
18	182	185	154
20	147	150	125
22	122	124	103
24	102	104	87
25	94	96	80
26	87	89	74

на ролик, условно приняв в качестве аксиомы, что при этом продолжение нижней поверхности лобовой кромки (перпендикуляр к ее торцу) проходит по

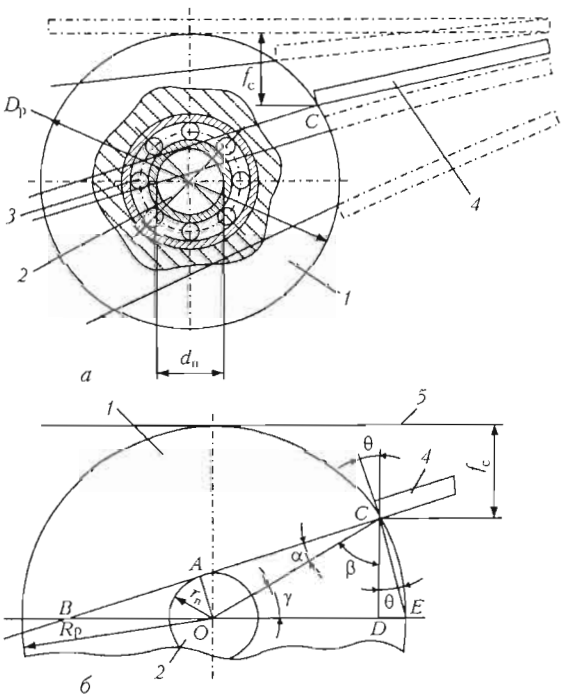


Рис. 5. Схема положения (*а*) и расчетная схема (*б*) лобовой кромки полотнища при контакте с роликом при различных прогибах: *1* — ролик; *2* — цапфа; *3* — подшипник; *4* — лобовая кромка полотнища; *5* — уровень транспортировки полотнища; f_c — прогиб лобовой кромки; *C* — точка контакта лобовой кромки полотнища с роликом; $d_п$, $r_п$ — диаметр и радиус цапфы ролика; $D_р$, $R_р$ — диаметр и радиус рабочей поверхности ролика

касательной к поверхности цапфы ролика (внутренней обоймы подшипника). При прохождении этой поверхности (линии) ниже поверхности цапфы — между ней и осью вращения — нормальный заход полотнища на ролик проблематичен, а при прохождении ниже оси вращения — невозможен (рис. 5). Решив систему треугольников (см. рис. 5), получим формулу зависимости максимально допустимого прогиба от диаметра ролика и угла поворота торца лобовой кромки. Приравнивая полученную формулу к формуле прогиба, выведенную из дифференциального уравнения упругой линии, и подставляя значение угла поворота, после преобразований получаем дифференциальные уравнения

$$S_{max} = l_{кр} + R_р \cos\left(\arcsin \frac{R_р - f_с}{R_р}\right), \qquad (1)$$

$$L_{max} \le 1{,}76\left(S_{max} - \frac{D_р}{2}\right) \qquad (2)$$

и график его решения — значения максимально допустимого (критического) вылета для полотнищ

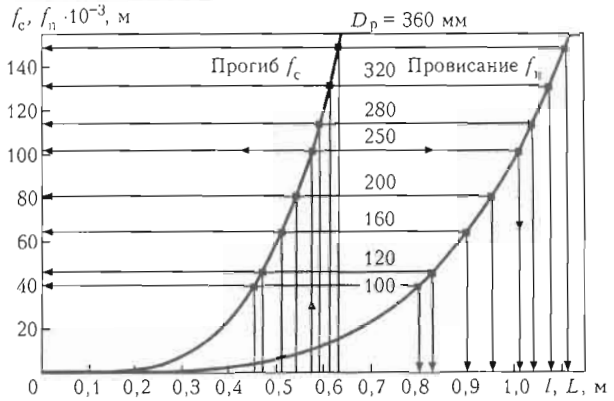


Рис. 6. Схема определения критических прогибов $f_{кр}$ и максимальных расстояний между смежными рядами роликов для листа из стали 12Х18Н10Т толщиной 8 мм и роликов разного диаметра $D_р$

листа определенной толщины и материала и роликов различных диаметров (рис. 6).

Для выведения формулы максимально допустимого шага роликов используется схема на рис. 5, *б*. Имея зависимости критических вылетов (см. рис. 6), используя графики прогибов и провисаний лобовой кромки (см. рис. 4) и исходя из того, что

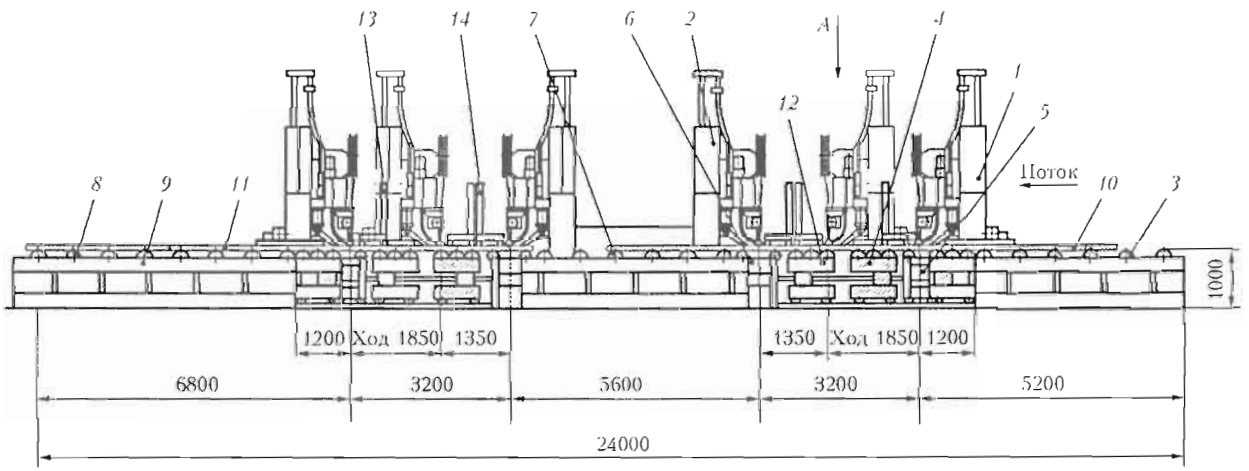


Рис. 7. Универсальный стенд для автоматической сварки первой стороны полотнищ: *1* — передвижной сварочный портал; *2* — стационарный сварочный портал; *3*, *7*, *8* — стационарное роликовое поле; *4*, *12* — секции передвижного роликового поля; *5* — передвижная подъемная флюсовая подушка; *6* — стационарная подъемная флюсовая подушка; *9* — рама стенда; *10* — первая позиция сварки полотнищ; *11* — вторая позиция сварки полотнищ; *13*, *14* — передвижная и стационарная площадка для сварщика

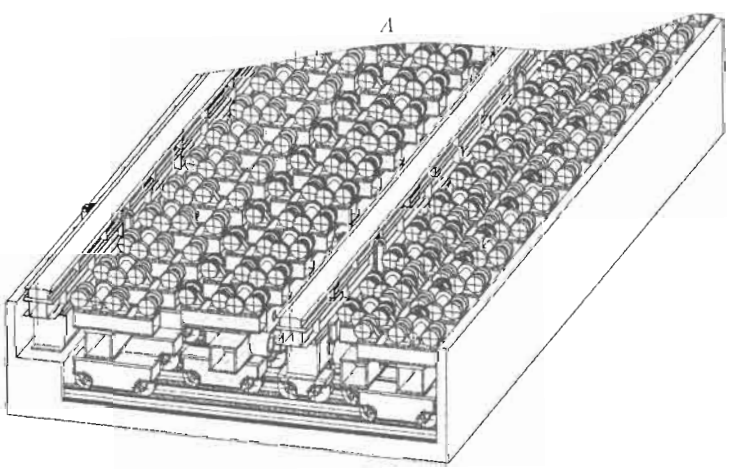


Рис. 8. Фрагмент раздвижного роликового поля универсального стенда для автоматической сварки первой стороны полотнищ

максимальное провисание консольной лобовой кромки и ее максимальный прогиб между смежными рядами роликов для обеспечения нормального захода должны быть одинаковыми, получаем значения максимально допустимых прогибов и расстояний между рядами.

С целью упрощения и проверки полученных значений максимальных расстояний между рядами роликов, приравнивая формулы прогибов и провисаний, полученные из дифференциального уравнения упругой линии, и выполняя соответствующие преобразования, можно получить формулу зависимости максимального расстояния между рядами роликов от максимального шага роликов для роликов конкретных диаметров. Кроме того, из анализа формулы (2) видно, что при вылете консольно свисающих боковых кромок полотнища более чем на половину расстояния между рядами роликов для предотвращения их прогибов сверх допустимых значений (равных максимальному прогибу лобовой кромки) между рядами основных необходимо устанавливать дополнительные ролики, особенно перед проемами в роликовом поле.

На основе полученных результатов разрабатывается методика, позволяющая при конструировании роликовых полей для перемещения тонколистовых полотнищ из листов различных толщин и материалов при заданных диаметрах роликов и их цапф определять минимальный размер шага роликов и максимальное расстояние между их рядами. Это позволит решать подобные задачи не только в вагоно-, но и в судостроении и листопрокатном производстве.

С использованием этой методики разработана конструкция универсального стенда сварки первой стороны полотнищ с раздвижным роликовым полем, стационарными и передвижными сварочными порталами и флюсовыми подушками, отвечающая вышеизложенным требованиям (рис. 7, 8).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПРОЦЕССОВ В СИСТЕМЕ «СВАРОЧНАЯ ДУГА–ИСПАРЯЮЩИЙСЯ АНОД» С УЧЕТОМ АНОДНОГО ПАДЕНИЯ ПОТЕНЦИАЛА

И. КРИВЦУН[1], В. ДЕМЧЕНКО[1], А. ЛЕСНОЙ[1], В. НАКВАСЮК[1], О. МОКРОВ[2], У. РАЙЗГЕН[2], А. ЗАБИРОВ[2], В. ПАВЛЫК[3]
[1]Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина
[2]Ин-т сварки и соединения, Аахенский ун-т, Аахен, Германия
[3]Айзенбау Крэмер ГмбХ, Кройцталь-Креденбах, Германия

Предложена математическая модель электромагнитных процессов в системе «столб дуги–анодная область–испаряющийся анод». При описании анодной области используется модель, в рамках которой неравновесная прианодная плазма, содержащая наряду с атомами и ионами внешнего (инертного) газа атомы и ионы испаренного металла, подразделяется на слой пространственного заряда, непосредственно примыкающий к поверхности анода, и ионизационную область, граничащую со столбом дуги. Модель позволяет определять падение потенциала между плазмой столба дуги и поверхностью анода в зависимости от плотности электрического тока и температуры плазмы вблизи анода, а также температуры его поверхности. Разработана методика численного решения поставленной задачи методом «сквозного счета», позволяющая моделировать электромагнитные процессы в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод» при наличии обратного скачка потенциала в анодной области (отрицательного анодного падения). Приведены результаты моделирования указанных процессов применительно к условиям сварки плавящимся электродом и плазменной сварки сталей в атмосфере аргона.

Существует множество подходов и моделей для численного исследования процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в электрической дуге, а также процессов ее взаимодействия с электродами, в том числе при различных способах дуговой сварки [1–10]. Однако практически во всех подобных публикациях дуговая плазма рассматривается как однокомпонентная, т. е. содержащая атомы и ионы защитного или плазмообразующего газа, чаще всего инертного (одним из немногих исключений здесь является статья [11], где предпринята попытка исследовать влияние паров железа на плазму гелиевой дуги с тугоплавким катодом). Плазма реальных сварочных дуг, как правило, многокомпонентна, поскольку наряду с частицами защитного газа содержит достаточное количество атомов и ионов испаренного материала электродов, в первую очередь, анода. Таким образом, при построении адекватной математической модели сварочной дуги необходим учет многокомпонентности дуговой плазмы. Еще одной важной характеристикой такой модели должна быть ее самосогласованность, позволяющая учитывать взаимосвязь физических процессов, протекающих в электродах и приэлектродных слоях плазмы, с процессами в столбе дуги. Следует отметить, что в большинстве известных публикаций, посвященных комплексному моделированию электрической дуги, в том числе сварочной, с учетом процессов, происходящих в теле и на поверхности электродов, используются весьма упрощенные модели приэлектродных областей [4, 7–9, 12, 13], тогда как в статьях, специально посвященных исследованию приэлектродных, например анодных, явлений, как правило, не рассматриваются процессы, протекающие в металле анода [14–17]. Поэтому целью настоящей работы является разработка самосогласованной математической модели физических процессов в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод»*, а также детальное численное исследование электромагнитных характеристик такой системы применительно к условиям сварки плавящимся электродом и плазменной сварки сталей в инертном газе (аргон).

Структура комплексной математической модели рассматриваемой системы показана на рис. 1. Данная модель включает в себя несколько взаимосвязанных моделей:

- модели тепловых, электромагнитных, газодинамических и диффузионных процессов в плазме столба дуги;
- модели тепловых, электромагнитных и гидродинамических процессов, протекающих в теле анода, включая каплю расплавленного металла или сварочную ванну;
- модель анодной области дуги, позволяющую определить граничные условия на поверхности

*Работа выполнена в рамках совместного научно-исследовательского проекта «Разработка самосогласованных физико-математических моделей процессов энерго-, массо- и электропереноса в системе «капля–анодный слой–столб дуги» при сварке плавящимся электродом в защитном газе» (DFG-Projekt DI 434/83-1).

© И. КРИВЦУН, В. ДЕМЧЕНКО, А. ЛЕСНОЙ, В. НАКВАСЮК, О. МОКРОВ, У. РАЙЗГЕН, А. ЗАБИРОВ, В. ПАВЛЫК, 2009

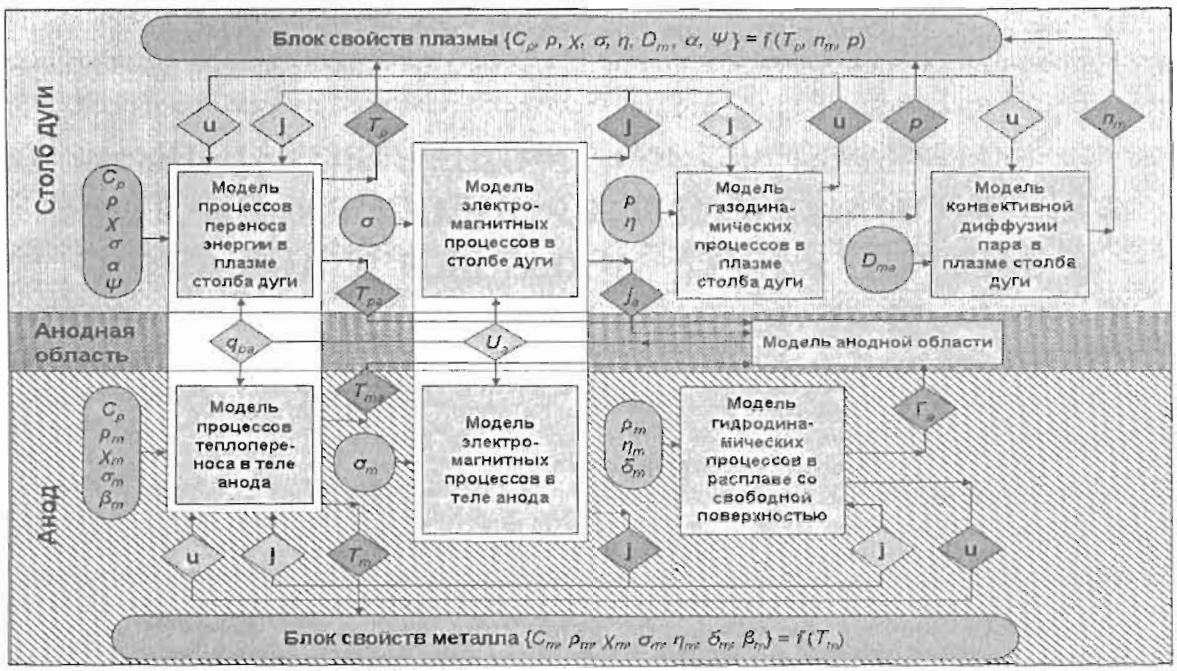


Рис. 1. Структура самосогласованной математической модели физических процессов в системе «столб дуги–анодная область–испаряющийся анод»

испаряющегося анода, необходимые для решения уравнений вышеперечисленных моделей.

Рассмотрим модель электромагнитных процессов в системе «столб дуги–анодная область–испаряющийся анод» более подробно.

Модель процессов электропереноса в анодной области дуги с испаряющимся анодом. Для описания прианодного слоя многокомпонентной плазмы, содержащей наряду с атомами и ионами защитного (плазмообразующего) инертного газа атомы и ионы испаренного металла анода, используем подход, предложенный в работах [14, 15, 18]. В рамках такого подхода прианодная дуговая плазма

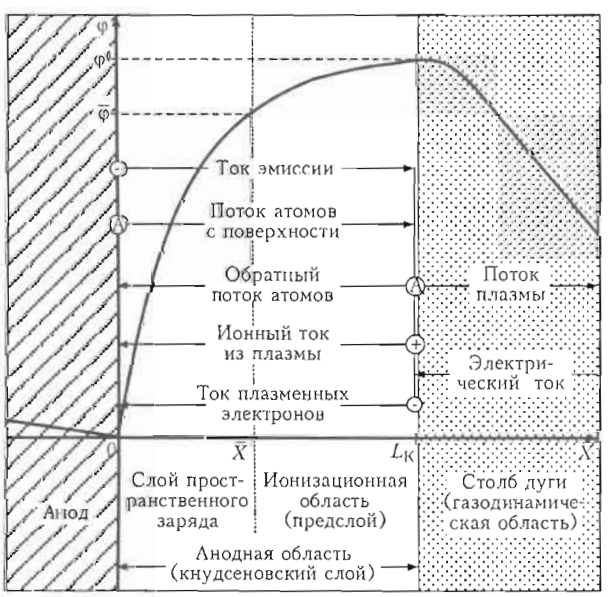


Рис. 2. Структура прианодного слоя плазмы, потоки частиц и распределение потенциала в анодной области сварочной дуги

условно делится на три зоны, как показано на рис. 2.

Первая зона, непосредственно примыкающая к поверхности анода, — слой пространственного заряда, где нарушается условие квазинейтральности плазмы и формируется основное падение потенциала между плазмой и поверхностью анода. Этот слой можно считать бесстолкновительным, поскольку при давлении, близком к атмосферному, и характерных для рассматриваемых условий значениях температуры электронов $T_e \sim 0{,}7$–$2{,}0$ эВ [15, 16] толщина этого слоя $\bar{x}$, соизмеримая с радиусом Дебая $r_D < 10^{-7}$ м, существенно меньше характерных длин свободного пробега всех частиц плазмы $l \sim 10^{-6}$–10^{-4} м (оценки проведены для аргоновой плазмы атмосферного давления).

Вторая зона (см. рис. 2) — ионизационная область неизотермической квазинейтральной плазмы (или предслой), где происходит генерация заряженных частиц за счет ионизации плазменными электронами атомов защитного газа, десорбирующихся с поверхности анода, и испаряющихся атомов его материала. Образующиеся здесь ионы ускоряются по направлению к поверхности анода электрическим полем, создаваемым более подвижными электронами, и рекомбинируют вблизи анодной поверхности. Таким образом, в пределах ионизационной области нарушаются условия локального ионизационного равновесия. Кроме того здесь происходит заметное изменение потенциала плазмы, которое может быть соизмеримо с его падением в слое пространственного заряда.

На расстоянии от поверхности анода, равном нескольким длинам свободного пробега тяжелых

частиц, проходит граница слоя Кнудсена (см. рис. 2), которую будем сопоставлять с внешней границей анодной области и за которой начинается газодинамическая область плазмы, где уже имеет место локальное термодинамическое равновесие как по поступательным, так и по внутренним степеням свободы плазменных частиц. Поскольку толщина кнудсеновского слоя $L_K \leq 10^{-4}$ м, как правило, существенно меньше радиуса кривизны поверхности анода (капли или сварочной ванны) $R \sim 10^{-3}$ м, а также характерных масштабов изменения параметров плазмы в столбе дуги, анодную область будем в дальнейшем считать плоской и бесконечно тонкой, совмещая ее внешнюю границу с поверхностью анода.

В рамках такого подхода прианодная дуговая плазма фактически состоит из двух основных областей: неравновесной (анодная область или слой Кнудсена) и равновесной (газодинамическая область), для которой первая область играет роль поверхности разрыва. Здесь следует отметить, что газодинамическая область плазмы, так же как и анодная область, может быть условно разделена на две зоны: тепловой пограничный слой, в пределах которого происходит выравнивание температур электронов T_e и тяжелых частиц T_h с температурой плазмы в столбе дуги T_p, и собственно столб дуги [14, 15].

При математическом описании процессов электропереноса в анодной области дуги с испаряющимся анодом будем считать, что плазма на внешней границе этой области характеризуется следующими параметрами: n_e^0 — концентрация электронов; $n_{\alpha Z}^0$ — концентрации атомов ($Z = 0$) и ионов ($Z = 1$) защитного или плазмообразующего газа ($\alpha = g$), атомов ($Z = 0$) и ионов ($Z = 1, 2$) металлического пара ($\alpha = m$); Ze — заряд иона; e — элементарный заряд; T_e^0 — температура электронов; T_h^0 — температура тяжелых частиц, предполагаемая одинаковой для всех сортов атомов и ионов, но отличной от T_e^0 (двухтемпературная модель плазмы); m_e — масса электрона; M_α — массы тяжелых частиц (атомов и ионов) газа ($\alpha = g$) и металла ($\alpha = m$); j_a — плотность электрического тока на поверхности анода. Как уже было отмечено, анодная область может считаться тонкой и квазиодномерной, поэтому значения n_e^0, $n_{\alpha Z}^0$, T_e^0, T_h^0 и j можно рассматривать как локальные, соответствующие данной точке поверхности анода, характеризующейся локальным значением температуры поверхности T_s.

Будем считать, что перенос тока на анод осуществляется только электронами и ионами, приходящими из плазмы (предполагается, что все ионы, попавшие на поверхность анода, рекомбинируют там и возвращаются назад в виде атомов; поток электронов, эмиттируемых анодом, отсутствует). Тогда суммарная плотность электрического тока, текущего из плазмы на поверхность анода, может быть представлена в виде

$$j_a = j_e - j_i. \tag{1}$$

Здесь j_e — плотность электронного тока на анод; $j_i = \sum_{\alpha = m, g;\, Z \geq 1} j_{\alpha Z}$ — суммарная плотность ионного тока (для ионов всех сортов и зарядов).

Электронную компоненту плазмы в пределах анодной области с достаточной точностью можно считать бесстолкновительной, а температуру электронов — постоянной по ее толщине [18]. Кроме того, поскольку потенциал плазмы оказывается, как правило, выше потенциала анода [15–17], что выполняется вплоть до значений $j_a \sim 10^9$ А/м^2, электроны тормозятся электрическим полем, а ионы ускоряются по направлению к поверхности анода. В этом случае распределение электронной концентрации в анодной области может быть принято больцмановским:

$$n_e(x) = n_e^0 \exp\left\{-\frac{e[\varphi^0 - \varphi(x)]}{kT_e^0}\right\}, \tag{2}$$

где $\varphi(x)$ — распределение потенциала в прианодном слое плазмы (см. рис. 2); k — постоянная Больцмана; φ^0 — потенциал плазмы относительно поверхности анода ($\varphi^0 > 0$). Тогда плотность электронного тока на анод [14]

$$j_e = \frac{1}{4} e n_e^0 v_{Te} \exp\left(-\frac{e\varphi^0}{kT_e^0}\right), \tag{3}$$

где $v_{Te} = \sqrt{\frac{8kT_e^0}{\pi m_e}}$ — тепловая скорость электронов на внешней границе анодной области.

Для нахождения ионных токов необходимо рассмотреть процессы в ионизационной области, где происходит генерация ионов и их ускорение в сторону анода. Для этого используем подход [19], который основывается на предположении, что длина свободного пробега ионов относительно кулоновских столкновений между собой значительно меньше длины их пробега относительно столкновений с атомами и длины ионизации (характерные значения указанных величин: $l_{ii} \sim 10^{-6}$ м; $l_{ia} \sim 10^{-4}$ м; $l_{ion} \sim 10^{-4}$ м). Это позволяет считать, что ионы в предслое интенсивно максвеллизируются и приобретают общую скорость направленного движения в сторону анода, значение которой на границе ионизационной области со слоем пространственного заряда, удовлетворяющее критерию Бома [20], определяется выражениями [18]:

$$\overline{V}_i \equiv V_i(\overline{x}) = \sqrt{\frac{\sum\limits_{\alpha = m,\, g;\, Z \geq 1} k(ZT_e^0 + T_h^0)n_{\alpha Z}^0}{\sum\limits_{\alpha = m,\, g;\, Z \geq 1} M_\alpha n_{\alpha Z}^0}};$$

$$\left(\overline{V}_i = \frac{v^0}{2}\left[\sqrt{1 + \frac{4\sum\limits_{Z \geq 1} k(ZT_e^0 + T_h^0)n_{mZ}^0}{(v^0)^2 \sum\limits_{Z \geq 1} M_m n_{mZ}^0}} - 1\right]\right). \quad (4)$$

Первое соотношение (4) соответствует диффузионному режиму испарения ($v^0 \approx 0$), тогда как выражение в скобках соответствует конвективному режиму испарения металла анода ($v^0 \neq 0$), где v^0 — нормальная к его поверхности скорость разлета ионизированного пара на внешней границе анодной области.

Выбирая в качестве границы ионизационной области со слоем пространственного заряда такое $\overline{x}$, при котором нарушается условие квазинейтральности плазмы [20], находим концентрации заряженных частиц на границе слоя пространственного заряда [18]:

$$\overline{n}_e \equiv n_e(\overline{x}) = n_e^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right);$$

$$\overline{n}_{\alpha Z} \equiv n_{\alpha Z}(\overline{x}) = n_{\alpha Z}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right),\ \alpha = m,\ g;\ \ Z \geq 1. \quad (5)$$

Тогда ионные токи на поверхность анода можно записать следующим образом [18]:

$$j_{\alpha Z} = Zen_{\alpha Z}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right)\overline{V}_i,\ \ \alpha = m,\ g;\ \ Z \geq 1. \quad (6)$$

При конвективном режиме испарения анода ($v^0 \neq 0$) величину exp (−1/2) в (5), (6) следует заменить на

$$\exp\left[-\frac{(v^0)^2 \sum\limits_{Z \geq 1} M_m n_{mZ}^0}{8\sum\limits_{Z \geq 1} k(ZT_e^0 + T_h^0)n_{mZ}^0}\left\{1 + \sqrt{1 + \frac{4\sum\limits_{Z \geq 1} k(ZT_e^0 + T_h^0)n_{mZ}^0}{(v^0)^2 \sum\limits_{Z \geq 1} M_m n_{mZ}^0}}\right\}^2\right].$$

Зная электронный и ионные токи на поверхность анода, из уравнения (1) можно найти потенциал плазмы относительно этой поверхности φ^0 или анодное падение потенциала $U_a (U_a < 0)$:

$$U_a \equiv -\varphi^0 = -\frac{kT_e^0}{e}\ln\left(\frac{en_e^0 v_{Te}}{4\left[j_a + \sum\limits_{\alpha = m,\, g;\, Z \geq 1} j_{\alpha Z}\right]}\right). \quad (7)$$

Расчет величин j_e, $j_{\alpha Z}$ и U_a требует знания температур T_e^0, T_h^0 и концентраций n_e^0, $n_{\alpha Z}^0$ заряженных частиц на внешней границе анодной области. Предполагая, что многокомпонентная плазма в столбе дуги является ионизационно-равновесной, состав такой плазмы на границе с анодной областью можно определить, используя следующую систему уравнений:

- уравнение Саха с учетом неидеальности плазмы

$$\frac{n_e^0 n_{\alpha Z+1}^0}{n_{\alpha Z}^0} = \left(\frac{2\pi m_e kT_e^0}{h^2}\right)^{3/2} \frac{2\theta_{\alpha Z+1}}{\theta_{\alpha Z}} \exp\left[-\frac{e(U_{\alpha Z} - \Delta U_Z)}{kT_e^0}\right],$$
$$\alpha = m,\ g;\ \ Z \geq 0, \quad (8)$$

где h — постоянная Планка; $\theta_{\alpha Z}$ — статистические суммы для тяжелых частиц сорта α, находящихся в зарядовом состоянии Z; $\Delta U_Z = \dfrac{e(Z+1)}{r_D}$ — снижения потенциалов ионизации, обусловленные взаимодействием заряженных частиц в плазме; $r_D = \left[kT_e^0/4\pi e^2\left(n_e^0 + \dfrac{T_e^0}{T_h^0}\sum\limits_{\alpha = m,\, g;\, Z \geq 1} n_{\alpha Z}^0 Z^2\right)\right]^{1/2}$ — радиус Дебая;

- условие квазинейтральности плазмы

$$n_e^0 = \sum_{\alpha;\, Z \geq 1} n_{\alpha Z}^0 Z,\ \ \alpha = m,\ g; \quad (9)$$

- закон парциальных давлений

$$p = n_e^0 kT_e^0 + \sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 kT_h^0 + \sum_{Z \geq 0} n_{gZ}^0 kT_h^0 - \Delta p. \quad (10)$$

Здесь p — полное давление в плазме; $\Delta p = \dfrac{1}{6}\dfrac{e^2}{r_D}\left(n_e^0 + \sum\limits_{\alpha = m,\, g;\, Z \geq 0} n_{\alpha Z}^0 Z^2\right)$ — снижение давления за счет неидеальности плазмы [21]. В диффузионном режиме испарения металла величина p может быть принята равной внешнему давлению, например атмосферному p_0.

Для замыкания системы уравнений (8)–(10) необходимо еще одно условие, определяющее концентрацию частиц пара, присутствующих в прианодной плазме. Предполагая, что скорость диффузии частиц пара мала, т. е. состояние пара близко к насыщению, в качестве такого условия можно выбрать равенство парциального давления тяжелых частиц испаренного металла на внешней границе анодной области давлению насыщенного пара p_s над поверхностью металла, имеющего температуру T_s:

$$\sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 kT_h^0 = p_s \equiv p_0 \exp\left[\frac{\lambda_v}{k}\left(\frac{1}{T_b} - \frac{1}{T_s}\right)\right], \quad (11)$$

где T_b — температура кипения; λ_v — работа выхода атома металла анода; $T_h^0 = T_s$.

Если температура поверхности анода превышает температуру, при которой давление насыщенного ионизированного пара становится больше внешнего давления ($p_m^0 \equiv n_e^0 kT_e^0 + \sum\limits_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 kT_h^0 - \Delta p \geq p$), начинается расширение (разлет) металлического пара, который оттесняет защитный или плазмообразу-

ющий газ, и диффузионный режим испарения сменяется конвективным. В результате прианодная плазма становится однокомпонентной, содержащей только частицы испаренного металла. Состав такой плазмы можно рассчитать с помощью уравнений (8)–(10), положив в них $\sum_{Z \geq 0} n_{gZ}^0 = 0$ и дополнив эту систему уравнений соотношениями, определяющими концентрацию и температуру тяжелых частиц пара, расширяющегося вблизи поверхности анода. При конвективном режиме испарения для нахождения $\sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 = 0$ и T_h^0 будем использовать выражения, полученные в [22] применительно к случаю испарения в среду с противодавлением:

$$\frac{\sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0}{n_s} = \left\{\left(\gamma_m^2 + \frac{1}{2}\right) \exp(\gamma_m^2)\,[1 - \Phi(\gamma_m)] - \frac{\gamma_m}{\sqrt{\pi}}\right\} \times$$
$$\times \sqrt{\frac{T_s}{T^0}} + \frac{1}{2}\left\{1 - \gamma_m \sqrt{\pi} \exp(\gamma_m^2)\,[1 - \Phi(\gamma_m)]\right\} \frac{T_s}{T^0};$$
$$\frac{T_h^0}{T_s} = 1 + \frac{\gamma_m^2 \pi}{32}\left(1 - \sqrt{1 + \frac{64}{\gamma_m^2 \pi}}\right). \qquad (12)$$

Здесь $n_s = p_s / kT_s$ — концентрация насыщенного пара, соответствующая данной температуре поверхности анода; $\gamma_m = v^0 \left(\frac{M_m}{2kT_h^0}\right)^{1/2}$ — безразмерная скорость пара; $\Phi(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x \exp(-\xi^2) d\xi$ — интеграл вероятности.

Отметим здесь, что скорость v^0 является внешним параметром и определяется условиями расширения пара в газодинамической области (столбе дуги). Для численной оценки v^0 в случае дозвукового течения плазмы будем использовать выражение [22]

$$v^0 = s_0 \left(\frac{p_m^0}{p_0} - 1\right) / \gamma_0 \sqrt{1 + \frac{\gamma_0 + 1}{2\gamma_0}\left(\frac{p_m^0}{p_0} - 1\right)}. \qquad (13)$$

Здесь s_0 и γ_0 — скорость звука и показатель адиабаты для защитного (плазмообразующего) газа при нормальных условиях.

Рассчитанные таким образом зависимости анодного падения потенциала от температуры плазменных электронов на границе анодной области со столбом дуги и от плотности тока на аноде при условиях, характерных для сварки плавящимся стальным электродом в атмосфере аргона, приведены на рис. 3. Как следует из представленных на этих рисунках расчетных данных, анодное падение в рассматриваемой системе является отрицательным и составляет по абсолютной величине 1,0–3,5 В, что достаточно хорошо коррелирует с результатами работы [16]. Еще более впечатляющим оказывается совпадение расчетного значения $U_a = 4{,}04$ В для дуги с тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым анодом, горящей в аргоне при атмосферном давлении (ток дуги 200 А), с экспериментально измеренным значением $U_a = 4{,}01$ В [23] (при проведении расчетов использовали экспериментальные данные [23, 24], а именно: $j_a = 3{,}5 \cdot 10^6$ А/м^2, $T_e^0 = 9840$ К, $T_s = 720$ К).

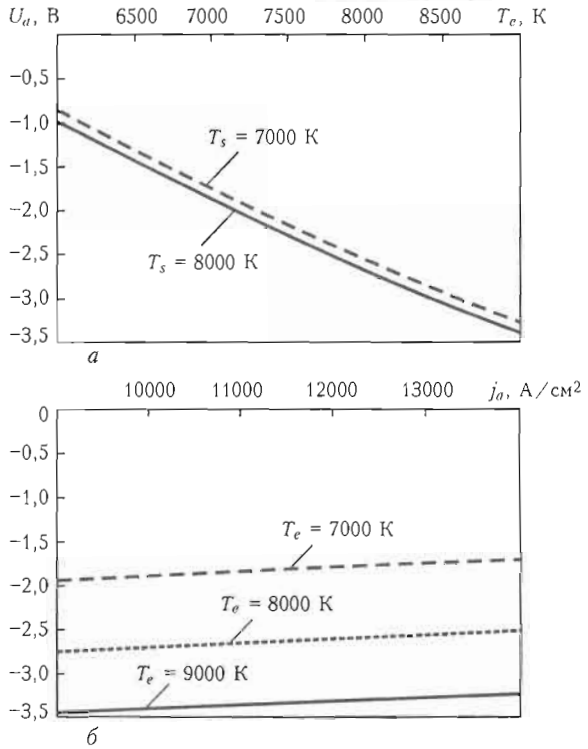


Рис. 3. Зависимости анодного падения потенциала от температуры электронов в прианодном слое плазмы при $j_a = 11600$ А/см^2 (*а*) и плотности тока на поверхности анода-капли при $T_s = 3100$ К (*б*) при сварке плавящимся стальным электродом в атмосфере аргона

Математическая модель электромагнитных процессов в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод». При анализе процессов электропереноса в системе «столб дуги–анодная область–испаряющийся анод» будем рассматривать два варианта указанной системы, изображенные на рис. 4, предполагая наличие осевой симметрии. В этом случае для описания электромагнитных процессов, протекающих в плазме столба дуги и теле анода, можно использовать стандартные уравнения [1, 9]:

- уравнение непрерывности электрического тока

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z}\right) = 0. \qquad (14)$$

Здесь $\varphi(r, z) = \begin{cases} \varphi_p(r, z) \text{ (в плазме столба дуги)} \\ \varphi_m(r, z) \text{ (в металле анода)} \end{cases}$ — пространственное распределение потенциала электрического поля;

$\sigma(r, z) = \begin{cases} \sigma_p(r, z) \text{ (в плазме столба дуги)} \\ \sigma_m(r, z) \text{ (в металле анода)} \end{cases}$ — пространственное распределение удельной электропроводности среды;

- локальный закон Ома

$$j_r = -\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial r};\ j_z = -\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z}; \qquad (15)$$

• уравнение для нахождения индукции магнитного поля тока дуги:

$$B_\varphi(r, z) = \frac{4\pi}{cr} \int_0^r j_z(\xi, z)\xi d\xi, \qquad (16)$$

где c — скорость света.

Для решения дифференциальных уравнений (14) в плазме столба дуги и теле анода необходимо задать соответствующие краевые условия. На внешних границах расчетной области выбираются стандартные граничные условия (см. рис. 4), подробно описанные, например, в [9, 17]. Остается задать условия на границах анодной области со столбом дуги и с поверхностью анода (капли или сварочной ванны). Принимая во внимание то обстоятельство, что толщина анодной области достаточно мала, ее можно рассматривать как границу Γ_a между плазмой столба дуги и поверхностью анода, учитывая

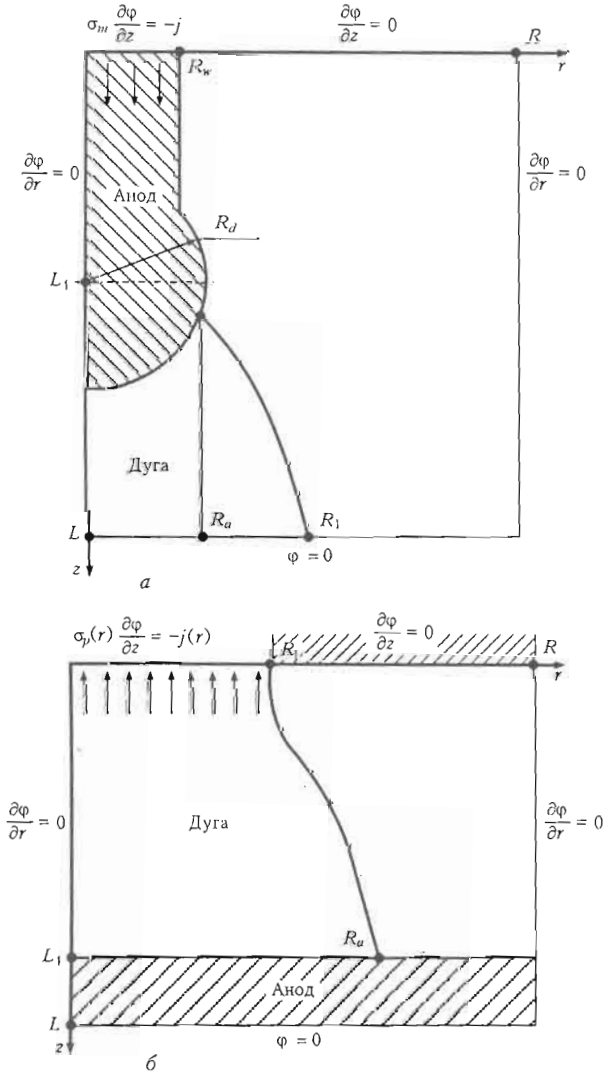


Рис. 4. Схемы расчетной области и краевые условия для задач электропереноса в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод» при сварке плавящимся электродом (*а*) и плазменной сварке (*б*)

при этом наличие соответствующего скачка электрического потенциала на этой границе. В рамках такого приближения граничное условие на границе Γ_a может быть задано следующим образом:

$$\varphi_p \big|_{\Gamma_a} - \varphi_m \big|_{\Gamma_a} = \varphi^0(j_a), \qquad (17)$$

где φ^0 — величина скачка потенциала, определяемая в каждой точке указанной границы соотношением (7).

При разработке методов численного решения задачи электропереноса в рассматриваемой системе целесообразно использовать вычислительные алгоритмы «сквозного счета», т. е. имеющие единообразную структуру во всей расчетной области. Такие алгоритмы позволяют не только упростить разработку программного обеспечения, но и существенно уменьшить объемы вычислений по сравнению с алгоритмами, при численной реализации которых в явном виде используются условия сопряжения решений на границе раздела сред. Достижение указанной цели требует переформулировки уравнений математической модели процессов электропереноса, записанных первоначально в виде (14) для плазмы столба дуги и металла анода, с использованием аппарата теории обобщенных функций. С физической точки зрения под обобщенными уравнениями электропереноса понимаются прежде всего обобщенный закон сохранения заряда и обобщенный закон Ома, определяемые для разрывного электрического потенциала.

Введем область решения задачи $\Omega = \Omega_p \cup \Omega_m > R_n$, где под Ω_p и Ω_m понимаются соответственно подобласти, относящиеся к плазме столба дуги и металлу анода. Через Γ_a, как и ранее, обозначим границу раздела подобластей Ω_p, Ω_m и определим плотность электрического тока в каждой из них с помощью векторных соотношений

$$\vec{j_\beta} = -\sigma_\beta \operatorname{grad} \varphi_\beta, \quad \beta = p, m. \qquad (18)$$

Здесь $\varphi_\beta(\overline{y})$, $\sigma_\beta(\overline{y})$ — потенциал электрического поля и удельная электропроводность в соответствующей подобласти ($\overline{y} \in \Omega_\beta$; $\beta = p, m$). В соответствии с (17) условия сопряжения на границе раздела для электрических величин, относящихся к плазме столба дуги и к металлу анода, могут быть записаны в виде

$$[j_n]_{\Gamma_a} = 0; \quad [\varphi]_{\Gamma_a} = \varphi^0 (j_n \big|_{\Gamma_a}), \qquad (19)$$

где j_n — проекция вектора $\vec{j}$ на направление $\vec{n}$ нормали (в сторону столба дуги) к указанной границе; $[\ldots]_{\Gamma_a}$ — символ скачка функции на границе Γ_a, вычисляемого против указанного направления.

Пусть $u(\overline{y})$ — некоторая, определенная в Ω, кусочно-гладкая функция, претерпевающая разрыв первого рода на границе Γ_a. Тогда обобщенный оператор градиента такой функции можно ввести следующим образом:

$$GRAD_{-}\ u = GRAD_{+}\ u + \vec{n}[u]_{\Gamma_a}\delta(\Gamma_a), \qquad (20)$$

где $\delta(\Gamma_a)$ — дельта-функция Дирака, сосредоточенная на Γ_a, а $GRAD_+$ совпадает с grad u в подобластях Ω_β ($\beta = p,\ m$). Для вектор-функции $\vec{q}(y)$, дифференцируемой в Ω_β ($\beta = p,\ m$) и сохраняющей непрерывные проекции на нормаль $\vec{n}$ к Γ_a, можно ввести оператор обобщенной дивергенции $DIV_+\vec{q} = div\ \vec{q}\ (\bar{y} \in \Omega_\beta)$.

Используя эти операторы, процессы переноса электрического заряда во всей области Ω можно описать с помощью системы дифференциальных уравнений первого порядка, записанных в обобщенных производных [25]:

$$\begin{cases} DIV_+\vec{j} = 0; \\ GRAD\ \varphi = -\dfrac{1}{\sigma}\vec{j} + \vec{n}\varphi^0(j_n|_{\Gamma_a})\delta(\Gamma_a). \end{cases} \qquad (21)$$

Первое уравнение этой системы является обобщенным законом сохранения заряда, второе — обобщенным законом Ома, записанными для разрывного потенциала электрического поля. Отметим здесь, что уравнения (21) следует понимать как равенство функционалов, определенных в соответствующих функциональных пространствах.

Для численного решения задачи электропереноса в обобщенной постановке (21) можно использовать однородную разностную схему (схему «сквозного счета»), построенную следующим образом. В области Ω вводится сетка $\omega_h = \{x_{1i} = ih_1,\ x_{2j} = jh_2\}$ (с целью упрощения формы записи дальнейшее изложение будем вести для двух пространственных декартовых переменных x_1, x_2). Граница Γ_a аппроксимируется на сетке ω_h ломаной линией в виде отрезков, параллельных координатным осям. Используя интегроинтерполяционный метод (метод баланса на ячейке сетки ω_h), уравнениям (21) можно поставить в соответствие следующий сеточный аналог:

$$\Lambda\varphi = \psi. \qquad (22)$$

Здесь $\Lambda\varphi$ — пятиточечный сеточный оператор вида $\Lambda\varphi = (a\varphi_{\bar{x}_1})_{x_1} + (b\varphi_{\bar{x}_2})_{x_2}$, где $\varphi_{\bar{x}_n}$, φ_{x_n} — левая и правая разности по переменной x_n ($n = 1,\ 2$). Коэффициенты a, b оператора $\Lambda\varphi$ определяются как величины, обратные средним сеточным сопротивлениям, вычисленным по соответствующим ячейкам сетки. Скачок потенциала $\varphi^0(j_n|_{\Gamma_a})$ в анодной области учитывается членом ψ в правой части сеточного уравнения (22).

На основе описанной выше математической модели и предложенного вычислительного алгоритма для ее численной реализации было разработано программное обеспечение и проведен численный анализ процессов электропереноса в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод» применительно к условиям сварки плавящимся электродом и плазменной сварки сплавов на основе железа в атмосфере аргона.

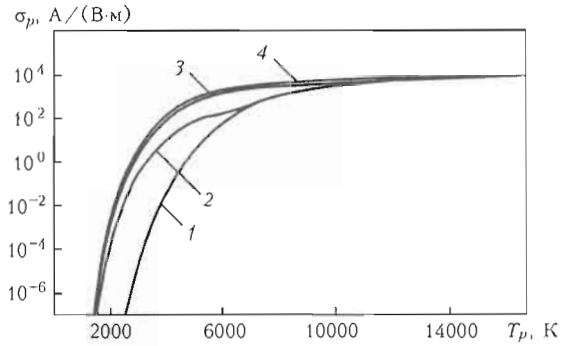


Рис. 5. Удельная электропроводность Ar–Fe плазмы атмосферного давления: *1* — чистый аргон; *2* — концентрация атомов железа 10^{20}; *3* — 10^{21}; *4* — 10^{22} м$^{-3}$

В первом случае параметры рассматриваемой системы (см. рис. 4, *а*) были выбраны следующими: R_w = 0,6 мм; R_d = 1 мм; R_a = 1 мм; R_1 = 3 мм; R = = 5 мм; L_1 = 5,8 мм; L = 10 мм; I = 200 А. Распределение температуры в плазме столба дуги задавалось соотношениями

$$T_p(r,\ z) = T_{00}\exp\left[-a^4(z)r^4\right] + T_0;$$
$$a(z) = -\frac{1}{R_{\sigma 0}(z)}\left(\ln\frac{T_{\sigma 0} - T_0}{T_{00}}\right)^{1/4}; \qquad (23)$$
$$R_{\sigma 0}(z) = \frac{R_1^2 - R_a^2}{L - L_1}\sqrt{z - \frac{LR_1^2 - L_1R_a^2}{R_1^2 - R_1^2}},$$

где T_{00} = 10000 К; T_0 = 300 К; $T_{\sigma 0}$ = 5300 К, а температура поверхности анода (капли) выбиралась равной температуре кипения железа, т. е. $T_s = T_b$ = = 3133 К. Пространственное распределение электропроводности дуговой плазмы $\sigma_p(r,\ z)$ вычислялось с помощью (23) по соответствующим температурным зависимостям $\sigma_p(T_p)$ для Ar–Fe плазмы различного состава (рис. 5); предполагалось, что плазма столба дуги содержит 10 % металлического пара.

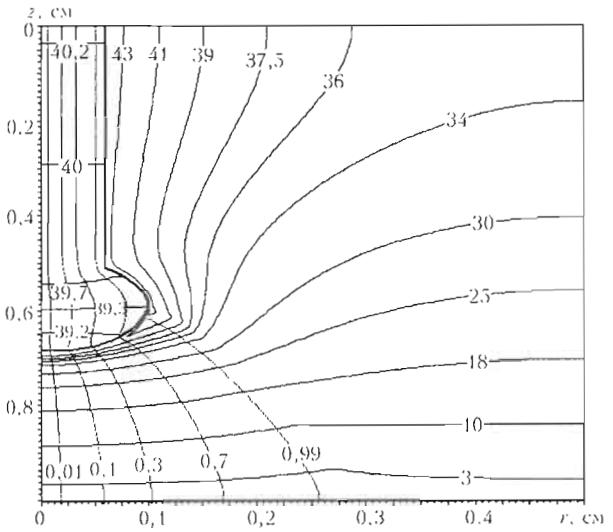


Рис. 6. Линии равных значений потенциала (сплошные) и тока $2\pi\int_0^{R_1} j_z r dr/I = \gamma = 0{,}01$–$0{,}99$ (пунктирные) в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод» при сварке плавящимся электродом

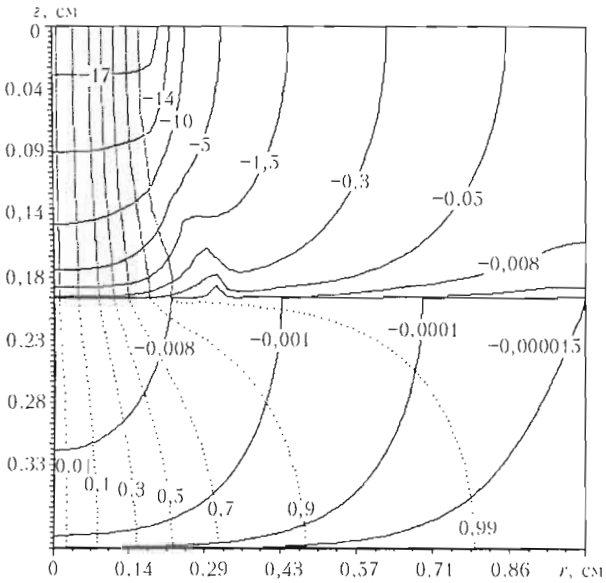


Рис. 7. Линии равных значений потенциала (сплошные) и тока $2\pi \int_0^{R_1} j_z r dr / I = \gamma = 0{,}01–0{,}99$ (пунктирные) в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод» при плазменной сварке

Электропроводность металла анода (низкоуглеродистая сталь) выбиралась постоянной: $\sigma_p = 7{,}7 \cdot 10^5$ (Ом·м)$^{-1}$.

Распределение электрического потенциала и линии тока в такой системе могут быть проиллюстрированы с помощью рис. 6. Важным обстоятельством здесь является то, что полученное численное решение позволяет определить размер зоны анодной привязки сварочной дуги к капле расплавленного металла, а также распределение плотности тока в этой зоне при учете падения потенциала в анодной области U_a, расчетное значение которого в данном случае составляет −2 В. В этом состоит одно из основных отличий предлагаемой модели процессов электропереноса при сварке плавящимся электродом от моделей, описанных, например, в [7, 9].

При моделировании электромагнитных процессов в системе «сварочная дуга–испаряющийся анод»

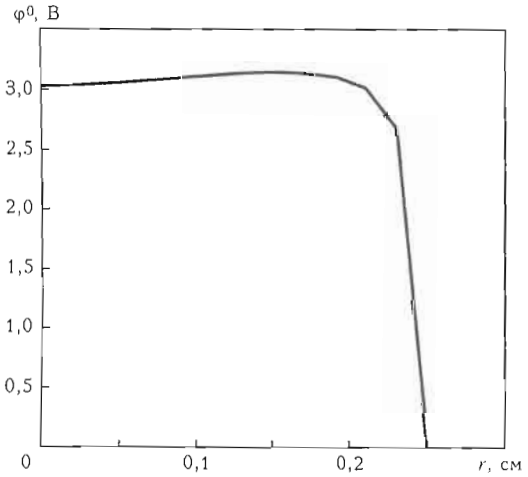


Рис. 8. Радиальное распределение потенциала плазмы столба дуги (на границе с анодной областью) относительно поверхности анода при плазменной сварке

применительно к условиям плазменной сварки сталей в атмосфере аргона (см. рис. 4, *б*) были заданы следующие параметры системы: $R_1 = L_1 = 2$ мм; $R = 10$ мм; $L = 4$ мм; $R_a = 3$ мм; $I = 200$ А. Распределение температуры в плазме столба дуги задавалось соотношениями

$$T_p(r, z) = \left\{T_{00}\left[1 - \left(\frac{r}{R_1}\right)^2\right] + T_0\right\}\alpha(z) + \left[T_{oL_1}\exp(-a^4 r^4) + T_0\right]\left[1 - \alpha(z)\right]; \quad (24)$$

$$\alpha(z) = 1 - \frac{z}{L_1}; \quad a = -\frac{1}{R_a}\left(\ln\frac{T_{\sigma 0} - T_0}{T_{0L_1}}\right)^{1/4},$$

где $T_{00} = 20000$ К; $T_0 = 300$ К; $T_{0L_1} = 8000$ К; $T_{\sigma 0} = 5300$ К; распределение температуры поверхности анода выбирали следующим образом:

$$T_s(r) = T_{s0}\exp(-b^2 r^2) + T_0;$$

$$b = -\frac{1}{R_a}\left(\ln\frac{T_M - T_0}{T_{s0}}\right)^{1/2}, \quad (25)$$

где $T_{s0} = 2500$ К; $T_M = 1773$ К. Удельные электропроводности плазмы и металла определялись, как указано выше.

Пространственное распределение электрического потенциала и линии тока в рассматриваемой системе показаны на рис. 7. На рис. 8 приведено распределение по области анодной привязки дуги электрического потенциала дуговой плазмы относительно поверхности анода. Как следует из представленных на этом рисунке расчетных данных, анодное падение является отрицательным ($U_a = -\varphi^0 \approx -3$ В), имеет минимум (по абсолютной величине) на оси дуги и несколько увеличивается к периферии анодной области, где резко падает до нуля. Согласно (15) это означает, что вектор электрического тока на границе анодной области со столбом дуги имеет отрицательную радиальную компоненту вблизи оси системы (т. е. электрический ток стекается к оси разряда), тогда как на периферии зоны анодной привязки дуги ток растекается. Таким образом, при рассматриваемых условиях имеет место контрагирование дуги в анодной области.

Выводы

Предложена модель процессов электропереноса в анодной области дуги с испаряющимся анодом, позволяющая рассчитывать величину анодного падения потенциала в зависимости от материала и температуры поверхности анода, рода защитного газа и температуры электронов прианодной плазмы, а также плотности тока на аноде. Показано, что анодное падение в сварочных дугах отрицательно и составляет 1,5–3,5 В в зависимости от способа сварки.

Сформулирована математическая модель электромагнитных процессов в системе «столб дуги–анодная область–испаряющийся анод» с учетом падения потенциала в анодной области дуги. Раз-

работан алгоритм решения задачи электропереноса в такой системе методом «сквозного счета» и создано программное обеспечение для компьютерного моделирования электромагнитных процессов при различных способах дуговой сварки.

1. *Hsu K.C., Etemadi K., Pfender E.* Study of the free-burning high-intensity argon arc // J. Appl. Phys. — 1983. — **54**, No. 3. — P. 1293–1301.
2. *Hsu K.C., Pfender E.* Two-temperature modeling of the free-burning high-intensity arc // Ibid. — 1983. — **54**, No. 8. — P. 4359–4366.
3. *Низкотемпературная* плазма / В. С. Энгельшт, В. Ц. Гурович, Г. А. Десятков и др. — Новосибирск: Наука, 1990. — Т. 1. Теория столба электрической дуги. — 376 с.
4. *Lowke J.J., Morrow R., Haidar J.* A simplified unified theory of arcs and their electrodes // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1997. — **30**. — P. 2033–2042.
5. *Haidar J.* Non-equilibrium modeling of transferred arcs // Ibid. — 1999. — **32**. — P. 263–272.
6. *Sansonnets L., Haidar J., Lowke J.J.* Prediction of properties of free burning arcs including effects of ambipolar diffusion // Ibid. — 2000. — **33**. — P. 148–157.
7. *Fan H.G., Kovacevic R.* A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool // Ibid. — 2004. — **37**. — P. 2531–2544.
8. *Computational* simulation of arc melting process with complex interactions / H. Nishiyama, T. Sawada, H. Takana, et al. // ISIJ Intern. — 2006. — **46**, No. 5. — P. 705–711.
9. *Hu J., Tsai H.L.* Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: The arc // Int. J. Heat and Mass Transfer. — 2007. — **50**. — P. 833–846.
10. *Benilov M.S.* Understanding and modelling plasma-electrode interaction in high-pressure arc discharges: a review // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2008. — **41**.
11. *Plasma* properties of helium gas tungsten arc with metal vapor / S. Tashiro, M. Tanaka, K. Nakata, et al. // Quart. J. Japan Welding Society. — 2006. — **24**. — P. 143–148.
12. *Prediction* of anode temperatures of free burning arcs / P. Zhu, J.J. Lowke, R. Morrow, et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1995. — **28**. — P. 1369–1376.
13. *Masquere M., Freton P., Gonzalez J.J.* Theoretical study in two dimensions of the energy transfer between an electric arc and an anode material // Ibid. — 2007. — **40**. — P. 432–446.
14. *Nemchinskii V.A., Peretts L.N.* Anode sheath in a high-pressure, high-current arc // .Sov. Phys. Tech. Phys. — 1977. — **22**, No. 9. — P. 1083–1087.
15. *Dinulescu H.A., Pfender E.* Analysis of the anode boundary layer of high intensity arcs // J. Appl. Phys. — 1980. — **51**, No. 6. — P. 3149–3157.
16. *Nemchinsky V.A.* Plasma parameters near a small anode in a high-pressure arc (gas metal arc welding) // J. Phys. D: Appl. Phys. — 1994. — **27**. — P. 2515–2521.
17. *Jenista J., Heberlein J.V.R., Pfender E.* Numerical model of the anode region of high-current electric arcs // IEEE Transact. on Plasma Sci. — 1997. — **25**, No. 5. — P. 883–890.
18. *Кривцун И. В.* Модель испарения металла при дуговой, лазерной и лазерно-дуговой сварке // Автомат. сварка. — 2001. — № 3. — С. 3–10.
19. *Зондовые* измерения в низкотемпературной плотной плазме при высоких степенях ионизации / Ф. Г. Баксшт, Г. А. Дюжев, Н. К. Митрофанов и др. // ЖТФ. — 1973. — **43**, № 12. — С. 2574–2583.
20. *Чен Ф.* Электрические зонды // Диагностика плазмы / Под ред. Р. Хаддлстоуна, С. Леонарда. — Москва: Мир, 1967. — С. 94–164.
21. *Griem H.R.* High-density correction in plasma spectroscopy // Phys. Rev. — 1962. — **128**. — P. 997–1001.
22. *Knight Ch.J.* Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure // AIAA J. — 1979. — **17**, No. 5. — P. 519–523.
23. *Sanders N.A., Pfender E.* Measurement of anode falls and anode heat transfer in atmospheric pressure high intensity arcs // J. Appl. Phys. — 1984. — **55**, No. 3. — P. 714–722.
24. *Nestor O.H.* Heat intensity and current density distributions at the anode of high current, inert gas arcs // Ibid. — 1962. — **33**, No. 5. — P. 1638–1648.
25. *Problems* of heat, mass and charge transfer with discontinuous solutions / V.F. Demchenko, V.A. Pavlyk, U. Dilthey, et al. // Euro J. Appl. Math. — 2008 (to be publ.).

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ, ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ И ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ТИГ И А-ТИГ СВАРКЕ НЕПОДВИЖНОЙ ДУГОЙ

И. В. КРИВЦУН, В. Ф. ДЕМЧЕНКО, К. А. ЮЩЕНКО, А. Б. ЛЕСНОЙ, Д. В. КОВАЛЕНКО, И. В. КОВАЛЕНКО
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

Предложена сопряженная математическая модель тепловых, электромагнитных и гидродинамических процессов в сварном изделии при точечной сварке неплавящимся электродом. Приведены результаты экспериментальных исследований кинетики проплавления при ТИГ и А-ТИГ сварке. Проведен сравнительный анализ влияния различных силовых факторов на гидродинамику и тепловое состояние сварочной ванны. Результаты расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

Факторы повышенной проплавляющей способности дуги при А-ТИГ сварке. А-ТИГ сварка, являющаяся разновидностью сварки вольфрамовым электродом в среде инертных газов (ТИГ), отличается тем, что осуществляется по слою активирующего флюса, нанесенному на поверхность свариваемого изделия. При одних и тех же режимах А-ТИГ сварка обеспечивает существенное увеличение (в 2–3 раза) глубины проплавления (рис. 1) по сравнению с обычной ТИГ сваркой.

Анализу возможных механизмов повышенной проплавляющей способности при А-ТИГ сварке посвящены работы [1–6]. В настоящее время большинство исследователей связывают феномен повышенной проплавляющей способности А-ТИГ сварки сталей с изменением характера и интенсивности гидродинамических потоков в сварочной ванне. Вместе с тем существуют различные предположения относительно того, в результате воздействия каких факторов создается специфическая гидродинамическая обстановка в сварочной ванне при сварке по слою активирующего флюса. В качестве возможного механизма изменения направления гидродинамических потоков в сварочной ванне при А-ТИГ сварке авторы работы [7] высказывают гипотезу, что под влиянием активирующего флюса изменяется знак величины $d\sigma/dT$ (σ — коэффициент поверхностного натяжения, T — температура поверхности сварочной ванны) на противоположный ($d\sigma/dT > 0$). В результате такого изменения возникает обратное течение Марангони, направленное от периферии к центру сварочной ванны с последующим разворотом потока ко дну ванны. В [6] отмечена также возможность возникновения концентрационно-капиллярной конвекции, обусловленной неравномерным составом активирующего флюса в поверхностном слое ванны.

Другой важной особенностью А-ТИГ сварки, которую можно считать вполне установленной, является эффект контрагирования дуги под воздействием активирующего флюса, выражающийся, в частности, в уменьшении (по сравнению с ТИГ сваркой) размера анодного пятна. Высказываются различные мнения относительно того, что является причиной контрагирования дуги. Авторы работ [2, 3] полагают, что контрагированияе дуги происходит за счет наличия электроотрицательных элементов активирующего флюса в анодном слое и прианодной плазме. В [8] высказана гипотеза, что уменьшение размера анодного пятна при А-ТИГ процессе обус-

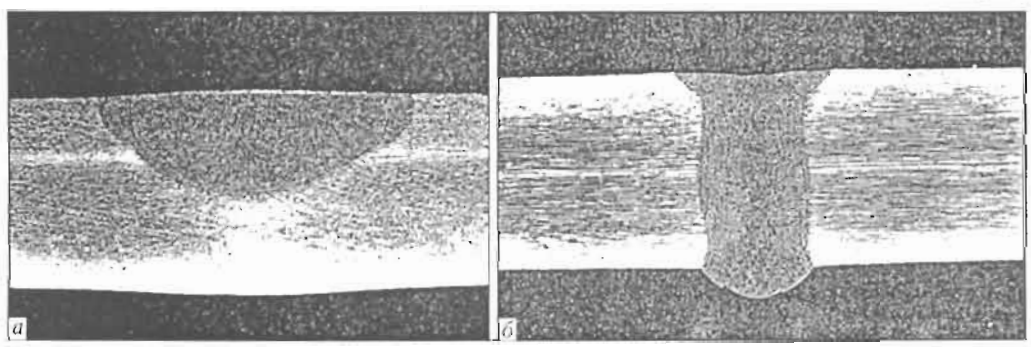


Рис. 1. Форма шва при ТИГ (*а*) и А-ТИГ (*б*) сварке пластины из нержавеющей стали 08Х18Н10Т толщиной 6 мм при I = 200 А, U = 10 В, V = 120 мм/мин

© И. В. КРИВЦУН, В. Ф. ДЕМЧЕНКО, К. А. ЮЩЕНКО, А. Б. ЛЕСНОЙ, Д. В. КОВАЛЕНКО, И. В. КОВАЛЕНКО, 2009

ловлено электроизоляционными свойствами пленки флюса на поверхности сварочной ванны. В качестве контраргумента могут выступать экспериментальные результаты работы [9], в которой при ТИГ сварке с дополнительным вводом кислорода в дуговое пространство получена глубина проплавления, сопоставимая с А-ТИГ сваркой.

Гидродинамика сварочной ванны при дуговых способах сварки обуславливается воздействием нескольких силовых факторов:

- силы плавучести (подъемная сила Архимеда);
- электромагнитной силы, возникающей в результате взаимодействия сварочного тока с собственным магнитным полем (сила Лоренца);
- поверхностной силы Марангони.

Кроме того в [10] было показано, что при определенных условиях существенное значение может иметь поверхностная сила вязкого трения потока плазмы с поверхностью сварочной ванны. В условиях А-ТИГ сварки, когда размеры анодного и катодного пятен становятся соизмеримыми, течение плазмы в столбе сварочной дуги (в отличие от классического набегания потока плазмы на ванну) может организовываться в виде двух вихревых течений [6], при этом касательная сила вязкого трения становится направленной к центру поверхности сварочной ванны. При такой структуре потоков плазмы влияние давления плазменного потока на деформацию свободной поверхности становится несущественным и основное воздействие оказывает [11] давление отдачи паров металла в процессе его испарения с перегретого выше температуры кипения участка поверхности сварочной ванны. Деформация сварочной ванны и связанное с этим смещение источника нагрева в глубь ванны может служить [3, 12] дополнительным фактором повышения проплавляющей способности сварочной дуги.

Представляет интерес определение степени влияния различных силовых факторов на гидродинамические процессы в сварочной ванне. В настоящей работе сделана попытка провести этот анализ методом математического моделирования применительно к А-ТИГ сварке неподвижной дугой (точечная сварка). В этом случае можно ограничиться моделью в осесимметричном приближении. С целью верификации модели были проведены экспериментальные исследования динамики проплавления при точечной ТИГ и А-ТИГ сварке. Результаты вычислительных и натурных экспериментов изложены в этой работе.

Математическая модель магнитной гидродинамики и теплообмена при дуговой сварке неплавящимся электродом. *Основные положения.* Наиболее полное описание процесса дуговой сварки должно базироваться на модели, учитывающей взаимодействие столба дуги с поверхностью свариваемого изделия. В настоящей работе предлагается модель тепловых, электромагнитных и гидродинамических процессов, протекающих в сварном изделии. Эта модель приближенно учитывает взаимодействие дуги с основным металлом, исходя из двух следующих положений: 1) сварочный ток втекает в изделие через анодное пятно радиусом R_a; 2) тепловой поток поступает в изделие через «тепловое» пятно радиусом R_T на поверхности сварочной ванны. Предполагается, что плотность тока и удельный тепловой поток источника нагрева в соответствующих пятнах распределены по нормальному закону. При проведении вычислительных экспериментов значения R_a и R_T выбирались из экспериментальных данных [13–15]. Деформация свободной поверхности сварочной ванны не принимается во внимание. Модели тепловых, электромагнитных и гидродинамических процессов формулируются в осесимметричном приближении.

Модель тепловых процессов. При разработке модели нестационарного сварочного нагрева пластины (в том числе двухслойной) (рис. 2) использовались следующие физические предпосылки: 1) процесс переноса энергии в свариваемом изделии происходит по кондуктивно-конвективному механизму; 2) теплообмен изделия с окружающей средой осуществляется конвекцией и излучением одновременно; 3) при перегреве свободной поверхности сварочной ванны выше температуры кипения учитываются потери тепла на испарение. Для расчета удельного теплового потока, идущего на парообразование, использовали расчетные данные работы [16] о зависимости удельного массового потока пара от температуры поверхности расплава. При этих предположениях математическая модель тепловых процессов имеет вид:

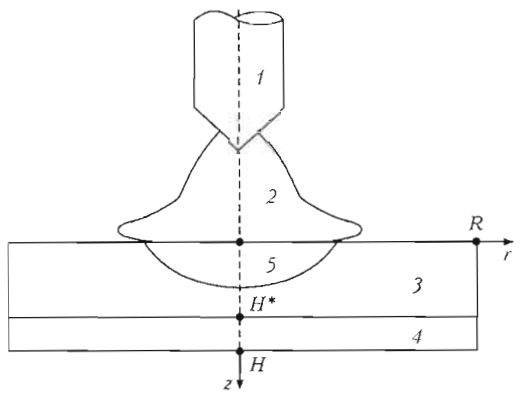


Рис. 2. Схема к математическому описанию нагрева: *1* — катод; *2* — дуга; *3*, *4* — свариваемые листы; *5* — сварочная ванна

$$\frac{\partial W}{\partial t} + V_r\frac{\partial W}{\partial r} + V_z\frac{\partial W}{\partial z} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda(T, z)\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda(T, z)\frac{\partial T}{\partial z}\right) + \psi(r, z), \quad 0 < r < R, \quad 0 < z < H, \quad (2)$$

$$\left.\frac{\partial T}{\partial r}\right|_{z=0} = 0, \quad \lambda\left.\frac{\partial T}{\partial z}\right|_{z=L} = \alpha_L(T - T_c),$$
$$-\lambda\left.\frac{\partial T}{\partial z}\right|_{z=0} = -q_h + q_\varepsilon + q_n + q_v, \quad (3)$$

где $W(T) = \int_{T_0}^{T} c\rho dT + \kappa\rho\eta(T)$ — энтальпия; $c = c(T)$; $\rho = \rho(T)$ — удельная теплоемкость и плотность металла; $\eta(T)$ — доля твердой фазы; κ — теплота плавления; q_h — удельный поток тепла, вводимого в изделие; $q_\varepsilon = \varepsilon\sigma_0(T^4 - T_c^4)$ — потери тепла на излучение; $q_v = g_v\chi_v$ — потери тепла на парообразование; $g_v = g_v(T)$ — удельный массовый поток пара; χ_v — теплота парообразования; α_0, α_L — коэффициенты теплоотдачи; $\psi(r, z)$ — производительность джоулевых источников тепла.

Модель электромагнитных процессов. Для определения поля плотности тока в свариваемом изделии использовалась следующая модель электрических процессов, сформулированная относительно скалярного потенциала электромагнитного поля:

$$\operatorname{div}(k \operatorname{grad}\varphi) = 0, \quad 0 < r < R, \quad 0 < z < H, \tag{4}$$

$$k\left.\frac{\partial\varphi}{\partial z}\right|_{z=0} = j_z^*(r), \quad \left.\frac{\partial\varphi}{\partial r}\right|_{r=0} = 0,$$
$$\left.\frac{\partial\varphi}{\partial z}\right|_{r=R} = 0, \quad \varphi(r, H) = 0, \quad 0 < r < R, \tag{5}$$

где σ — удельная электрическая проводимость. Распределение плотности тока $j_z^*(r)$ в анодном пятне задавалось по нормальному закону таким образом, что $\int_0^{R_a} j_z^*(r) r dr = 0{,}9I$, где I — сварочный ток. Зная распределение потенциала, можно вычислить плотность тока $\vec{j} = -k \operatorname{grad}\varphi$, распределение объемной плотности джоулевых источников тепла $\psi = \sigma|\operatorname{grad}\varphi|^2$ и, исходя из уравнения $\operatorname{rot}\vec{H} = \vec{j}$, определить напряженность магнитного поля $\vec{H} = \{0, H_\theta(r, z), 0\}$. В осесимметричном электромагнитном поле объемная плотность пондеромоторной силы выражается через напряженность поля H_θ следующим образом:

$$\vec{F} = -\mu_0\mu\left(\frac{1}{2}\operatorname{grad} H_\theta^2 - \frac{H_\theta^2}{r}\vec{e_r}\right), \tag{6}$$

где μ — относительная магнитная проницаемость. Известно, что потенциальная составляющей объемной силы не приводит к движению жидкости (хотя и не препятствует движению под действием другой силы), поэтому производящей движение расплава силой является центростремительная сила $\vec{F}_{rot} = = -\mu_0\mu\frac{H_\theta^2}{r}\vec{e_r}$, где $\vec{e_r}$ — единичный вектор. На поверхности сварочной ванны эта сила непосредственно выражается через сварочный ток:

$$\vec{F}_{rot}(r, 0) = -\mu_0\nu\frac{I^2}{4\pi R_a^3}\frac{r}{R_a}\vec{e_r}, \quad 0 < r\ R_a. \tag{7}$$

В контексте дальнейшего изложения отметим, что величина центростремительной силы обратно пропорциональна кубу радиуса анодного пятна.

Модель гидродинамических процессов. Для описания гидродинамики сварочной ванны привлекалась полная система уравнений движения вязкой несжимаемой жидкости. Уравнения интегрировались в области сложной формы, ограниченной свободной поверхностью $z = 0$ сварочной ванны и подлежащим определению фронтом плавления Г. Принимали во внимание воздействие на расплав следующих силовых факторов: центростремительной составляющей силы Лоренца $\vec{F}_{rot}$, подъемной силы Архимеда $\vec{F}_A$ и поверхностной сила Марангони. Модель описывается следующими уравнениями и граничными условиями:

$$\frac{\partial V_r}{\partial t} + V_r\frac{\partial V_r}{\partial r} + V_z\frac{\partial V_r}{\partial z} = -\frac{1}{\rho}\frac{\partial P_r}{\partial r} +$$
$$+ \nu\left(\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\frac{\partial V_r}{\partial r}\right) + \frac{\partial^2 V_r}{\partial z^2} - \frac{V_r}{r^2}\right) + \frac{(\vec{F}_{rot}\vec{e_r})}{\rho},$$
$$\frac{\partial V_z}{\partial t} + V_r\frac{\partial V_z}{\partial r} + V_z\frac{\partial V_z}{\partial z} = -\frac{1}{\rho}\frac{\partial P}{\partial z} +$$
$$+ \nu\left(\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\frac{\partial V_z}{\partial r}\right) + \frac{\partial^2 V_z}{\partial z^2}\right) + F_A + g\beta_T T,$$
$$V_r(0, z, t) = 0, \quad \left.\frac{\partial V_z}{\partial r}\right|_{r=R} = 0,$$
$$V_n|_\Gamma = V_\tau|_\Gamma = 0, \quad V_z(r, 0, t) = 0,$$
$$\nu\left.\frac{\partial V_r}{\partial z}\right|_{z=R} = -\frac{1}{\rho}\beta_\sigma\left.\frac{\partial T}{\partial z}\right|_{z=0}.$$

где V_r, V_z — компоненты вектора скорости; ν — кинематическая вязкость; $\beta_\sigma = \frac{1}{\sigma^0}\frac{\partial\sigma}{\partial T}$; $\beta_T = \frac{d\rho}{dT}$.

Численная реализация модели. Задачи тепло-, массо- и электропереноса, сформулированные выше, решались методом сеток. Для аппроксимации указанных задач вводилась регулярная эйлеровая сетка $\omega_h = \{r_n = nh_r,\ n = \overline{0, N},\ Nh_r = R;\ z_m = mh_z,\ Mh_z = H\}$ и сетка по времени $\omega_\tau = \{t_k = k_\tau,\ k = 0, 1, 2, \ldots\}$. Для аппроксимации субстанциональных производных в уравнениях энергии и движения использовали локальную лагранжевую сетку, построенную [17, 18] таким образом, чтобы в искомый момент времени $t = t_k$ узлы эйлеровой и локальной лагранжевой сеток совпадали. При этом шаг по времени ограничивался, исходя из требования, чтобы максимальное число Куранта не превосходило единицу, т. е. $\max_{\omega_h}|\mathrm{Ku}| < 1$. Уравнения гидродинамики интегрировались в области $\Omega = \{0 < r < R,\ 0 < z < H\}$ с использованием метода фиктивных областей. С этой целью в той части области Ω, которая относится к твердой фазе, плотность и вязкость выбирались имеющими достаточно высокие значения. При расчетах использовали следующую сетку ω_h: $N = 140$, $M = 140$.

Экспериментальные исследования. Кинетику проплавления металла изучали при точечной ТИГ и А-ТИГ сварке пластин из нержавеющей стали

08Х18Н10Т толщиной 5 мм. При А-ТИГ сварке (неподвижной дугой) использовали аэрозольный активирующий флюс ПАТИГ С-А. Выполняли серии сварных точек при различном времени горения дуги: t = 1, 2, ..., 10 с. В процессе сварки фиксировалось изменение напряжения на дуге при токе I = 100 А. Использовался вольфрамовый электрод с 2 % ThO_2 диаметром 3,2 мм и углом заточки 35°. Установленная длина дуги во время сварки составляла 1,5 мм. В качестве защитного газа применялся аргон (расход 12 л/мин).

В квазистационарном режиме формирования шва при сварке подвижной дугой количество металла, расплавляемого и кристаллизующегося в единицу времени, совпадает, поэтому скачок плотности при фазовом переходе не влияет на форму свободной поверхности сварочной ванны. Напротив, при выполнении точечной сварки процесс плавления основного металла и процесс кристаллизации металла шва разделены во времени таким образом, что во время горения дуги происходит только плавление основного металла, а после отключения дуги — кристаллизация расплавленного металла ванны. Для никелевых сплавов скачок плотности при фазовом переходе составляет 10–12 %, в соответствии с чем объем сварочной ванны на эту же величину превосходит объем твердой фазы, подвергнувшейся расплавлению. Таким образом, при сварке неподвижной дугой в процессе плавления основного металла неизбежна деформация свободной поверхности с образованием выпуклого мениска, уменьшающего длину дуги. В связи с этим по мере увеличения объема сварочной ванны напряжение на дуге падает (рис. 3).

Следует отметить, что при точечной А-ТИГ сварке активация поверхности сварочной ванны происходит за счет первоначально нанесенного флюса, который в процессе сварки никаким образом не восполняется, в отличие от сварки подвижной дугой, когда флюс непрерывно вовлекается в процесс активации за счет перемещения дуги. Поэтому можно полагать, что сварка неподвижной дугой в режиме А-ТИГ осуществлялась лишь в течение ограниченного времени (возможно, 2–3 с), после чего действие флюса исчерпывалось. Этим объясняется менее существенное увеличение глубины проплавления при А-ТИГ сварке неподвижной дугой, чем это имеет место в случае перемещающейся дуги, хотя характерные отличия по ширине и глубине проплавления сохраняются (рис. 4).

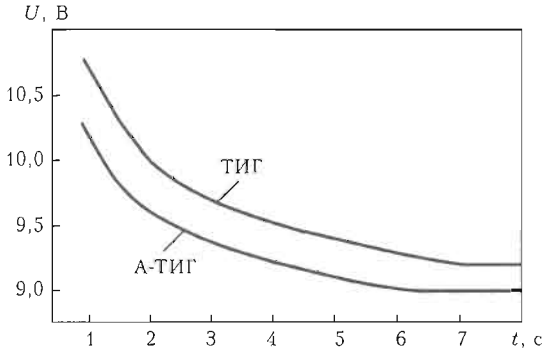


Рис. 3. Изменение напряжения на дуге в процессе точечной ТИГ и А-ТИГ сварки

Результаты вычислительных экспериментов. *Характеристики электромагнитного поля.* На рис. 5–7 представлены рассчитанные поля плотности тока $\vec{j}$, напряженности магнитного поля H_θ и объемной плотности вихревой составляющей силы Лоренца при токе дуги I = 100 А и радиусе анодного пятна R_a = 1,25 мм. Наибольшие значения центростремительной силы достигаются в объемах сварочной ванны вблизи анодного пятна. Влияние размера анодного пятна на величину центростремительной силы иллюстрирует рис. 8, на котором показано распределение $\left|\vec{F}_{rot}(R_a, z)\right|$ для различных радиусов анодного пятна. Как видно из этого рисунка, чем меньше радиус анодного пятна, тем больше величина центростремительной силы (см. (7)). Отметим, что для создания потока расплава, направлен-

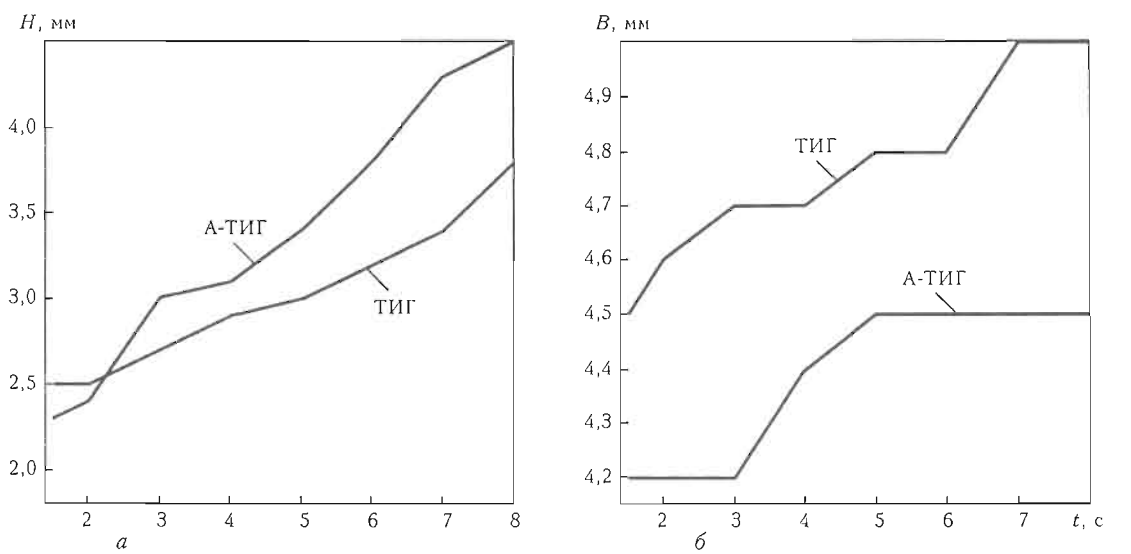


Рис. 4. Изменение глубины (*а*) и ширины (*б*) проплавления при ТИГ и А-ТИГ сварке

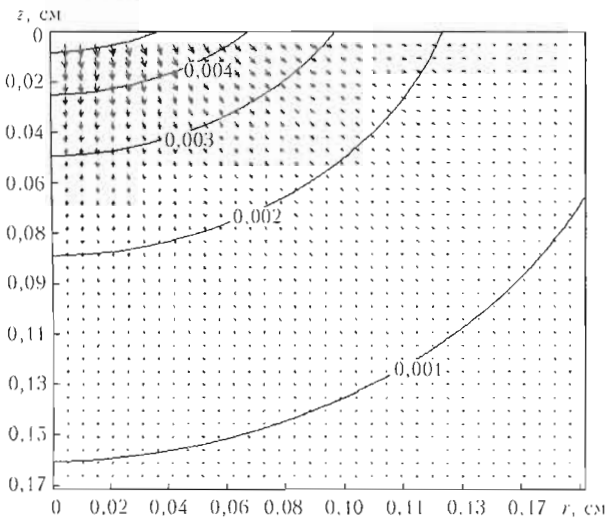


Рис. 5. Распределение потенциала (сплошные кривые) и плотности тока в сварочной ванне (max $|\vec{j}|$ = 5370 А/см^2)

ного ко дну ванны, существенное значение имеет не только величина силы, но и ее градиент в аксиальном направлении. Представленные результаты расчета можно интерпретировать таким образом, что в объемах сварочной ванны, примыкающих к анодному пятну, действует своеобразный магнитодинамический насос, прокачивающий расплав ко дну сварочной ванны. Производительность такого насоса в существенной мере зависит от диаметра анодного пятна. При $R_a > 2$ мм сжимающее воздействие вихревой составляющей силы Лоренца становится слабым и, соответственно, ее роль в формировании потоков расплава уменьшается.

Тепловые и гидродинамические процессы. Вычислительные эксперименты тепловой и гидродинамической обстановки при точечной сварке неплавящимся электродом, проведенные в настоящей работе, были направлены на изучение влияния различных силовых факторов на проплавляющую способность дуги при А-ТИГ сварке. С целью сравнительного анализа рассматривали следующие модельные ситуации:

- конвекция расплава отсутствует;

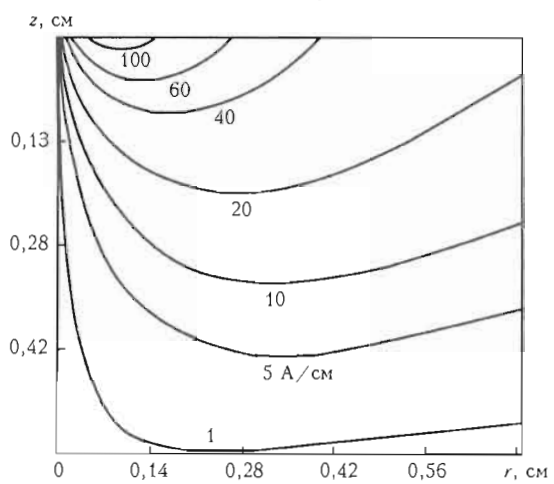


Рис. 6. Изолинии напряженности магнитного поля

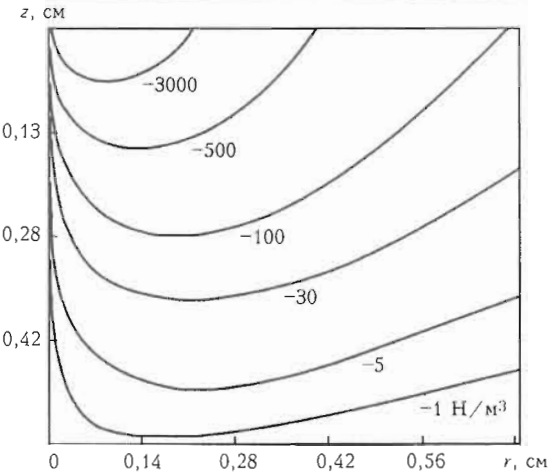


Рис. 7. Изолинии $|\vec{F}_{rot}|$ в сварочной ванне

- конвекция развивается в результате действия термокапиллярной силы (обратная конвекция Марангони — $\beta_\sigma > 0$);
- конвекция обусловлена силой плавучести;
- конвекция вызвана силой Лоренца.

Расчеты велись для нержавеющей стали при следующих численных значениях параметров, входящих в математическое описание: H = 5 мм, I = 100 А, $\beta_T = 2\cdot10^{-4}$ 1/К, $\beta_\sigma = 5\cdot10^{-4}$ Н/мК, R_a = 1,25 мм, R_T = 1,5 мм, η = 0,82. Выбранные значения R_a и R_T, которые по мнению авторов в наибольшей степени соответствуют А-ТИГ сварке, сохранялись неизменными в течение всего времени (10 с) горения дуги (в отличие от реальных условий сварки, при которых, как было указано выше, активирующее действие флюса ограничено во времени). Результаты расчета формы сварочной ванны и развивающихся в ней потоков расплава для различных ситуаций силового воздействия приведены на рис. 9 (время горения дуги t = 8 с). Приведенные данные свидетельствуют о том, что при R_a = 1,25 мм доминирующим силовым фактором, определяющим гидродинамику сварочной ванны, является сила Лоренца (рис. 9, *а*).

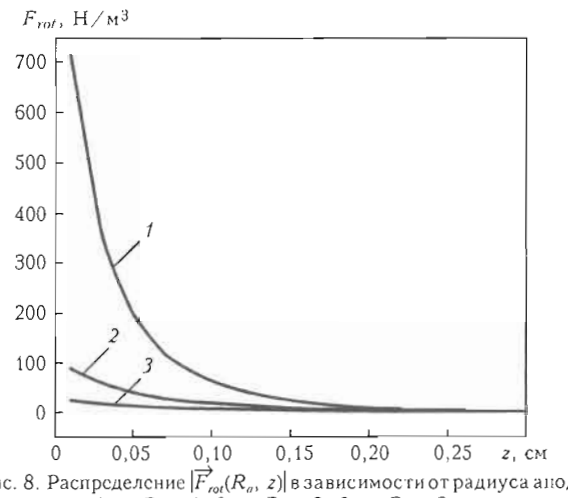


Рис. 8. Распределение $|\vec{F}_{rot}(R_a, z)|$ в зависимости от радиуса анодного пятна: *1* — R_a = 1; *2* — R_a = 2; *3* — R_a = 3 мм

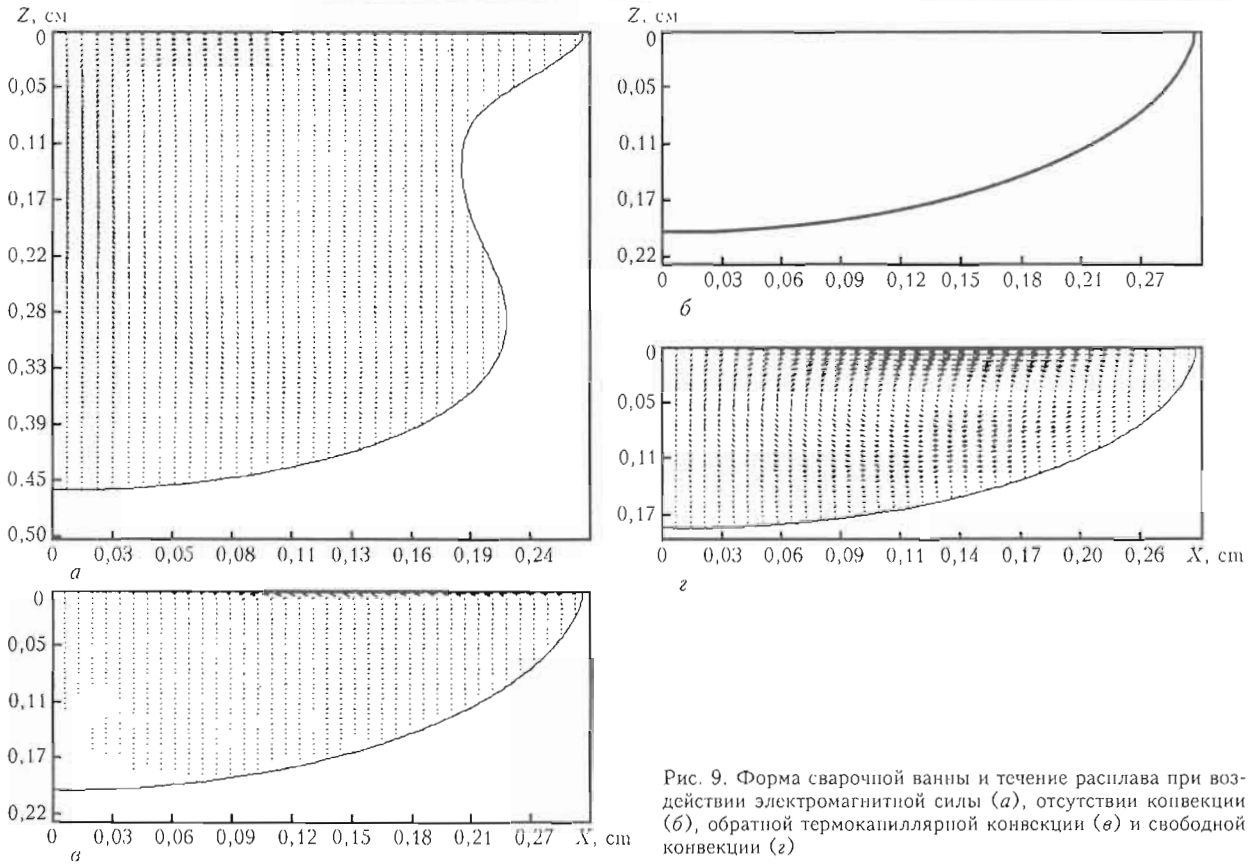


Рис. 9. Форма сварочной ванны и течение расплава при воздействии электромагнитной силы (*а*), отсутствии конвекции (*б*), обратной термокапиллярной конвекции (*в*) и свободной конвекции (*г*)

Под воздействием центростремительной составляющей этой силы в сварочной ванне организуется вихревое течение расплава, которое вблизи свободной поверхности направлено от периферии к центру сварочной ванны. Движущиеся навстречу друг другу потоки жидкого металла в осевой части ванны разворачиваются в аксиальном направлении, транспортируя перегретый до температуры кипения и выше (рис. 10) металл из центра теплового пятна ко дну ванны. Поскольку скорости движения жидкого металла поддерживаются достаточно высокими ($\max |\vec{V}_a| \approx 50$ см/с), то перемещающийся металл в значительной степени сохраняет тепло перегрева, в результате чего в сварочной ванне вблизи фронта плавления образуется температурное уплотнение с высоким градиентом температур. Вследствие этого создаются условия для увеличения глубины проплавления.

При заданном радиусе анодного пятна (R_a = = 1,25 мм) влияние размера пятна нагрева R_T на глубину проплавления носит экстремальный характер: глубина проплавления достигает максимума при R_T = 1,75 мм; дальнейшее уменьшение R_T и, соответственно, повышение плотности теплового потока приводит к дополнительному перегреву поверхности сварочной ванны выше температуры кипения $T_К$. В результате этого возрастают потери тепла на испарение и степень усвоения сварным изделием тепла источника снижается. Профиль температуры при перегреве поверхности ванны выше температуры кипения (R_T = 1,5 мм) имеет (см. рис. 10) характерную «площадку» при $T > T_К$.

Отметим еще одну особенность формирования шва при А-ТИГ сварке. Потоки расплава, разворачивающиеся у дна ванны в сторону ее боковой поверхности, способствуют дополнительному подплавлению металла, за счет чего возникает характерная «тюльпанообразная» форма шва. Подобная форма наблюдается при А-ТИГ сварке без сквозного проплавления. На рис. 11 показаны экспериментальная (А-ТИГ сварка на небольшой скорости) и расчетная форма поперечного сечения шва.

Результаты расчета кинетики проплавления при А-ТИГ сварке удовлетворительно согласуются с результатами экспериментальных исследований. На рис. 12 представлены экспериментальная форма сварочной ванны, расчетная и экспериментально

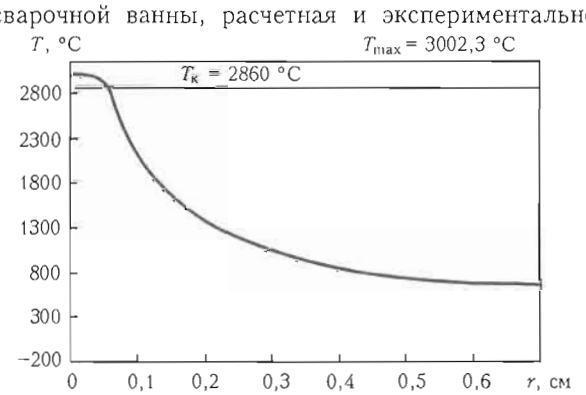


Рис. 10. Распределение температуры на поверхности сварочной ванны при R_a = 1,25 мм, R_T = 1,5 мм

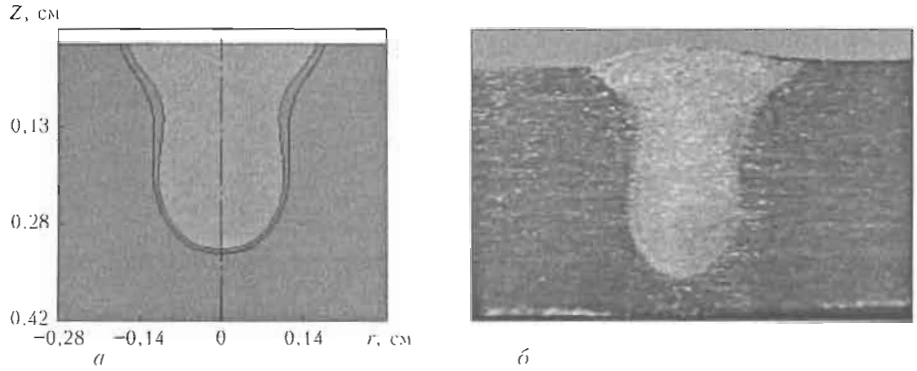


Рис. 11. Расчетная (*а*) и экспериментальная (*б*) формы поперечного сечения шва при А-ТИГ сварке

измеренная глубина проплавления в зависимости от длительности горения дуги. Эти данные свидетельствуют о том, что предложенная в настоящей работе математическая модель достаточно полно отражает характерные особенности формирования шва при А-ТИГ сварке.

Конвекция Марангони (при отсутствии воздействия других сил) имеет структуру течения металла (см. рис. 9, *в*), аналогичную наблюдаемой при электромагнитном воздействии, однако интенсивность течения, особенно в аксиальном направлении, существенно ниже ($\max|\vec{V}_a| \approx 1$ см/с). Действие силы плавучести (см. рис. 9, *г*) приводит к вихревому течению противоположного направления — от центра ванны к фронту плавления. В результате такой конвекции увеличивается ширина ванны, однако глубина проплавления оказывается заметно ниже по сравнению с получаемой под действием пондеромоторной силы.

Проведенный сравнительный анализ влияния различных силовых факторов показывает, что при А-ТИГ сварке доминирующее влияние на гидродинамику сварочной ванны и, в конечном итоге, на глубину проплавления и форму сварной точки ока-

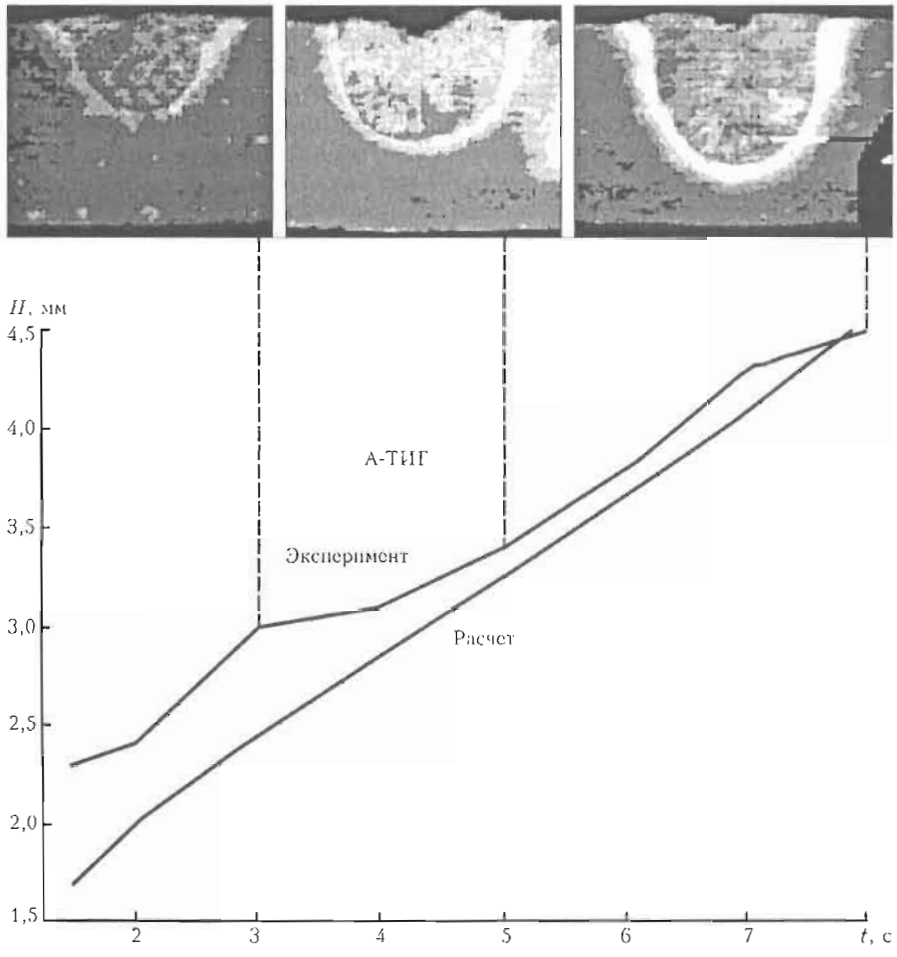


Рис. 12. Сопоставление расчетных и экспериментальных данных по глубине проплавления при А-ТИГ сварке

зывает электромагнитная сила. При отсутствии контрагирования дуги (ТИГ сварка) заметное влияние на процесс конвективного теплопереноса в жидком металле может оказывать свободная конвекция расплава и, возможно, поверхностная сила вязкого трения потока плазмы с поверхностью сварочной ванны.

Результаты расчета характерных параметров при $t = 5$ с сведены в таблице

Глубина проплавления и скорость течения расплава при различных силовых воздействиях ($R_a = 1{,}25$ мм, $R_T = 1{,}5$ мм)

Силовое воздействие	H, мм		max $\lvert V_a \rvert$
	расч.	эксп.	
Без конвекции	1,5	3,5	0
Сила Марангони	0,9		0,8
Сила Архимеда	1,4		2,7
Сила Лоренца	3,1		49,0

Выводы

1. Предложена математическая модель гидродинамики и теплообмена при точечной сварке неплавящимся электродом, позволяющая прогнозировать кинетику проплавления основного металла в зависимости от параметров режима сварки.

2. Параметрами, определяющими тепловое состояние и гидродинамику сварочной ванны при дуговых способах сварки, являются: размер анодного пятна (диаметр токового канала на аноде); размер пятна теплового нагрева. Принципиальное различие в проплавляющей способности дуги при ТИГ и А-ТИГ сварке обусловлено различным соотношением размеров токового и теплового пятен.

3. Проведен сравнительный анализ влияния различных силовых факторов (силы Лоренца, эффекта Марангони, силы Архимеда) на гидродинамику и тепловое состояние сварного изделия. Показано, что при диаметрах анодного пятна меньше 4 мм доминирующим фактором, определяющим глубину проплавления и форму сварной точки, является центростремительная составляющая силы Лоренца.

4. Результаты расчетов глубины и ширины шва при А-ТИГ сварке удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными. Формирование характерной «тюльпанообразной» формы шва при А-ТИГ сварке обусловлено тепловым воздействием потока перегретого металла, разворачивающегося вблизи дна ванны в сторону ее боковой стенки.

1. *Yushchenko K.A., Savitskiy M.M., Kovalenko D.V. et al.* A-TIG welding of carbon-manganese and stainless steel // Proc. of conf. «Welding technology of Paton Institute» (Abington, Oct. 1993). Abington Publishers, 1993. — P. 254–262.
2. *Lucas W., Howse D., Savitsky M.M. et al.* A-TIG — increasing the performance and productivity of the TIG process: IIW Doc.XII-1448-96.
3. *Савицкий М. М., Кушниренко Б. Н., Олейник О. И.* Особенности сварки вольфрамовым электродом с активирующим флюсом (ATIG-процесс) // Автомат. сварка. — 1999. — № 12. — С. 20–29.
4. *Lowke J., Tanaka M., Ushio M.* Mechanisms giving increased weld-depth to a flux // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2005. — No. 38. — P. 3438–3445.
5. *Yushchenko K.A., Kovalenko D.V., Kovalenko I.V.* Comparative analysis of TIG and A-TIG welding of stainless steel: IIW Doc. 212-1088-05.
6. *Paton B.E., Yushchenko K.A., Kovalenko D.V. et al.* Factors of increasing penetrating capasity of A-TIG welding of stainless steel: IIW Doc. XII-1911-06.
7. *David S.A., DebRoy T., Vitek J.M.* Phenomenological modelling of fusion welding processes // MRS Bull. — **14**, No. 1. — 29 p.
8. *Lowke J., Tanaka M., Ushio M.* Insulation effects of flux layer in producing greater weld depth: IIW Doc. 212-1053-04.
9. *Sato T., Ochiai T., Fujii H. et al.* Effect of shielding gas on penetration shape in double shielded GTA welding: IIW Doc. XII-1892-06.
10. *Tanaka M., Lowke J.* Predictions of weld pool profiles using plasma physics // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2007. — No. 40. — P. 1–23.
11. *Paton B.E., Yushchenko K.A., Kovalenko D.V. et al.* Role of quasi- keyhole and Marangoni convection in formation of deep penetration in A-TIG welding of stainless steel (Phenomenological model of A-TIG welding of stainless steel // Proc. of Joint 16th Int. Conf. on Computer Technology in Welding and Manufacturing and 3rd Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes (Kiev, Ukraine, June 2006). — Kiev: PWI, 2006. — P. 258–263.
12. *Paton B.E., Yushchenko K.A., Kovalenko D.V. et al.* Formation of quasi keyhole is a cause of deep penetration in A-TIG welding of stainless steel: IIW Doc. 212-1085-05.
13. *Yushchenko K.A., Kovalenko D.V., Kovalenko I.V.* Investigation of peculiarities of A-TIG welding of stainless steels: IIW Doc. 212-1047-03.
14. *Шоек П. А.* Исследование баланса энергии на аноде сильноточных дуг, горящих в атмосфере аргона // Современные проблемы теплообмена. — М.; Л.: Энергия, 1966. — С. 110–139.
15. *Schnick M., Munoz J.E.F., Zschetzche J. et al.* Experimentelle Moglichkeiten der WSG-Lichtbogenanalyse // Schweissen und Schweiden. — 2007. — **59**, No. 7–8. — P. 396–403.
16. *Krivtsun I.V., Demchenko V.F., Lesnoy A.B.* Model of evaporation-condesation processes in welding and material treatment // Proc. of Joint 16th Int. Conf. on Computer Technology in Welding and Manufacturing and 3rd Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes (Kiev, Ukraine, June, 2006). — Kiev: PWI, 2006. — P. 184–187.
17. *Ляшко И. И., Демченко В. Ф., Вакуленко С. А.* Вариант метода расщепления уравнений динамики вязкой несжимаемой жидкости на лагранжево-эйлеровых сетка // Доклады АН УССР. — Серия А. — 1981. — С. 43–47.
18. *Демченко В. Ф., Лесной А. Б.* Лагранжево-эйлеровый метод численного решения многомерных задач конвективной диффузии // Там же. — 2000. — № 11. — С. 71–75.

ПРОГРАММНЫЙ КОМПЛЕКС ФОРМИРОВАНИЯ МОДЕЛЕЙ СВАРНЫХ ШВОВ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОБЩИХ ОСТАТОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ

Д. П. КУНКЕВИЧ, С. В. МЕДВЕДЕВ, М. В. ПЕТРУШИНА, Ж. Г. ЯКОВЛЕВА
Объединенный ин-т проблем информатики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Апробированная оригинальная компьютерная инженерная методика прогнозирования общих остаточных деформаций сварных конструкций из малоуглеродистых и низколегированных сталей, изготавливаемых дуговыми способами сварки, продиктовала необходимость разработки соответствующего программно-методического средства для моделей сварных швов, зон сплавления и зон необратимых пластических деформаций. Представлена структура программного комплекса, его основные функции и возможности. Приведен пример использования программного комплекса для многокомпонентной сварной конструкции с произвольно расположенными в пространстве короткометражными сварными швами.

Рассматриваемые в данной работе программно-методические средства, с одной стороны, развивают подходы конструктивно-технологического проектирования сварных конструкций в универсальных графических системах [1] и компьютерную методику прогнозирования общих остаточных деформаций сварных конструкций из малоуглеродистых и низколегированных сталей [2], с другой, выступают как важная составная часть в комплексе работ по формированию методов получения технологической документации нового поколения — «графотехнологии» [3].

Как известно, до сих пор расчет и прогнозирование поведения сварных конструкций с большим числом произвольно расположенных в пространстве разнокалиберных сварных швов — задача актуальная, бесспорно важная, но трудоемкая как в плане подготовки исходных данных, так и в вычислительном аспекте.

В связи с этим основное назначение программного комплекса ИНСВАР-ШВЫ — снижение трудоемкости процессов подготовки исходных данных за счет автоматизации создания компьютерных моделей сварных соединений, которые обеспечивают адекватное представление сварных конструкций на различных стадиях конструкторско-технологической подготовки производства. Создаваемые модели

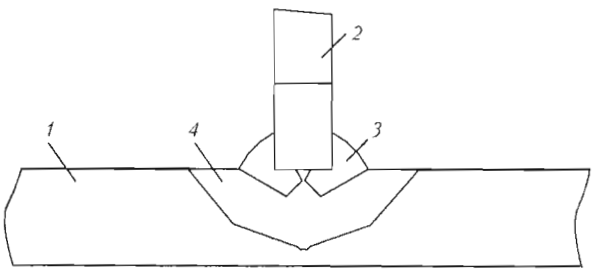


Рис. 1. Схема сварного таврового соединения: *1*, *2* — свариваемые детали; *3* — шов; *4* — зона необратимых пластических деформаций

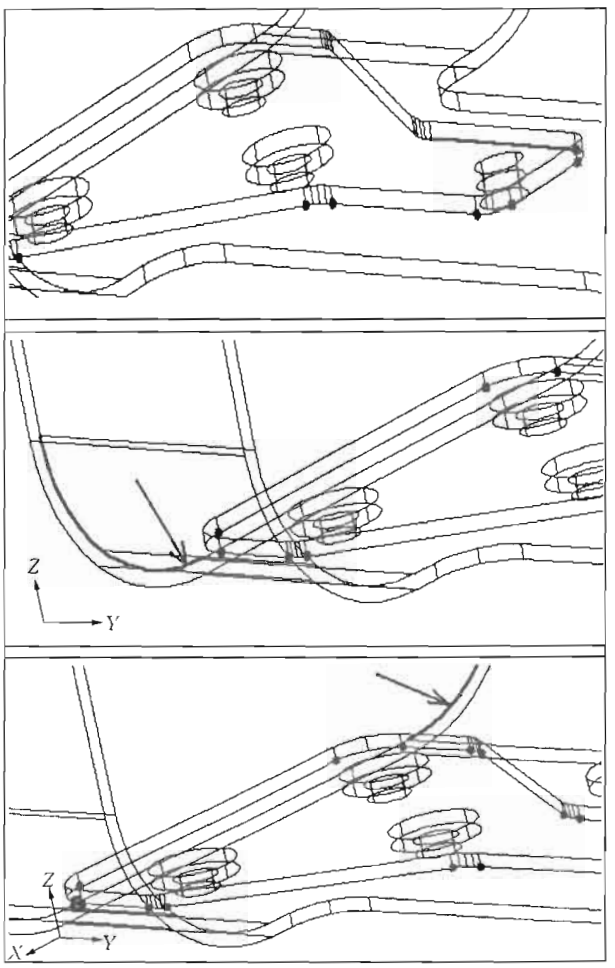


Рис. 2. Формирование траектории сварного шва

© Д. П. КУНКЕВИЧ, С. В. МЕДВЕДЕВ, М. В. ПЕТРУШИНА, Ж. Г. ЯКОВЛЕВА, 2009

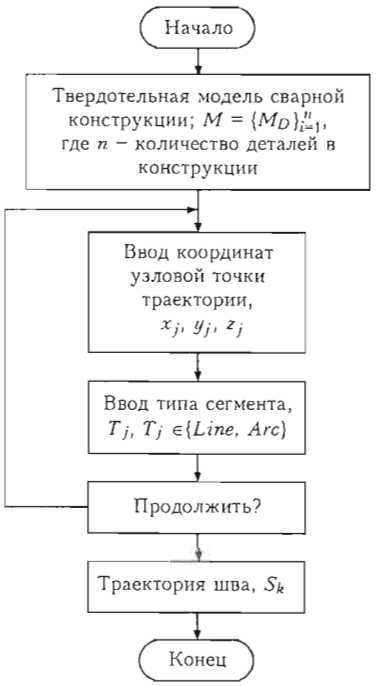


Рис. 3. Алгоритм формирования траектории сварного шва

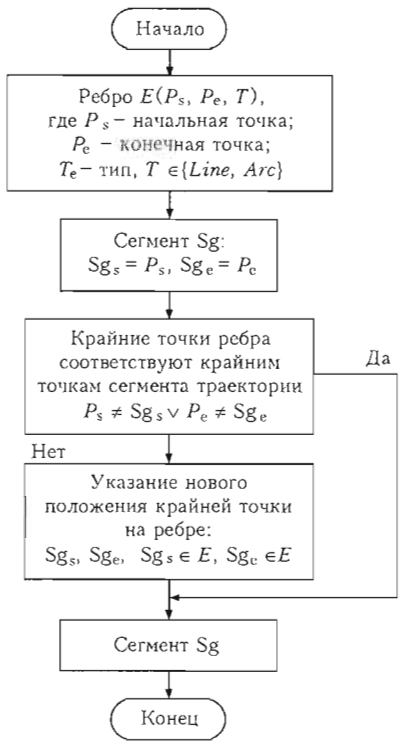


Рис. 4. Алгоритм создания сегмента траектории сварного шва на основе информации о ребре твердотельной модели

позволяют произвести расчеты напряжений и деформаций, возникающих в конструкциях после сварки. Используемая методика [2] основана на упрощенных теориях сварочных напряжений и деформаций. Основные составляющие соответствующей расчетной модели — конечноэлементная сетка и граничные условия. Для разбиения рассчитываемых объектов на конечные элементы необходимо описание исходной геометрии. На ее создание и ориентированы программно-методические средства, входящие в состав комплекса. При разработке описываемого в докладе комплекса были выделены следующие элементы сварного соединения (рис. 1): свариваемые делали, сварной шов, зоны необратимых пластических деформаций, непосредственно прилегающие к шву. Среди отмеченных видов моделей наиболее важна геометрическая, корректность которой — залог качества и успешности генерации сетки конечных элементов.

Построение геометрической модели сварного соединения включает следующие этапы работ:

- создание траектории шва;
- построение профилей шва и пластической зоны;
- построение тел шва и пластических зон;
- согласование между собой тел шва, активных зон и свариваемых деталей.

В плане алгоритмизации первые две задачи очень сложны, поэтому основной метод их решения — интерактивный. Программные средства в данном процессе выполняют сервисные функции.

На рис. 2 показано формирование шва, на рис. 3 приведен алгоритм формирования траектории шва. Предполагается, что в общем случае траектория — сложная полилиния, включающая в себя как прямолинейные сегменты, так и криволинейные, поэтому процесс ее формирования — циклический. В каждом цикле определяются конечная узловая точка сегмента и его тип. Наличие твердотельной модели сварной конструкции позволяет автоматизировать ввод необходимых данных. Например, указав ребро, вдоль которого проходит шов, можно определить все необходимые атрибуты сегмента траектории. На рис. 4 приведен алгоритм извлечения соответствующей информации.

Профиль сварного шва формируется в плоскости, перпендикулярной траектории в ее стартовой точке. Исходная информация для построения — катет шва и ориентация катетов относительно стартовой точки траектории. В идеале профиль сварного шва представляет собой равнобедренный треугольник (рис. 5, *а*). Исключением являются стыковые швы, профили которых можно представить сек-

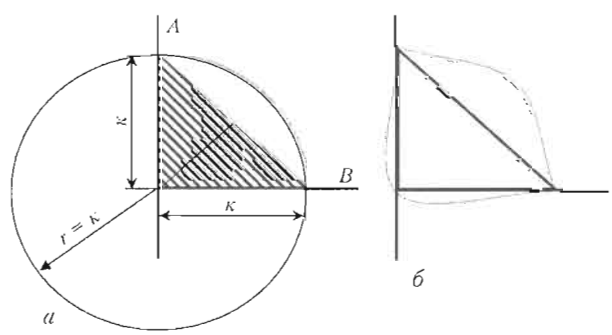


Рис. 5. Профили швов: *а* — номинальный; *б* — с зонами проплавления

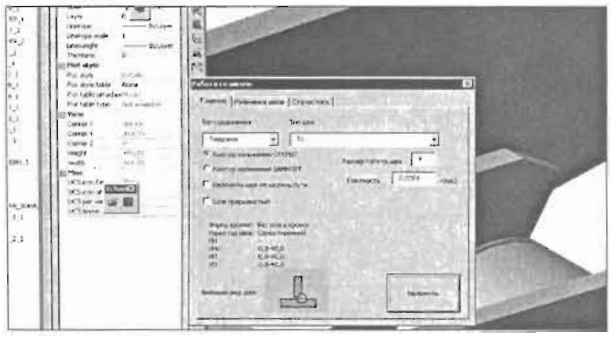


Рис. 6. Ввод параметров сварного соединения

торами круга с радиусом, равным катету шва. В процессе сварки вдоль катетов шва появляются зоны проплавления. Степень указанных деформаций зависит от параметров сварки. Все это соответствующим образом учитывается при формировании профиля геометрической модели, окончательный вид которого приведен на рис. 5, *б*. Исходным контуром для построения профиля пластических зон служит окружность, построенная в плоскости профиля шва с центром в стартовой точке траектории. Радиус окружности определяется катетом шва и режимами сварки.

Тело шва строится при помощи операции «Выдавливание» («Extrude»): профиль шва протягивается вдоль его траектории. Аналогичным образом строится профиль пластической зоны. Однако это только первый этап создания соответствующих тел. На следующем этапе строятся пересечения созданного тела со свариваемыми деталями. Полученные в результате объекты и будут геометрическими моделями пластических зон.

Программно-методический комплекс реализован как приложение к графическому пакету Mechanical Desktop. Для обращения к нему служит команда «Seams». В появившемся при обращении к ней диалоговом окне (рис. 6) указываются параметры

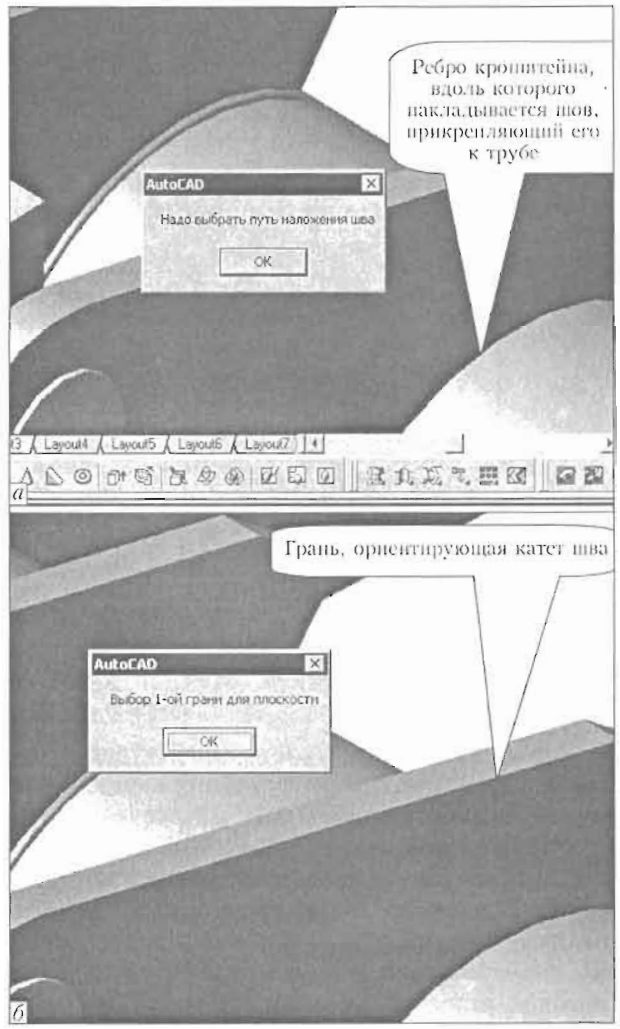


Рис. 7. Указание элементов графической модели, ориентирующих сечение шва: *а* — ребро; *б* — грань

будущего шва (тип соединения и шва, катет шва), а также ряд вспомогательных признаков. Далее не-

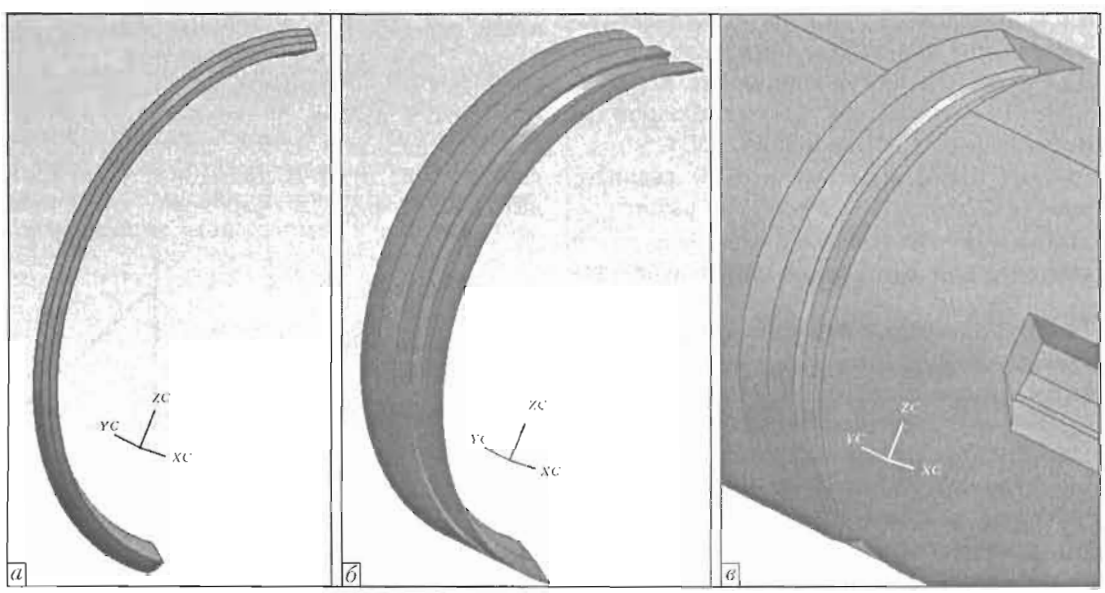


Рис. 8. Элементы сварного соединения: *а* — тело шва; *б* — пластическая зона; *в* — фрагмент сварной детали

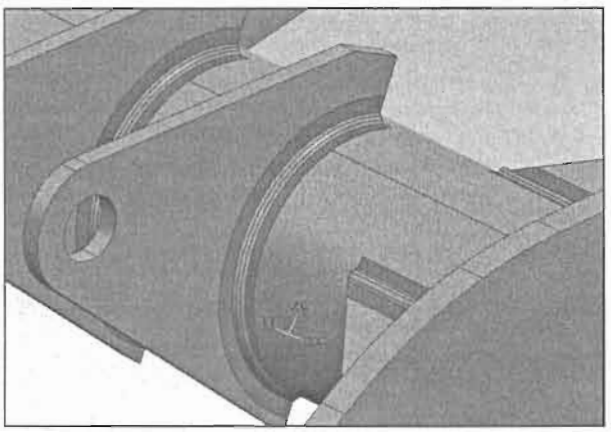


Рис. 9. Окончательный вид сварного соединения

обходимо указать элементы графической модели, из которых будут извлекаться параметры модели соединения. Первым указывается ребро, вдоль которого накладывается шов (рис. 7, *а*). Можно указать несколько ребер подряд — траектория шва пройдет через каждый из них. После того как траектория сформирована, необходимо сориентировать катеты сечения. В качестве ориентирующих элементов используются грани, прилегающие к шву. В ответ на предложение указать первую грань (рис. 7, *б*), следует указать грань кронштейна, в ответ на аналогичный запрос относительно второй грани — цилиндрическую грань трубы.

Если траектория шва не полностью совпадает с выбранным ребром, в диалоговом окне параметров следует отметить опцию «Наложить шов не на весь путь». В этом случае при формировании траектории будет дополнительно запрошено положение соответствующей вершины траектории.

После указания опорных элементов будут сформированы тело шва (рис. 8, *а*) и тело зоны пластических деформаций (рис. 8, *б*). Тело каждой пластической зоны будет вычтено из тела соответствующей детали (рис. 8, *в*), а тело шва — из прилегающих к нему пластических зон.

Окончательный вариант геометрической модели сварного соединения приведен на рис. 9.

Расчетная модель формируется после указания способа закрепления частей модели, описания контактов между ними, нагрузок и других граничных условий. Пример прогнозирования остаточных деформаций приведен на рис. 10. Полученная геометрия сварного соединения — твердотельная, что обеспечивает широкие возможности определения совокупного объема моделей швов, сортировку их по типам и калибрам, а также оперативное нормирование расходов основных и вспомогательных сварочных материалов. Твердотельные модели швов представляют собой исходные данные для формирования качественных конечноэлементных моделей (рис. 11) в автономных сеточных генераторах. По результатам опытной эксплуатации рассмотренного программного комплекса отмечено сокращение в 1,5–4 раза затрат времени на подготовку и верификацию исходной геометрической информации о моделях швов и зон необратимых пластических деформаций. Перспективно встраивание программного средства в проектные процедуры разработки и оперативного технологического анализа сварных конструкций на этапах принятия предварительных

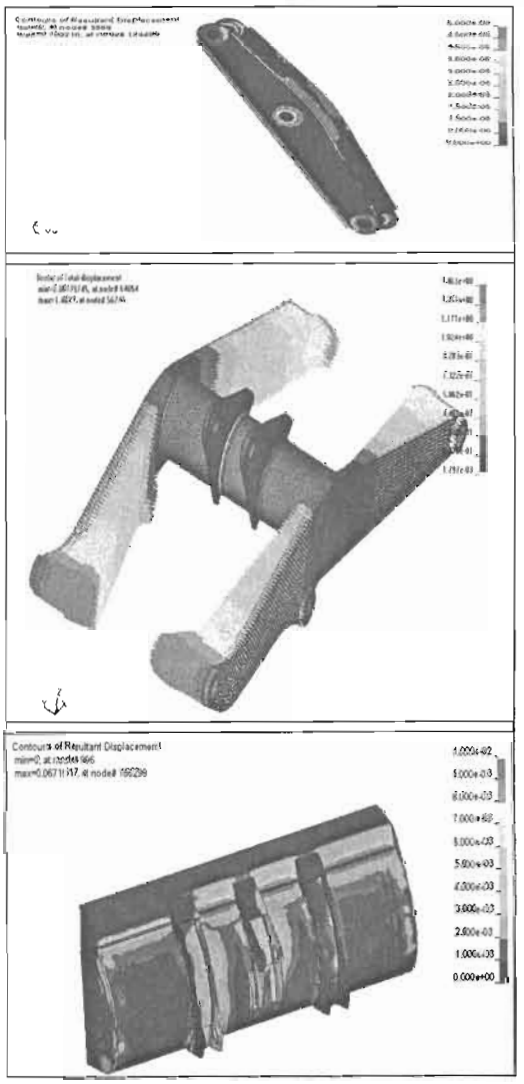


Рис. 10. Примеры прогнозирования общих остаточных деформаций для сварных конструкций с большим количеством швов

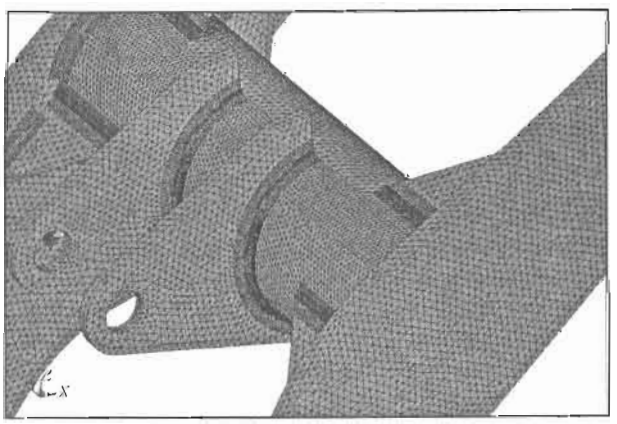


Рис. 11. Конечноэлементная модель сварного соединения

и окончательных конструктивно-технологических решений. По запросам заинтересованных предприятий программный комплекс ИНСВАР-ШВЫ может быть адаптирован и к условиям других популярных графических систем (КОМПАС, SolidWorks и др.).

1. *Конструктивно-технологическое* проектирование сварных конструкций в универсальных графических системах / В. И. Дьяченко и др. // Сварочн. пр-во. — 2004. — № 2. — С. 33–39.
2. *Medvedev S.V.* Computer modeling of residual welding strains in technological design of welded structures // Welding Int. — 2002. — **16**, No 1. — P. 59–65.
3. *Software* — methodological means for formation of technological documentation of new generation / D.V. Bikbulatov et al. // 16th Int. Conf. on Computer Technology in Welding and Manufacturing & 3rd Int. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes: Program and Abstracts of Papers for the Joint Conference. (Kiev, June 6–8, 2006). — Kiev: E.O. Paton Electric Welding Institute, 2006. — P. 33.

МЕТОД ОЦЕНКИ ВКЛАДА ОТДЕЛЬНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПАРАМЕТРОВ В ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СОЕДИНЕНИЙ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Л. И. МАРКАШОВА, Е. Н. БЕРДНИКОВА, О. С. КУШНАРЕВА, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

На базе экспериментальной информации о структурно-фазовом состоянии металла шва сварных соединений (аргоно-дуговая сварка сплава 1460 системы Al–Cu–Li с присадками Св1201 и 1201+Sc) непосредственно после сварки, а также последующих термообработок и внешнего нагружения проведена аналитическая оценка механических свойств (предела текучести и прочности) исследуемых зон соединений с учетом химического состава, размеров зерен и субзерен, реальной плотности дислокаций, объемной доли фазовых выделений и т. п. Использованный аналитический подход позволил определить влияние каждого из конкретных структурно-фазовых параметров на механические характеристики сварных соединений, их изменение под влиянием последующих термообработок и внешних нагружений.

Широко применяемый в настоящее время новый класс сложнолегированных стареющих Al–Li сплавов характеризуется комплексом высоких механических свойств (повышенная удельная прочность, жесткость при низкой плотности и высоком модуле упругости), кроме того технологичностью при криогенных и повышенных температурах, а также возможностью изготовления надежных сварных конструкций из этих сплавов [1, 2].

Однако ряд важных характеристик сплавов, таких как трещиностойкость, вязкость разрушения, сопротивление циклическим нагрузкам, резко изменяются в процессе изготовления конструкций и их эксплуатации, что в основном связывают со структурно-фазовыми превращениями при выполнении различных технологических операций [3, 4]. Это же относится к сварке указанного типа сплавов, поскольку структурное состояние свариваемых материалов может заметно изменяться под влиянием технологических условий сварочного процесса, что во многом обусловлено неравновесными условиями кристаллизации, существенно влияющими на процессы структурно-фазовых превращений, особенно в металле шва. Что касается алюминиевых сплавов, легированных литием, то в этом случае следует ожидать еще большего усложнения фазового состава, поскольку подобного типа сплавы относятся к стареющим материалам, которые, как правило, отличаются особой сложностью фазовых и структурных превращений в процессе термического воздействия в ряду используемых технологических операций, таких, например, как различные режимы термообработки [5, 6].

Предварительные исследования [7] показали, что особенности структурно-фазового состояния (химическая и структурная неоднородность, фазовый состав) металла шва и ЗТВ соединений алюминиевого сплава 1460 (Al–Cu–Li) с использова-

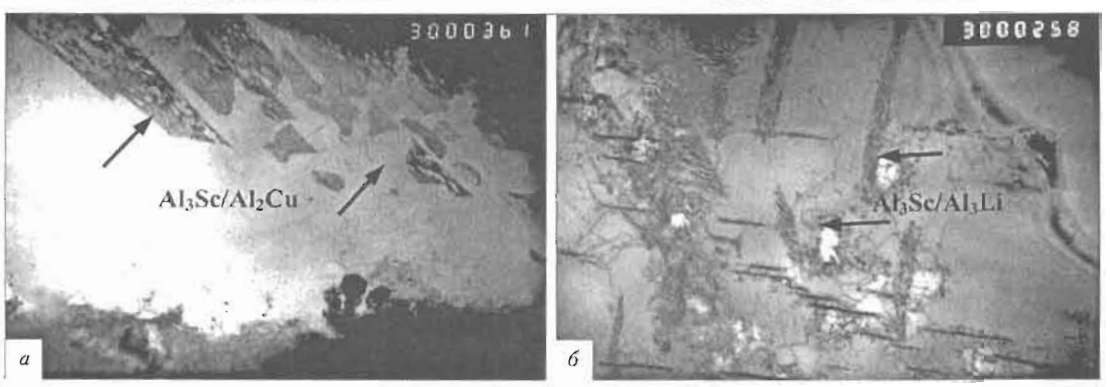


Рис. 1. Тонкая структура металла шва алюминиевого сплава 1460, полученного аргоно-дуговой сваркой с использованием присадочной проволоки Св1201+Sc, после термообработки на старение при $T = 350$ °С, $t = 1$ ч: *а* — композитные скандийсодержащие фазы Al_3Sc/Al_2Cu; *б* — Al_3Sc/Al_3Li (×30000)

© Л. И. МАРКАШОВА, Е. Н. БЕРДНИКОВА, О. С. КУШНАРЕВА, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ, 2009

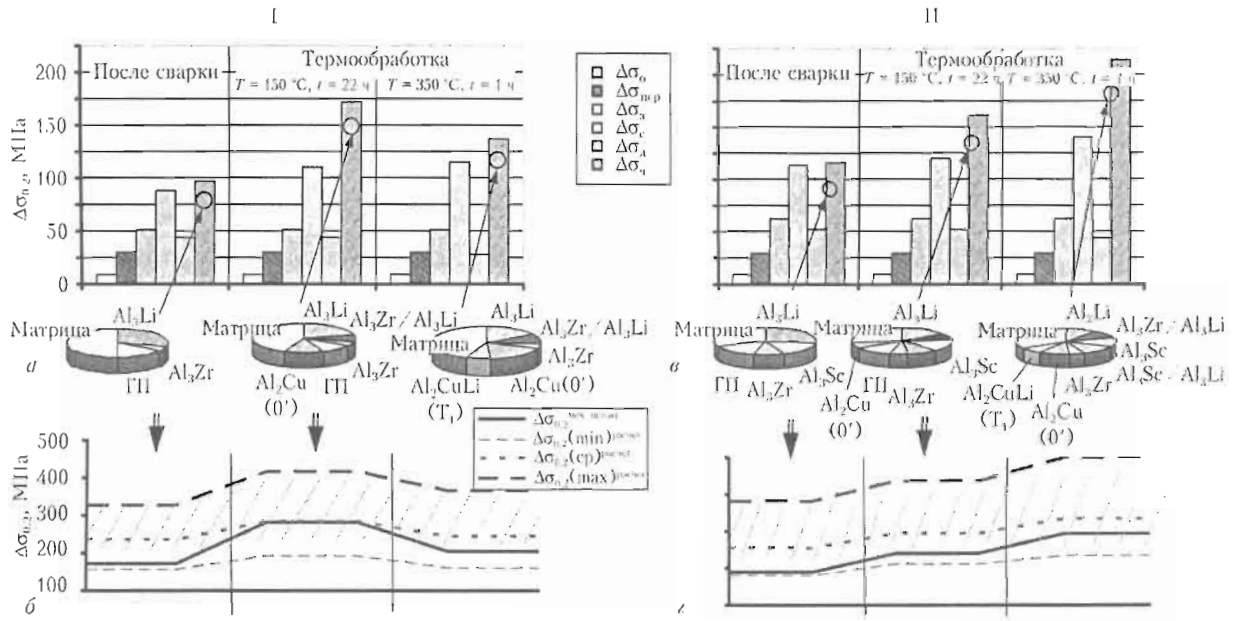


Рис. 2. Дифференциальный вклад отдельных структурных параметров в суммарное приращение предела текучести $\sigma_{0,2}$: химического состава $\Delta\sigma_{тв.р}$, реальной плотности дислокаций $\Delta\sigma_д$, размеров зерна $\Delta\sigma_з$, субзерна $\Delta\sigma_с$ и фазовых выделений $\Delta\sigma_ч$ (см. стрелки): *а*, *в* — секторные диаграммы, отражающие объемную долю формирующихся фазовых выделений; *б*, *г* — суммарное (интегральное) значение предела текучести металла шва, выполненного на алюминиевом сплаве 1460 с использованием присадочной проволоки Св1201 без скандия (I) и Св1201+Sc (II)

нием стандартной присадочной проволоки Св1201 (без добавок скандия) и опытной проволоки типа 1201 с добавками скандия (около 0,5 %) действительно во многом определяют технологическую и конструкционную прочность сварного соединения: интегральная прочность и твердость основного металла сплава 1460 в состоянии полной термической обработки довольно высокие, в то же время аналогичные свойства сварных соединений этого сплава при использовании промышленной присадки Св1201 (без скандия) составляет примерно 50 % прочности основного металла.

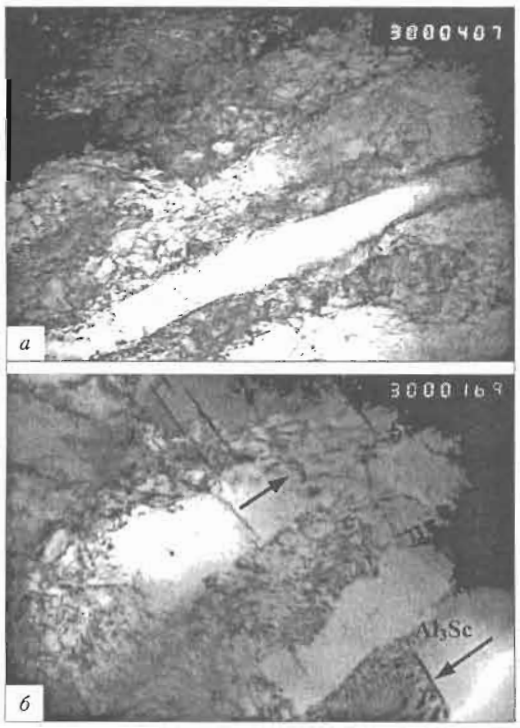


Рис. 3. Тонкая структура металла шва, выполненного на алюминиевом сплаве 1460 аргоно-дуговой сваркой, после термообработки на старение при T = 350 °C, t = 1 ч и последующего динамического нагружения: *а* — мощные полосы сдвига в металле без скандия; *б* — фрагментация структуры вследствие блокирования полос сдвига Sc-фазами в металле со скандием (×30000)

Учитывая тот факт, что указанный класс Al–Li сплавов является многокомпонентным по фазовому составу и что эти элементы структурного состояния существенно влияют на ряд механических характеристик металла и его сварных соединений, представлялось целесообразным оценить эффективность конкретного влияния различного типа структур, формирующихся в металле шва как в процессе сварки, так и при последующих термообработках, на эксплуатационные свойства сварных соединений. Также актуальна оценка влияния других (кроме фазовых образований) структурных параметров: размеров зеренной, субзеренной структуры, плотности дислокаций и т. п. Не меньший интерес представляет изучение влияния структуры металла шва и фазовых образований различного типа на протекание процессов накопления внутренних напряжений и их релаксации в условиях внешнего динамического воздействия.

Необходимая для оценок базовая экспериментальная информация о структурно-фазовом состоянии металла шва, легированного и не легированного скандием, на этапах непосредственно после сварки (аргоно-дуговой), последующих термообработок (T = 150 °C, t = 22 ч и T = 350 °C, t = 1 ч) и внешнего динамического нагружения была получена с

использованием комплексного исследования, включающего оптическую металлографию, аналитическую растровую и микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию [8, 9]. Наиболее характерные структуры фазовых выделений, в том числе и композитного типа, формирующиеся в процессе термообработки (T = 350 °С; t = 1 ч) представлены на рис. 1, *а*, *б*.

Оценку механических свойств прочности ($\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$) с учетом химического состава, зеренной, субзеренной, дислокационной структуры и фазовых выделений (их размеров и объемной доли) выполняли по аналитическим зависимостям Холла–Петча, Орована и др. [10–14]. Анализ характера локализованной деформации ($\varepsilon_л$) и внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) — очагов зарождения трещин, а также механизмов релаксации напряжений в привязке к структурно-фазовому состоянию соединений, проводили исходя из условий формирования дислокационных распределений и реальной плотности дислокаций [15].

Оценка приращения предела текучести с учетом химического состава (твердорастворное упрочнение $\Delta\sigma_{тв.р}$), реальной плотности дислокаций (дислокационное упрочнение $\Delta\sigma_д$), а также зеренного ($\Delta\sigma_з$), субзернного упрочнения ($\Delta\sigma_с$), частиц фазовых выделений ($\Delta\sigma_ч$) и т. д. была выполнена для металла шва без скандия и скандийсодержащего. Результаты свидетельствуют об увеличении в последнем случае прочностных характеристик в среднем на 50, 30 и 90 МПа в состоянии после сварки и последующих термообработок на режимах T = 150 °С, t = 22 ч и T = 350 °С, t = 1 ч соответственно. Причем на режиме T = 350 °С, t = 1 ч при легировании скандием максимальный вклад в упрочнение вносят фазовые выделения ($\Delta\sigma_ч$ = = 214 МПа), а минимальное — плотность дислокаций ($\Delta\sigma_д$ = 44 МПа) (рис. 2, *а–г*).

Установлено также, что металл шва в соединении Al–Li сплавов при отсутствии добавок скандия и динамическом нагружении приобретает неустойчивое структурное состояние, что проявляется в лавинообразном безбарьерном течении металла, протекающем путем мощных систем скольжения и полос сдвига (ПС) (рис. 3, *а*). Неравномерность плотности дислокаций ρ вдоль последних составляет от ~10^8–$2\cdot10^9$ см$^{-2}$ (область внутри ПС) до ~$8\cdot10^{10}$–$2\cdot10^{11}$ (непосредственно вдоль границ ПС), что приводит к формированию резких градиентов

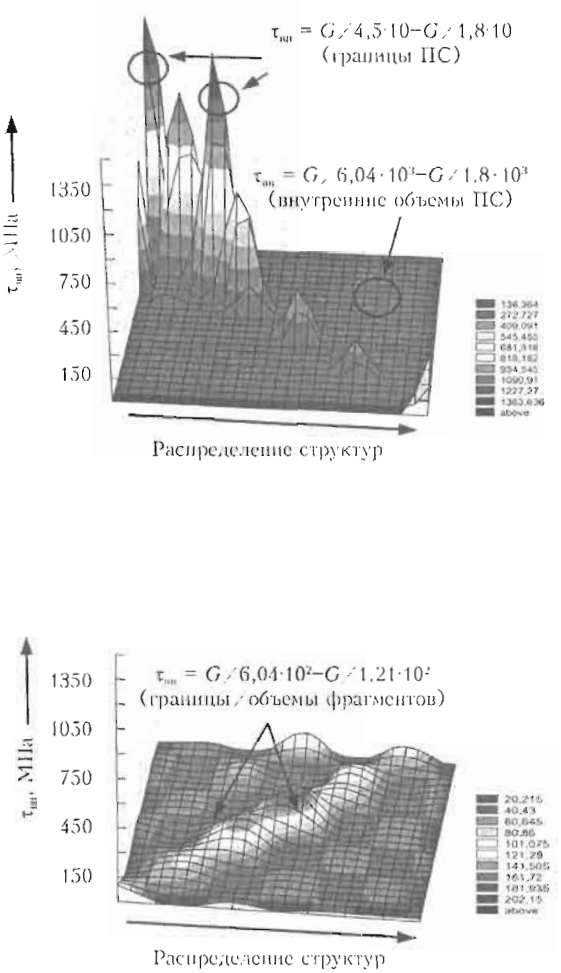


Рис. 4. Диаграмма распределения внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в металле шва после термообработки на старение при T = 350 °С, t = 1 ч и динамическом нагружении: *а* — резкие градиенты $\tau_{вн}$ (максимальные значения на уровне значений теоретической прочности) в металле без скандия; *б* — равномерное распределение внутренних напряжений в металле шва со скандием

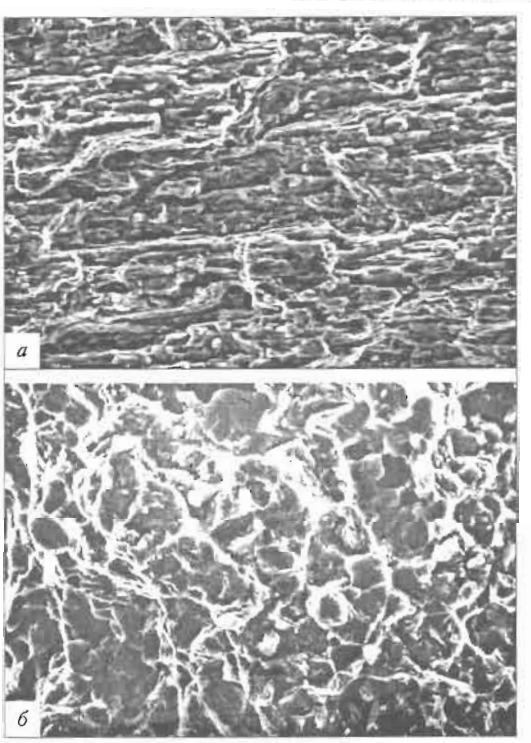


Рис. 5. Характер разрушения металла шва в условиях динамического нагружения: *а* — хрупкое разрушение металла без скандия (×300); *б* — вязкое разрушение с четко выраженной ямочной структурой в металле со скандием (×300)

внутренних напряжений ($\Delta\tau_{вн}$) от $G/6{,}04\cdot10^3$ до $G/1{,}8\cdot10^3$, т. е. протяженных концентраторов внутренних напряжений (рис. 4, *а*). Локальное направленное течение металла в сочетании с формирующимися протяженными концентраторами внутренних напряжений на границах ПС и является причиной трещинообразования и снижения свойств прочности и пластичности соединений при отсутствии легирования скандием, что подтверждается хрупким характером разрушения (рис. 5, *а*).

В случае легирования скандием в металле шва при аналогичных условиях динамического нагружения формируется другой тип структуры, для которой типично равномерное распределение дислокаций (при плотности $\rho \sim 6\cdot10^9$–$3\cdot10^{10}$ см$^{-2}$), а также общее измельчение (фрагментация) (до $d_c \sim 0{,}6$ мкм) структуры (см. рис. 3, *б*). При этом наблюдается устойчивое блокирование возникающих систем скольжения фазовыми выделениями особого конгломератного типа (Al_3Sc/Al_3Li, Al_3Sc/Al_2Cu со скандийсодержащими составляющими). Именно это способствует фрагментации (т. е. диспергированию) структуры и соответственно более равномерному распределению внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в металле шва, среднее значение которых составляет около $G/3{,}62\cdot10^2$ (см. рис. 4, *б*). Формирование структур подобного типа способствует также повышению возможностей пластической релаксации внутренних напряжений в металле шва за счет подключения дополнительных механизмов релаксации — ротационных, что и подтверждается вязким характером разрушения соединений (см. рис. 5, *б*).

1. *Фридляндер И. Н.* Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999гг. и 2000–2015 гг. // Тр. V сессии Научного совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». — Киев: Наук. думка, 2000. — С. 15–19.
2. *Furukawa M., Miura Y., Nemoto M.* Temperature and strain rate dependences of yield stress of an Al–Cu–Li–Mg–Zr alloy // Transact. of Jap. Inst. Metals. — 1987. — **28**. — P. 655–665.
3. *Рязанцев В. И., Федосеев В. А.* Механические свойства сварных соединений из алюминиевых сплавов системы Al–Cu // Сварочн. пр-во. — 1994. — № 12. — С. 4–7.
4. *Ando S., Ohkubo M.* Weldability of high strength aluminium alloy by electron beam welding // J. Light Metal Weld. and Const. — 1992. — **30**, No. 1. — P. 12–18.
5. *Алюминий-литиевые* сплавы. Структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина и др. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
6. *Ball H.D., Lloyd D.J.* Particles apparently exhibiting fivefold symmetry in Al–Li–Cu alloys // Scr. Met. — 1985. — **19**. — P. 1065–1068.
7. *Влияние* добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва при сварке алюминиевых сплавов 1460 / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская и др. — Автомат. сварка. — 2006. — № 1. — С. 17–24.
8. *Влияние* добавок скандия на тонкую структуру металла шва соединений алюминиевого сплава 1460 / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская и др. — Там же. — 2006. — № 2. — С. 22–28.
9. *Влияние* добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва соединений алюминиевых сплавов после термообработки / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. В. Лозовская и др. — Там же. — 2006. — № 6. — С. 9–14.
10. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины на напряжение течение металлов // Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
11. *Petch N.J.* The cleavage strength of polycrystalline / J. Iron and Steel Inst. — 1953. — **173**, No. 1. — P. 25–28.
12. *Orowan E.* Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
13. *Ashby M.F.* Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — No. 23. — P. 118–177.
14. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсионное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
15. *Электронная* микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли и др. — М.: Мир, 1968. — 574 с.

МЕТОДЫ АНАЛИТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКИ ПРИЧИН ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ НА РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЯХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

Л. И. МАРКАШОВА, Г. М. ГРИГОРЕНКО, С. В. ПЕТРОВ, М. Л. ВАЛЕВИЧ
Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

Проведено исследование основных закономерностей формирования очагов внутренних напряжений и кинетики разрушения в наиболее проблемных зонах рабочих поверхностей бандажей железнодорожных колес с учетом влияния эксплуатационных условий и режимов технологического упрочнения и показаны пути повышения их эксплуатационной надежности. Комплексные исследования позволили выявить структурные особенности поверхностных слоев металла колесных пар, обработанных плазмой на установке «УВПЗ-2М». Изложен метод аналитической оценки свойств приповерхностных слоев рабочих поверхностей бандажей колес, основанный на учете конкретного вклада структуры металла в этих областях. Показано, что регулировка температурно-скоростных режимов нагрева и охлаждения колес в диапазоне рабочих параметров плазменной аппаратуры обеспечивает оптимальное структурно-фазовое состояние поверхностных слоев бандажей, что гарантирует необходимый комплекс механических свойств колес.

При эксплуатации железнодорожного транспорта возникают проблемы, связанные с образованием трещин в ободе железнодорожных колес, вопрос о причинах возникновения которых остается открытым [1–3]. Трещины могут появляться в процессе эксплуатации, после ремонта или термомеханической обработки, включающей активно используемую в последнее время плазменную поверхностную закалку [4–7].

В данной работе представлены результаты исследования влияния режимов плазменной поверхностной закалки на структурное, тепловое и термонапряженное состояние бандажей железнодорожных колес и взаимосвязи этих факторов с зарождением и развитием трещин.

Исследования проводили на образцах бандажей железнодорожных колес из среднеуглеродистой, низколегированной качественной бандажной стали марок 1 и 2 (ГОСТ 398–81 и ТУ 14-15-147–85). Плазменную поверхностную обработку бандажей колес выполняли на установке «УВПЗ-2М». Для поверхностной упрочняющей термообработки использовали плазму продуктов сгорания воздуха с горючим углеводородным газом [8]. Проведены исследования следующих режимов плазменной обработки: ток дуги плазмотрона 150–220 А, напряжение на дуге 170–230 В, расход плазмообразующей смеси 4–10 нм^3/ч, содержание метана в смеси с воздухом 7–15 %, линейная скорость вращения колеса 8–20 мм/с, максимальная поверхностная температура 900–1400 °С. Время нагрева всех образцов 20 с.

В работе был задействован комплекс независимых и взаимодополняющих современных методов исследования, позволяющих изучать процессы на различных структурных и масштабных уровнях, а именно: оптическая, аналитическая растровая и просвечивающая электронная микроскопии (рис. 1).

Выполнена математическая оценка теплового и термонапряженного состояния бандажей железнодорожных колес в процессе их локальной закалки [9–11]. Для расчета напряженно-деформированного состояния (на глубине до 5000 мкм) использовался метод конечных элементов в сочетании с алгоритмом экстраполяции Ричардсона. Оптимальная разбивка сечения бандажа и его фрагментов приведена на рис. 2. Методом математического моделирования теплового и термонапряженного состояния рабочей поверхности (в «макромасштабе», т. е. на глубине до 5000 мкм) железнодорожных колес установлен характер изменения температуры в зоне термического влияния (ЗТВ) бандажа, окружных напряжений и окружных деформаций. Расчеты показывают, что причиной появления приповерхностных трещин являются закалочные термические напряжения, превышающие предел текучести. Установлено, что наибольший уровень остаточных напряжений сохраняется в рабочей области бандажей, т. е. в области перехода от поверхности катания к гребню колеса (рис. 3).

Для установления истинных структурных и технологических причин зарождения и распространения трещин и уточнения глубины области их локализации в металле приповерхностных слоев бандажей представлялось целесообразным проведение более детальных исследований на различных структурных уровнях (от зеренного до дислокационного). Важным также было выявление факторов, под действием которых такие трещины образуются или блокируются.

На рис. 4 приведены результаты исследований структурно-фазовых изменений в поверхностном

© Л. И. МАРКАШОВА, Г. М. ГРИГОРЕНКО, С. В. ПЕТРОВ, М. Л. ВАЛЕВИЧ, 2009

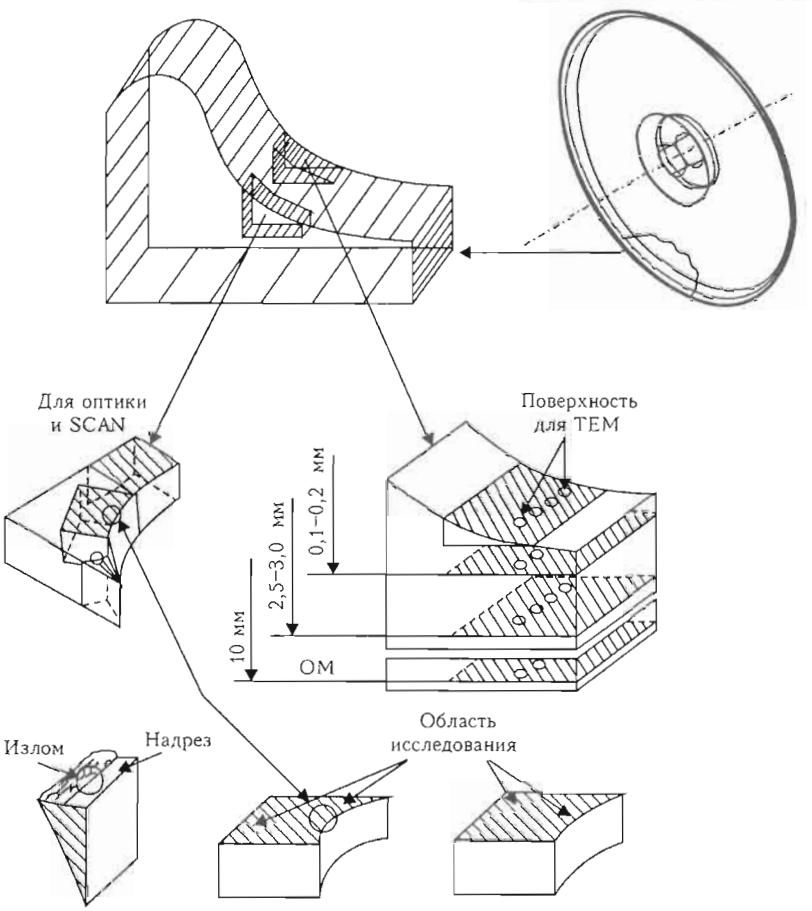


Рис. 1. Схема продольной и поперечной вырезки образцов из бандажей колес для исследований методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии (области исследования структуры слоев металла заштрихованы)

слое бандажей в зависимости от технологических факторов плазменной поверхностной термообработки. Диапазон исследуемых температур составлял от 900 до 1400 °С. Структура приповерхностных слоев металла бандажей колес при температуре 900 °С характеризуется прежде всего трещинообразованием на глубине 100 мкм от поверхности. Трещины ориентированы параллельно поверхности и имеют протяженность до ~350 мкм.

Химический анализ зоны трещинообразования показал их взаимосвязь с неметаллическими включениями преимущественно сульфидного типа, т. е. одной из причин образования трещин в приповерхностном слое на глубине до 100 мкм являются раскатанные неметаллические включения (см. рис. 4, *а*). Неметаллические включения сульфидного типа в основном металле по составу аналогичны включениям в приповерхностной зоне, но отличаются по морфологии и характеризуются более глобулярной формой (рис. 4, *в*).

Фрактографический анализ разрушения в зоне трещинообразования также подтвердил эти выводы. Так, зоны хрупкого скола (области трещинообразования) имеют состав, соответствующий составу сульфидов железа, т. е. составу неметаллических включений. Кроме того, более детальные исследования тонкой структуры на просвет в зоне трещинообразования позволили выявить резкое направленное повышение плотности дислокаций — протяженных концентраторов внутренних напряжений на границе матрица–раскатанное неметаллическое включение (рис. 5). Аналогичные резкие градиенты дислокационной плотности наблюдаются и в области контакта жестких и мягких структурных составляющих, например, цементитных пластин с межцементитными ферритными прослойками в перлите или на границах перлитных зерен с ферритными оторочками и т. п. Именно в этих зонах создаются и резкие градиенты внутренних напряжений.

Количественные оценки уровня локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$ в зоне контакта градиентных структур в зависимости от плотности дислокаций $\rho = Gbh\rho/\pi(1-\nu)$ [12] (для стали ферритно-перлитного класса модуль сдвига G = 84000 МПа; вектор Бюргерса b = 2,5·10^{-8} см; толщина фольги h = 2·10^{-5} см; коэффициент Пуассона ν = 0,28) показали следующее. В участках с градиентом дислокационной плотности ($\Delta\rho$ ~ от 10^{9} до 10^{11} см$^{-2}$) значения внутренних напряжений $\tau_{вн}$ резко увеличивают выше 8000 МПа, т. е. $G/12$, что близко к значениям теоретической прочности. Это и объясняет причину трещинообразования в этих зонах.

Итак, методом комплексного анализа с использованием математического моделирования и оценки уровня локальных внутренних напряжений по

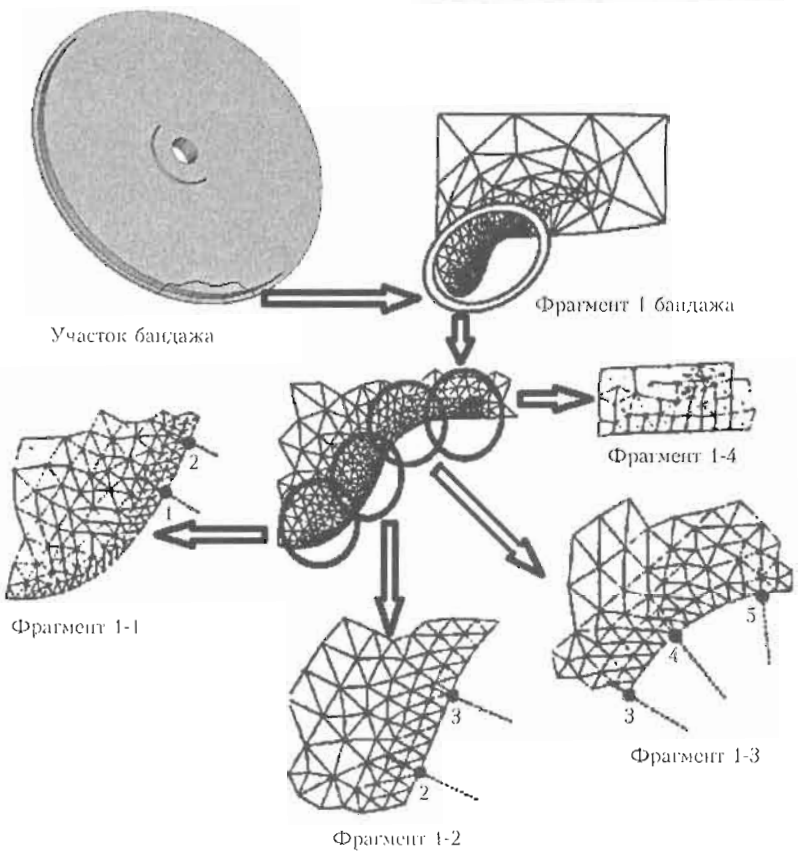


Рис. 2. Оптимальная разбивка бандажа колеса на конечные элементы для расчета напряженно-деформированного состояния

реальной дислокационной плотности установлены следующие причины трещинообразования в проблемной области бандажей железнодорожных колес:

• образование раскатанных, протяженных неметаллических включений сульфидного типа;

• наличие зон сопряжения жестких и мягких крупнозернистых структурных составляющих (феррит/цементит), что сопровождается формированием градиентов дислокационной плотности и, соответственно, локальных внутренних напряжений, приближающихся к уровню теоретической прочности.

Исследована также структура поверхностных слоев металла бандажей колес после плазменной поверхностной обработки в условиях превышения оптимальной температуры нагрева, а именно: до 1400 °С. Трещины (на глубине до 100 мкм) в основном распространяются по границам формирующихся в этих условиях закалочных структур, точнее, блоков мартенсита. Таким образом, экспериментально и аналитически была показана роль структурно-фазового состояния в образовании трещин на поверхности колес и роль температуры поверхностной обработки в этом процессе.

Однако есть и другие факторы, провоцирующие разрушение колес. Это сочетание температуры нагрева, сложно-напряженного состояния поверхности бандажа и наклепа. Именно с проявлением

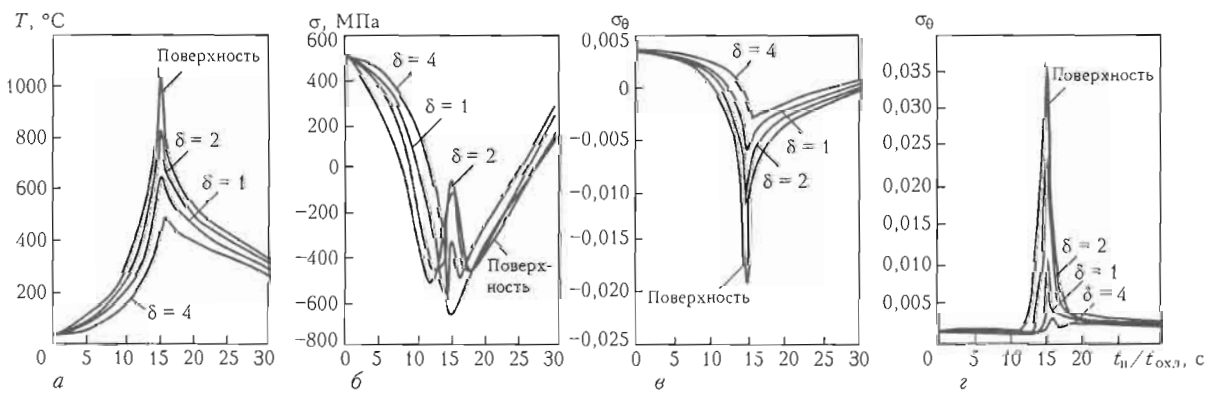


Рис. 3. Изменение температуры (*а*), термических окружных напряжений (*б*) и окружных деформаций (*в*, *г*) в приповерхностной зоне бандажа в процессе закалки: δ — глубина от поверхности, мм

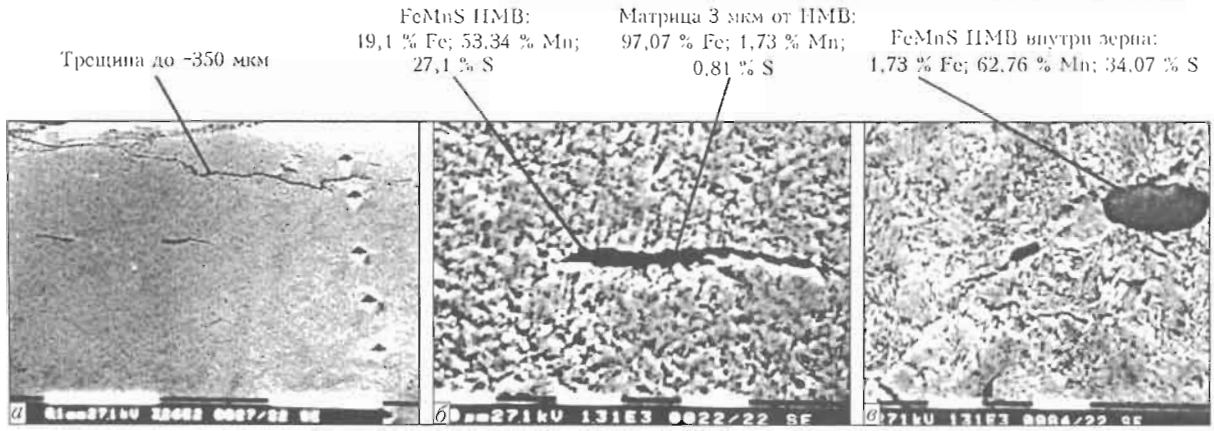


Рис. 4. Вид неметаллических включений сульфидного типа в области трещинообразования на расстоянии до 100 мкм от поверхности (*а* — ×326, *б* — ×1310) и в основном металле (*в* — ×1310)

такого сочетания практики связывают появление на поверхности трещин в виде «рыбьей чешуи» и разрушение поверхности бандажей.

Наиболее проблемными областями рабочей поверхности бандажа (от гребня до площадки катания) являются: *I* — область эксплуатационного наклепа (T = 450 °С); *III* — область плазменной поверхностной закалки (Т = 900–1400 °С); *II* — находящаяся между ними область наложения наклепа и температурного воздействия (T = 650–6900 °С — интервал полигонизации) (рис. 6). Однако нет ясности, за счет каких структурных изменений происходит зарождение и развитие трещин.

Детальные исследования на просвет показали, что в области *I* в приповерхностных слоях металла наблюдается дробление структуры, сопровождающееся формированием мелкодисперсных элементов, и равномерное распределение плотности дислокаций. Судя по тонкой структуре, в данной области не должны возникать условия, провоцирующие образование трещин.

В металле (в области *III*) под действием плазменной обработки до температуры 1400 °С релаксация полосовых структур деформации проходила в основном по механизму рекристаллизации, в результате чего наблюдался практически полный распад структуры полос деформации и их направленной ориентации и формирование равномерно зернистой структуры, без значительных градиентов по структуре.

Для металла области *II* характерно формирование четко выраженных протяженных полосовых структур с резко отличающейся дислокационной плотностью по объему и границам полос, причем направление полос резко изменяет ориентацию по мере перехода к основному металлу. Именно в этой зоне перехода и разворота текстур деформации проявляются существенные изменения внутренних напряжений от растягивающих к сжимающим. Последнее является дополнительным фактором, провоцирующим образование трещин и отслаивание поверхностных слоев металла именно в этой зоне.

Таким образом, были установлены технологические причины трещинообразования (как результат поверхностной плазменной закалки) на поверхности бандажей, провоцирующие преимущественное охрупчивание поверхности и формирование хрупких сколов (типа «рыбьей чешуи»), которые имеют четкую зависимость от сложно-напряженного состояния, поверхностного наклепа и температурного воздействия.

Учитывая тот факт, что поверхность железнодорожных колес должна иметь достаточный уровень прочности и трещиностойкости, нужна инфор-

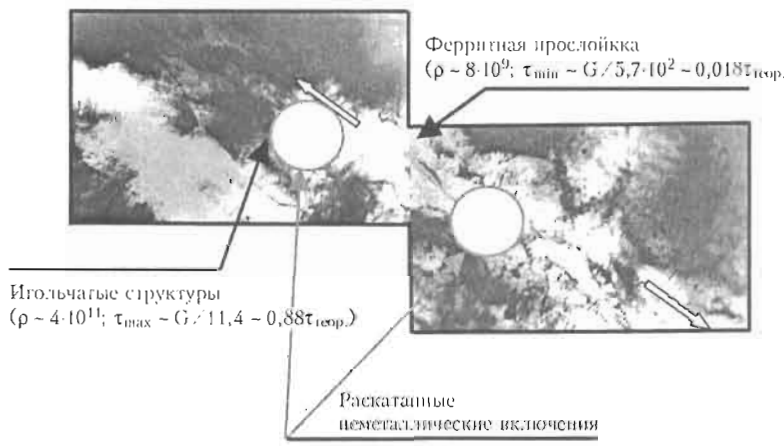


Рис. 5. Тонкая структура в области трещинообразования (распространение трещины в зоне градиентных структур показано стрелкой), ×10000

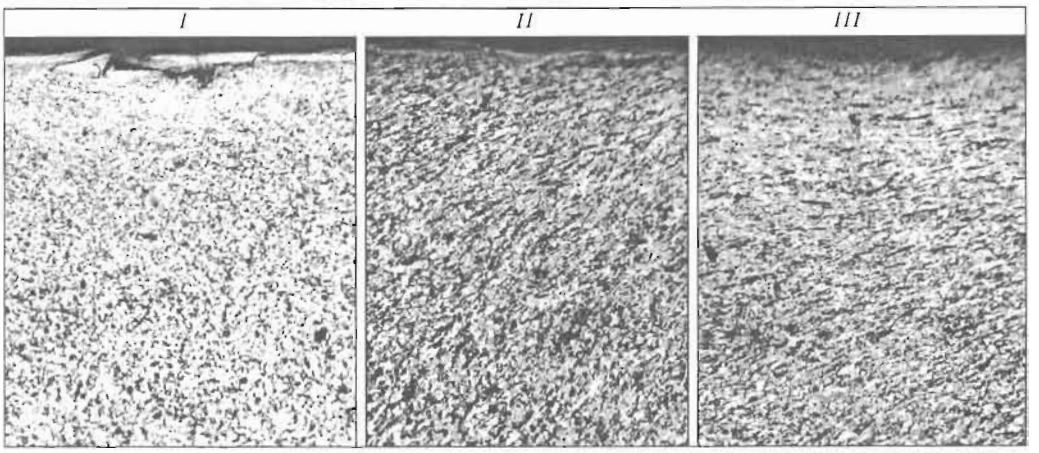


Рис. 6. Изменение структуры металла бандажей колес по глубине в зависимости от положения плазмотрона: область эксплуатационного наклепа *I*, термомеханического воздействия *II* и плазменной поверхностной закалки *III*

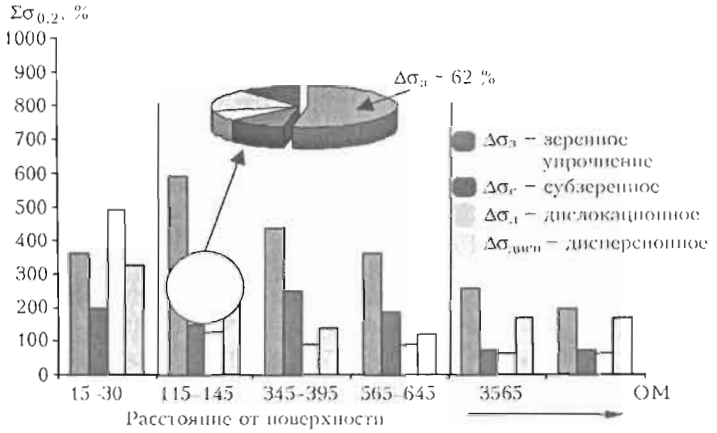


Рис. 7. Вклад отдельных структурных параметров в упрочнение по глубине металла

мация о том, какие структурные параметры вносят наибольший вклад в эти механические характеристики. Это необходимо для того, чтобы именно при выборе или корректировке технологии плазменного упрочнения обеспечить формирование необходимого структурного состояния. Сделана аналитическая оценка вклада различных структурных параметров ($\sigma_з$, $\sigma_с$, ρ) в изменение предела текучести (рис. 7). Показано, что в зоне эксплуатационного наклепа наибольшее упрочнение в общий уровень прочности ($\Sigma\sigma_{0,2}$) вносит дислокационный механизм ($\Delta\sigma_д$ ~ 40 %); при режимах плазменной поверхностной закалки максимальным является зеренное упрочнение ($\Delta\sigma_з$ ~ 65 %), что обеспечивается формированием мелкозернистой структуры в процессе рекристаллизации. Показано также, что интенсивное охрупчивание происходит в температурном диапазоне полигонизации (~ 650–690 °С) и оно обусловлено формированием в приповерхностных слоях резко градиентных по плотности дислокаций (ρ ~ $2\cdot10^9$–10^{12} см$^{-2}$) полос деформации, способствующих отслаиванию поверхностных микрообъемов металла. Переход от напряжений растяжения к напряжениям сжатия и изменение ориентации полос деформации (на глубине до 300 мкм) усиливает процессы скола. Снижение температуры поверхностной обработки (до ~ 450 °С, т. е. ниже температур полигонизации) или повышение (до температур рекристаллизации, т. е. > 900 °С) при

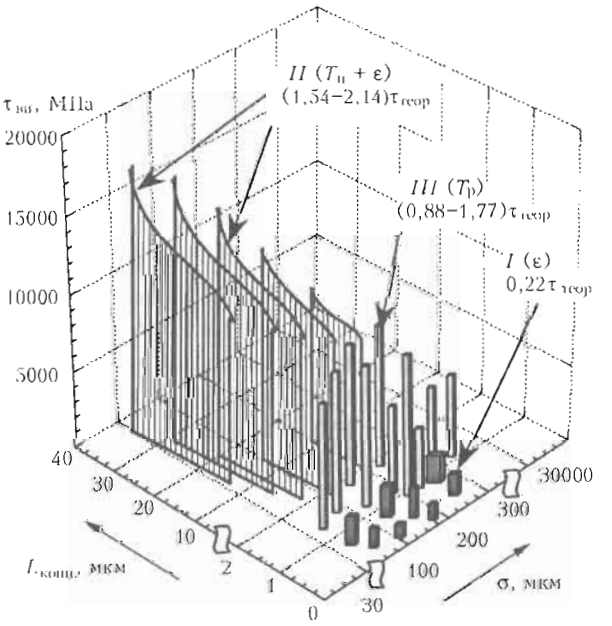


Рис. 8. Изменение внутренних напряжений $\tau_{вн}$ по глубине металла бандажа (δ ~ 0–300 мкм) в зонах *I–III* термодеформационного воздействия

изменении положения плазмотрона способствует, соответственно, дислокационному или зернограничному упрочнению поверхности и не провоцирует процессы трещинообразования в бандажах колес.

Оценка свойств вязкости — коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} — по данным фрактографического анализа показывает, что высокий уровень трещиностойкости (до ~32 МПа·м$^{1/2}$, т. е. ~ 72 % от уровня вязкости основного металла) достигается на технологических режимах плазменного упрочнения, обеспечивающих процессы рекристаллизации с формированием мелкозернистой структуры (рис. 8).

Полученные результаты можно рекомендовать для оптимизации режимов упрочняющей плазменной обработки с целью повышения износостойкости и эксплуатационной надежности железнодорожных колес.

1. *Богданов В. М., Евдокимов Ю. Л., Щербаков Л. В.* // ЖД транспорт. — 1995. — № 12. — С. 23–25.
2. *Крапивный В. А.* // Там же. — 1995. — № 11. — С. 30–33.
3. *Никифоров Б. Д.* // Там же. — 1995. — № 10. — С. 36–40.
4. *Лещинский Л. К., Самогутин С. С.* Плазменное поверхностное упрочнение. — Київ: Техніка, 1990. — 110 с.
5. *Исследование* параметров качества и особенностей структурообразования в поверхностном слое обода колеса, подвергнутого плазменному закаливанию: Отчет по НИР // ТПР-Т-08/97 от 01.08.97. Днепропетровск: ТЕПРИС, 1998.
6. *Паристый И. Л., Троицкий Л. Л., Исакаев Э. Х.* // Локомотив. — 1999. — № 3. — С. 32–33.
7. *Киселев С. Н.* // Там же. — 2000. — № 1. — С. 26–29.
8. *Петров С. В., Сааков А. Г.* Плазма продуктов сгорания в инженерии поверхности. — Киев: ТОПАС, 2000. — 220 с.
9. *Журавлев В. Н., Николаева О. И.* Машиностроительные сплавы: Справочник. — М.: Машиностроение, 1981. — 340 с.
10. *Ковальчук Б. И., Лебедев Л. А., Уманский С. Э.* Механика неупругого деформирования материалов и элементов конструкций. — Киев: Наук. думка, 1987. — 278 с.
11. *Лыков А. В.* Теория теплопроводности. — М.: Высшая школа, 1967. — 600 с.
12. *Механизмы* пластической деформации высокопрочной мартенситно-стареющей стали / Т. Е. Константинова, В. Б. Примислер, А. А. Добриков, Г. К. Волкова, Е. И. Ляфер // Металлофизика. — 1991. — **13**, № 5. — С. 62–68.

СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Л. И. МАРКАШОВА, Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

На основе экспериментальной информации, полученной на различных структурных уровнях, выполнены аналитические оценки конкретного вклада отдельных структурно-фазовых параметров в изменение комплекса механических характеристик, прочностных свойств, свойств пластичности, а также величины и распределения локализованной деформации, локальных внутренних напряжений в различных зонах сварных соединений. Исследования проводили на образцах стали 17Х2М после имитации процессов сварки с разными скоростями охлаждения и последующего деформирования по мере нарастания внешней нагрузки, а также после сварки с использованием различных наплавочных материалов: ферритно-перлитного — Св-08Г2С, аустенитно-ферритного — Св-08Х20Н9Г7Т и бейнитно-мартенситного типа — Св-10ХН2ГСМФТЮ.

Известно, что одним из основных требований, предъявляемых к различного типа механизмам и металлическим конструкциям, является снижение их удельного веса при условии обеспечения необходимой эксплуатационной надежности, что особо относится к сварным соединениям высокопрочных сталей с различной степенью легирования. При этом наиболее значимыми критериями при технологических разработках являются высокий предел текучести, низкая температура хрупкого перехода и хорошая свариваемость, обеспечивающая надежное в эксплуатации сварное соединение. Кроме того, особое внимание уделяется анализу условий образования холодных трещин. С этой целью предложен целый ряд методов оценки склонности материалов к образованию холодных трещин, классифицируемых и по различным признакам (прямые, косвенные, сравнительные и прочие), и по методикам испытаний (реальные процессы или испытания с имитацией циклов). Разработан также ряд параметров оценки свариваемости высокопрочных сталей, в основу которой заложено объединение различных, влияющих на трещинообразование факторов, в такие определенные показатели, как эквивалентное содержание углерода $C_{экв}$; вероятный параметр трещинообразования (P_C, P_W, P_H); максимальная твердость зоны термического влияния (ЗТВ) HV_μ; относительный показатель скорости охлаждения P_S и др., которые учитывают в основном химический состав, влияние легирования на максимальную твердость ЗТВ, интенсивность общего напряженного состояния и ряд других факторов, например, кинетики фазовых переходов при охлаждении аустенита, изменения скорости диффузии элементов в широком температурном диапазоне, роль формирующихся структур, режимов охлаждения [1–3]. К сожалению, предложенные зависимости не дали надежных результатов даже для ограниченных условий сварки [4, 5], а вычисленные значения, например HV_μ, лишь в отдельных случаях близки к реальным, как показал Гривняк [6].

В результате дальнейших поисков путей оценки трещинообразования, предпринятых Е. Ито и К. Бэссе при исследованиях на пробах «Теккен» [2], предложен параметр трещинообразования P_W, наиболее полно отражающий свариваемость высокопрочных сталей, хотя и в этом случае обнаружены заметные отклонения в оценке трещинообразования [7], что было впоследствии учтено [8] для сталей с расширенным пределом легирования. Анализ многочисленных экспериментальных показателей и аналитических зависимостей заставил обратить внимание на роль структурных факторов в изменении свойств и эксплуатационных характеристик соединений высокопрочных сталей.

Особый акцент на необходимость учета структурных составляющих сделан Касаткиным и Зайфертом [9, 10], что было отражено в разработанных ими регрессивных моделях анализа фазового состава ЗТВ низколегированных сталей с целью количественного определения структур в зависимости от времени охлаждения. Однако из-за разнообразия механизмов превращения аустенита при охлаждении ЗТВ в широком температурном диапазоне, сложности влияния легирования, технологических режимов сварки и т. п. оценки по предложенным уравнениям без объективной экспериментальной информации о реальных структурных состояниях металла и особенно в проблемных зонах сварных соединений не дают достаточной точности.

Таким образом, хотя в расчетных методах оценки свариваемости, в частности, для высокопро-

© Л. И. МАРКАШОВА, Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, 2009

чных закаливающихся сталей и достигнуты определенные успехи, все же они не дают возможности учесть полное многообразие различных факторов и прежде всего структурних, формирующихся при различных технологических параметрах сварки, что подтверждает необходимость расширения экспериментальных (в том числе и на различных структурных уровнях) исследований этих процессов.

В данной работе представлены некоторые результаты исследований в этом направлении, в частности:

• особенности структурных изменений в металле сварных соединений, характерные для конкретных термодеформационных условий сварки, роль каждого из структурных факторов (фазовых составляющих, зеренной, субзеренной и дислокационной структуры, химического состава, фазовых выделений и т. п.) в изменении механических свойств металла;

• структурные условия, механизмы нарастания локальных внутренних напряжений и повреждаемости в различных зонах сварных соединений под действием параметров сварки и внешнего нагружения;

• выявление механизмов релаксации этих напряжений (пластической релаксации или хрупкого разрушения), а также структурных параметров, играющих определяющую роль в процессах нарастания внутренних напряжений и их релаксации.

Вначале проводились эксперименты на образцах после имитации процессов сварки при использовании различных скоростей охлаждения $W_{6/5}$ = = 2,5 и $W_{6/5}$ = 20 °С/с и последующего их деформирования по мере нарастания внешней нагрузки $P_{вн}$ от приблизительно $0{,}7\sigma_{0,2}$ до $0{,}8\sigma_в$. Следующий этап работы выполняли на реальных соединениях в состоянии после сварки и послесварочного деформирования. Сварку проводили с разными скоростями охлаждения при использовании различных наплавочных материалов: ферритно-перлитного (ФП) — Св-08Г2С, аустенитно-ферритного (АФ) — Св-08Х20Н9Г7Т и бейнитно-мартенситного (БМ) типа — Св-10ХН2ГСМФТЮ.

Структурно-фазовые и концентрационные изменения, характер распределения и плотность дефектов кристаллической решетки в металле шва и ЗТВ изучали с применением комплекса методов исследования (оптическая металлография, аналитическая растровая электронная микроскопия (SEM-515, Philips, Голландия) и микродифракционная просвечивающая электронная микроскопия (JEM-200CX, Япония)), что дало возможность получить экспериментальную информацию на различных структурных уровнях — от макро- (зеренного) до микро- (дислокационного) уровня, которая позволяет оценить конкретный вклад отдельных структурно-фазовых параметров в изменение общей (интегральной) величины механических прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$), а также величины и распределения локализованной деформации ($\varepsilon_л$), локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) в различных зонах сварных соединений.

Имитация сварки ($W_{6/5}$ = 2,5–20 °С/с). В образцах стали 17Х2М после имитации режимов сварки в наиболее проблемной зоне, т. е. в зоне I ЗТВ, при переходе от минимальной ($W_{6/5}$ ~ 2,5 °С/с) к максимальной ($W_{6/5}$ ~ 20 °С/с) скорости охлаждения прежде всего происходит изменение фазового состава металла (от бейнитно-ферритной до практически чисто бейнитной структуры) с различной объемной долей бейнита верхнего ($Б_в$) и нижнего ($Б_н$). Кроме того, наблюдается общее измельчение структуры (в большей степени, приблизительно на 30 %, структуры $Б_н$) и значительное увеличение микротвердости (рис. 1). Электронномикроскопические исследования тонкой структуры показали некоторое общее увеличение плотности дислокаций ρ от ~ $2{\cdot}10^{10}$ до ~ $3{\cdot}10^{10}$ см$^{-2}$ и измельчение субструктуры от ~ 0,6–0,9 до ~ 0,4 мкм, т. е. приблизительно в 1,5–2 раза, причем измельчение в основном в объемах зерен $Б_н$.

Экспериментальная база данных (оптическая, аналитическая растровая, просвечивающая электронная микроскопия) позволила оценить дифференцированный вклад каждого из структурных параметров в изменение прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$) и свойств пластичности (K_{1C}). При этом принималось, что общее (интегральное) значение $\sigma_{0,2}$ согласно зависимости Арчарда [11] является суммарной величиной, состоящей из ряда составляющих, а именно: сопротивления решетки металла движению свободных дислокаций σ_0 (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро) [12]; упрочнения твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение $\Delta\sigma_{т.р}$) [13]; упрочнения за счёт изменения размеров зерна и субзерна согласно зависимости Холла–Петча (зернограничное $\Delta\sigma_з$ и субструктурное $\Delta\sigma_с$ упрочнение) [11, 14–16]; упрочнения за счет перлита $\Delta\sigma_П$ [13]; дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_д$, обусловленного междислокационным взаимодействием [17, 18]; упрочнения за счёт дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение $\Delta\sigma_{д.у}$) [19, 20].

Аналитическая оценка изменения механических (прочностных) свойств по ЗТВ показывает (рис. 2), что повышение общего уровня $\sigma_{0,2}$ по всем участкам ЗТВ при увеличении скорости охлаждения составляет около 30 %, что связано с возрастанием в основном вклада субзеренного упрочнения в структурах $Б_н$ ($\Delta\sigma_с$ ~ 240–280 МПа). Минимальный вклад в упрочнение вносит зеренная структура ($\Delta\sigma_з$ ~ 80 МПа), незначительно превышает эту величину вклад в $\sigma_{0,2}$ дислокационной структуры

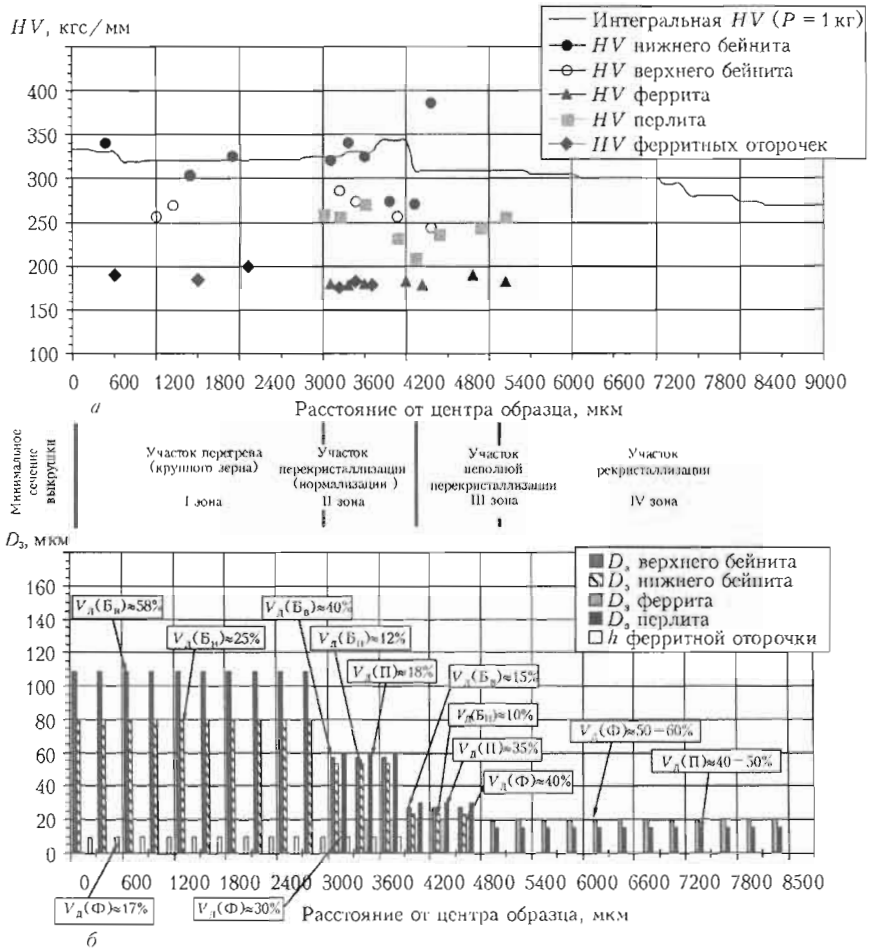


Рис. 1. Структурные параметры в стали 17Х2М (имитация сварки при $W_{6/5}$ = 2,5 °С/с): изменение твердости (*а*) и размер структурных параметров (*б*) по всем участкам ЗТВ

($\Delta\sigma_д$ ~ 100–110 МПа, что составляет <10 % от общего уровня $\sigma_{0,2}$). Зеренное упрочнение ($\Delta\sigma_з$ ~ 180 МПа) превалирует в зоне IV ЗТВ.

Таким образом, экспериментально и аналитически установлен факт возрастающего влияния структуры (особенно структуры $Б_н$) на улучшение прочностных свойств в ЗТВ высокопрочной стали 17Х2М по мере повышения скорости охлаждения при имитации процесса сварки.

Следующим этапом аналитического исследования влияния структуры на свойства соединений являлось выявление реальной картины зон распределения и локализации деформации $\varepsilon_л$ и внутренних напряжений $\tau_{вн}$, т. е. концентраторов напряжений, значений этих характеристик состояния материала, а также динамики их изменения при использовании различных технологических параметров сварки (в частности, $W_{6/5}$) и последующего внешнего нагружения. Поставленная задача имеет ключевое значение, т. к. процессы замедленного разрушения, формирования очагов зарождения и распространения трещин и т. п. начинаются непосредственно с образования концентраторов внутренних напряжений [21]. Поскольку распределение и уровень локальных внутренних напряжений и деформаций могут быть определены только на основе реальных картин распределения плотности дислокаций, то эта информация была обеспечена с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии.

Величина внутренних напряжений $\tau_{вн}$, градиентов этих напряжений $\Delta\tau_{вн}$, локализованной деформации $\varepsilon_л$ в зависимости от структурных факторов оценивалась по плотности и распределению дефектов кристаллической решетки по известной [22] зависимости $\tau_{вн} = Gbh\rho/\pi(1-\nu)$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги ($2\cdot10^{-5}$ см); ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций. Величину локализованной деформации определяли по зависимости Конрада [23] $\varepsilon_л = \alpha_1\rho bS$, где α_1 = 1,4 — коэффициент, связывающий деформацию растяжения со сдвиговой деформацией; S — среднее расстояние перемещения дислокаций в процессе нагружения, которое согласно исследованиям с помощью просвечивающей электронной микроскопии соответствует параметрам субструктуры [24].

В результате было установлено следующее. Характер структур, формирующихся при различных

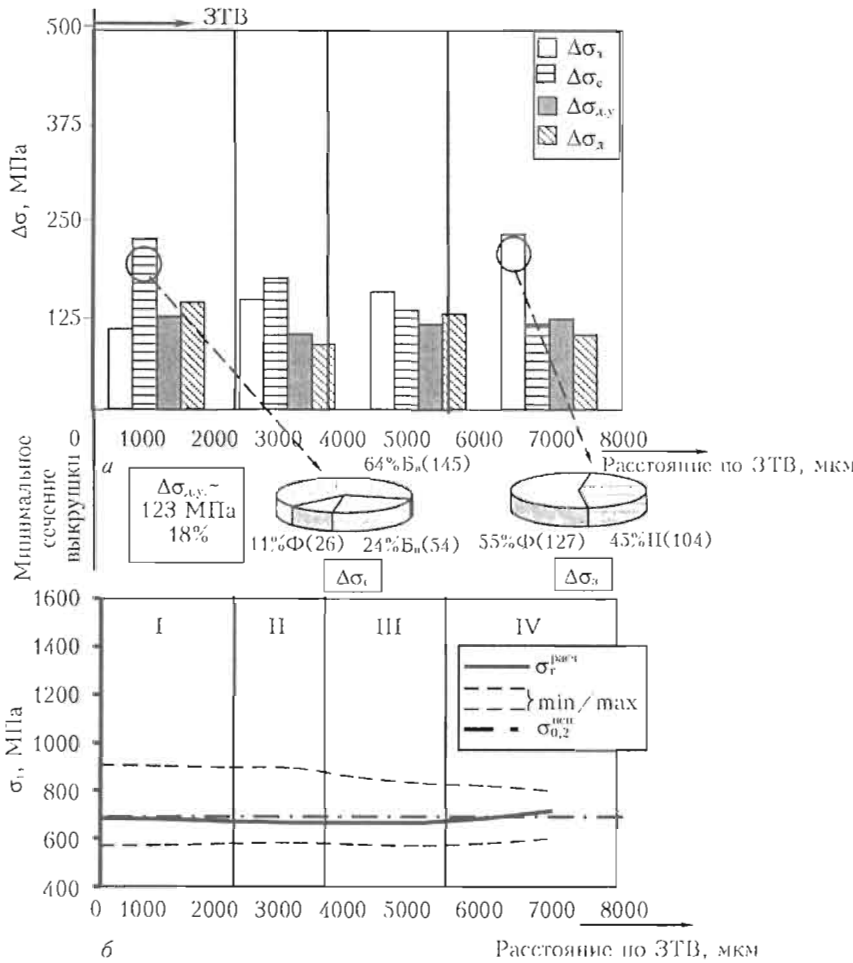


Рис. 2. Оценка механических свойств стали 17Х2М по структурным параметрам при имитации сварки со скоростью охлаждения $W_{6/5}$ = 2,5 °С/с: *а* — гистограммы, отражающие вклад отдельных структурных параметров в упрочнение различных участков ЗТВ; *б* — суммарное (интегральное) упрочнение, обусловленное структурным состоянием металла ЗТВ

скоростях охлаждения, существенным образом влияет на поле внутренних напряжений (рис. 3). Так, при низкой скорости охлаждения ($W_{6/5}$ ~ 2,5 °С/с) распределение $\tau_{вн}$ имеет резко выраженный неоднородный характер, что обусловлено в основном за счет градиентов плотности дислокаций, создающихся, с одной стороны, вдоль зернограничных прослоек карбидов в структурах верхнего бейнита, и, с другой стороны, в смежных микрообъемах ферритных зерен и оторочек (см. рис. 3, *а*, *б*). Как представлено на диаграмме (см. рис. 3, *в*), вдоль границ структур верхнего бейнита и ферритных оторочек, в значительной степени отличающихся по плотности дислокаций, формируется зона резкого градиента внутренних напряжений ($\Delta\tau_{вн}$ ≈ ≈ 825–945 МПа), являющихся потенциальным очагом зарождения и распространения трещин.

При повышении до 20 °С/с скорости охлаждения общий уровень $\tau_{вн}$ повышается до ~ 1109–1294 МПа), однако поле распределения $\tau_{вн}$ сравнительно равномерно, резких градиентов не наблюдается, что обеспечивается превалирующим формированием структур типа нижнего бейнита (рис. 3, *д*).

Аналогичный подход к оценке влияния структуры на механические свойства и напряженно-деформированное состояние был принят также в исследованиях реальных сварных соединений высокопрочных сталей, выполненных с использованием наплавочных материалов, отличающихся по химическому составу: ФП — Св-08Г2С, АФ — Св-08Х20Н9Г7Т и БМ — Св10ХН2ГСМФТЮ.

Аналитическая оценка вклада различных структурных параметров показала, что, например, для соединений после сварки с АФ наплавкой ($W_{6/5}$ ~ ~ 20 °С/с) общее (суммарное) упрочнение $\Sigma\sigma_{0,2}$ в наиболее проблемной зоне — на участке перегрева — увеличивается примерно в 2 раза, т. е. до 1200 МПа. При этом наибольший вклад в упрочнение вносят субструктура (~ 320 МПа) в нижнем бейните, а наименьший — дислокационное упрочнение (~ 140 МПа), что подтверждает определяющую роль в упрочнении параметров структуры именно такой фазовой составляющей, как нижний бейнит. Аналогичные в целом результаты были получены для соединений, выполненных с использованием других типов наплавочного материала.

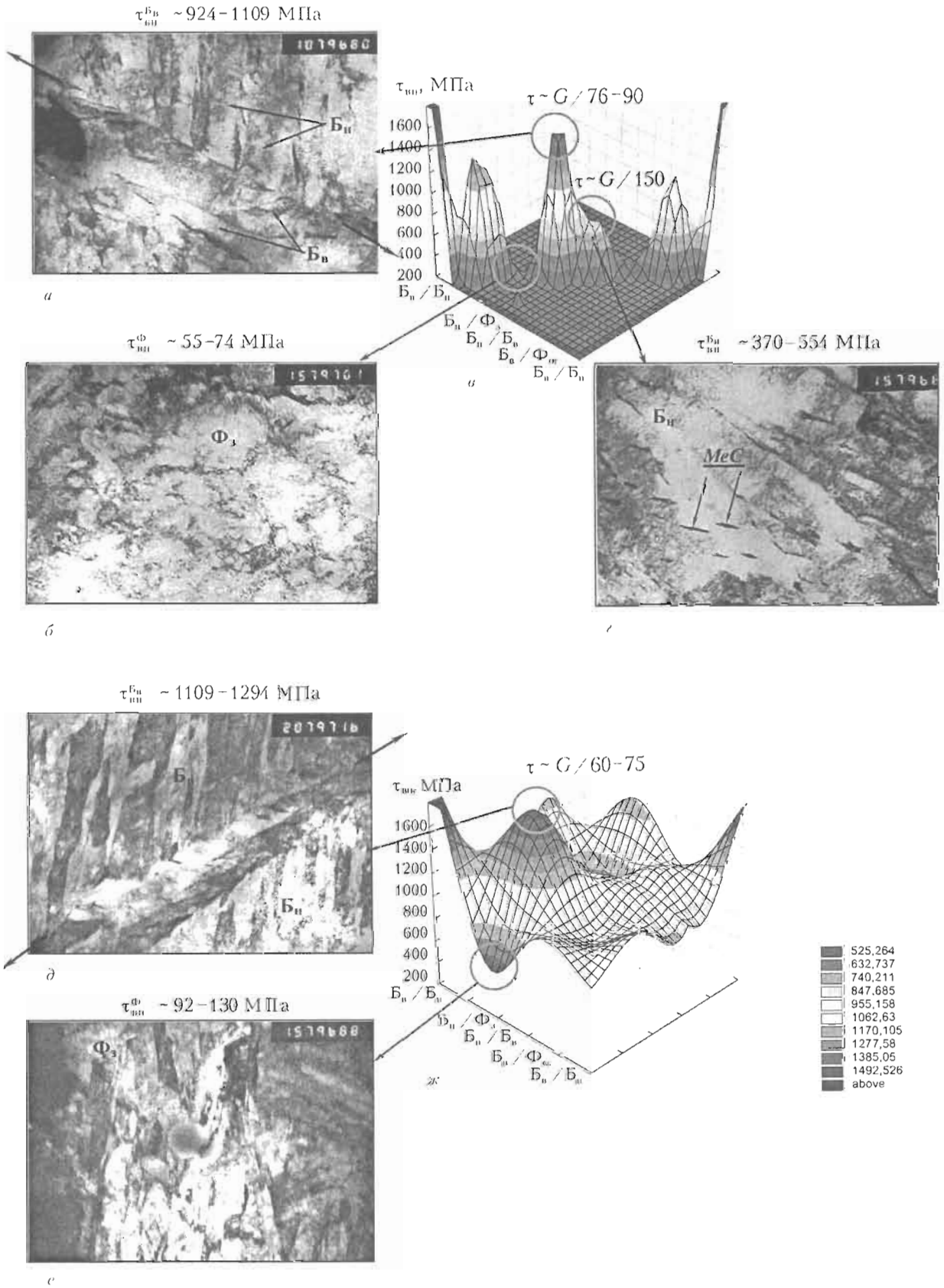


Рис. 3. Изменение внутренних напряжений $\tau_{вн}$ и сопоставление их с теоретической прочностью ($\tau_{теор} = G/10$) в различных структурных зонах участка перегрева стали 17Х2М при имитации сварки в зависимости от скоростей охлаждения: $W_{6/5}$ = 2,5 °С/с (*а–г*); $W_{6/5}$ = 20 °С/с (*д–ж*): *в, ж* — градиенты внутренних напряжений $\Delta\tau_{вн}$ в формирующихся структурных составляющих: Бв (*а* — ×10000, *д* — ×20000); Бн (*г* — ×15000, *д* — ×20000), Ф (*б, е* — ×15000)

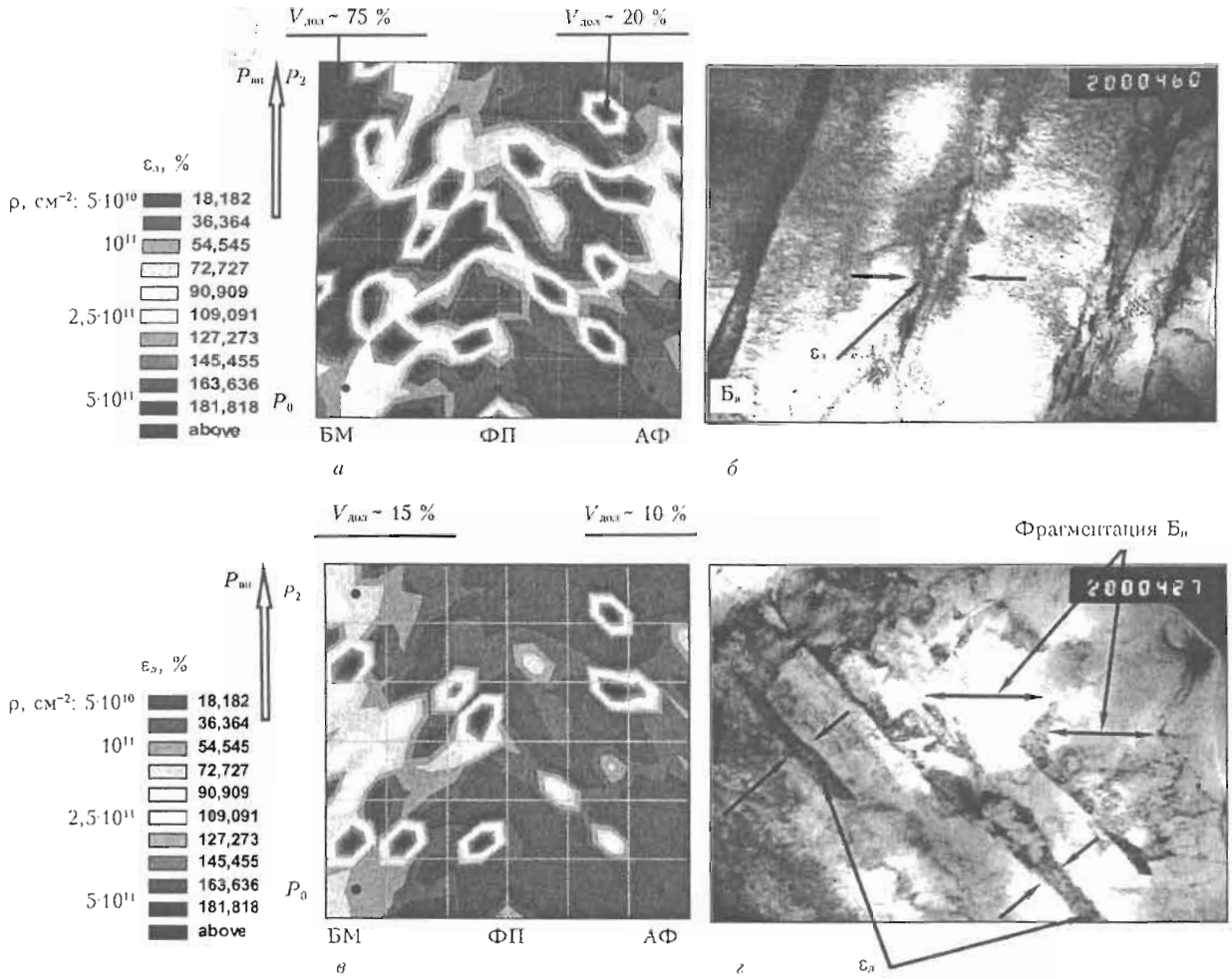


Рис. 4. Диаграммы распределения зон локализации деформации $\varepsilon_л$ для структур $Б_н$ (*а*; *б* — ×20000), $Б_н$ (*в*; *г* — ×20000) в зависимости от типа наплавленного металла, скоростей охлаждения и величины внешнего нагружения $P_{вн}$

Что касается распределения внутренних напряжений $\tau_{вн}$, то наибольший градиент дислокационной плотности $\Delta\rho^{max}$, а соответственно и внутренних напряжений $\Delta\tau_{вн}^{max}$ при использовании всех типов наплавок создается вдоль границ верхнего бейнита. Например, при $W_{6/5}$ ~ 20 °С/с в соединениях с БМ

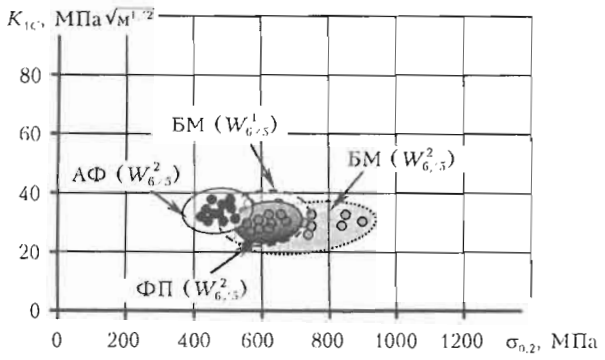


Рис. 5. Диаграмма конструктивной прочности стали 17Х2М после сварки с наплавками Св-08Г2С (ФП), Св-08Х20Н9Г7Т (АФ) при скорости охлаждения $W^2_{6/5}$ = 20 °С/с и Св-10ХН2ГСМФТЮ (БМ) при $W^1_{6/5}$ = 5, $W^2_{6/5}$ = 20 °С/с

наплавкой значения $\tau_{вн}$ вдоль реек $Б_в$ являются максимальными и достигают 3780–5600 МПа (около (0,45–0,7)$\tau_{теор}$), с ФП наплавкой — около 2054–2400 МПа (примерно (0,24–0,28)$\tau_{теор}$), а с АФ наплавкой аналогичного вида напряжения являются минимальными и достигают значений около 1474–1867 МПа (~(0,17–0,22)$\tau_{теор}$).

Показательно также отличие в характере зон локализации деформации $\varepsilon_л$ в случае формирования того или иного типа структуры в сварном соединении, что отражают, например, диаграммы распределения и величины деформаций, локализованных в областях с различным структурным состоянием — бейнита верхнего и нижнего (рис. 4, *а*, *б*). Диаграммы распределения зон локализации деформации для наиболее значимых структур — $Б_в$ и $Б_н$ — в зависимости от типа наплавленного металла (ФП, АФ или БМ), скорости охлаждения $W_{6/5}$ и послесварочной деформации *P* показывают, что наиболее мощное поле концентрации $\varepsilon_л$ ~ 100 % ($V_{дол}$ ~ 75 %) формируется в структурах $Б_в$ с БМ (см. рис. 4, *а*).

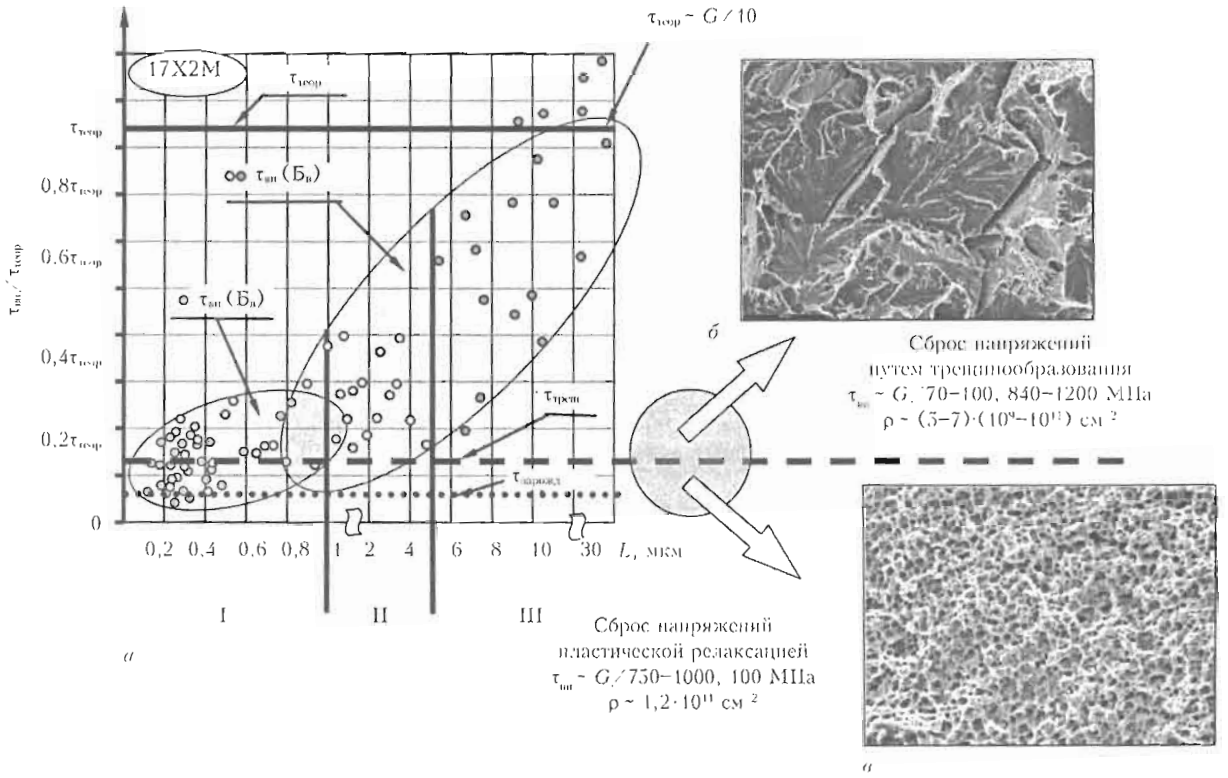


Рис. 6. Диаграмма распределения $\tau_{вн}$ и их соотношение к уровню теоретической прочности $\tau_{теор}$ в различных структурных составляющих (Б$_н$, Б$_в$) при изменении длины концентратора напряжений L, создаваемого дислокационным скоплением (*а*); хрупкое разрушение и вторичные трещины по границам структурных элементов Б$_н$ (*б* — ×500); вязкое разрушение (дисперсные ямки Б$_н$) (*в* — ×500)

Роль структурных факторов проявляется и в конструктивной прочности соединений высокопрочной стали 17Х2М при сварке с различным типом наплавочного материала и разными скоростями охлаждения ($W_{6/5}$ = 5 и $W_{6/5}$ = 20 °С/с), что иллюстрирует соответствующая диаграмма на рис. 5. При этом значения конструктивной прочности определяли по зависимости Крафта [25] $K_{1C} = \sqrt{2E\sigma_т d_я}$, включающей экспериментальные данные фрактографического анализа изломов — размер фасеток или ямок на поверхности разрушения ($d_я$), значение которых приравнено к значению критического раскрытия трещины (δ_t) [13]. Показано (см. рис. 5), что при сварке с БМ наплавкой при $W_{6/5}$ = 20 °С/с наблюдается повышение $\sigma_{0,2}$ в среднем до 740 МПа, при этом критический коэффициент интенсивности напряжений K_{1C} практически не меняется, что свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и пластических характеристик сварного соединения, полученного с данным типом наплавки.

И, наконец, остановимся на релаксации внутренних напряжений. Известны два основных механизма этого процесса, наиболее оптимальным из которых является механизм пластической релаксации, реализуемый за счет дислокационного скольжения или разворотов деформируемых микрообъемов. При другом механизме сброс нарастающих напряжений происходит за счет хрупкого разрушения. Причем реализация того или иного механизма релаксации зависит не только от мощности концентратора внутренних напряжений, но и от длины концентратора L, поскольку при незначительной протяженности (L < 1 мкм) концентратор, как правило, блокируется препятствием (фазовыми выделениями, суб- и межзеренными границами и т. п.), объем металла при этом фрагментируется и сброс напряжений осуществляется за счет разворотов структурных элементов, т. е. по ротационному механизму.

В случае же формирования концентраторов внутренних напряжений значительной протяженности (L > 5–10 мкм) беспрепятственно реализуется рост трещин и последующее хрупкое разрушение. Эти процессы иллюстрируются диаграммой, представляющей распределение внутренних напряжений в различных структурных составляющих в зависимости от длины концентратора напряжений (рис. 6), и структурным изменением характера разрушения (вязкий или хрупкий излом).

1. *Dahl W.* Pruefung dez Schweisseignung und Zaehigkeit von Druckbehalterstaehlen // Der Stahlbau. — 1974. — **43**, No. 6. — P. 190–191.
2. *Ito Y., Bessyo K.* Weldability formula of high strength steels related to heat-affected-zone cracking: IIW Doc IX-576–68.
3. *Coe F.R.* Welding steel without hydrogen cracking: IIW-11-512–69.
4. *Макаров Э. Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
5. *Макаров Э. Л., Чабуркин В. Ф., Лившиц Л. С.* Выбор технологии сварки, обеспечивающий стойкость сварных

соединений против образования холодных трещин // Сварочн. пр-во. — 1972. — № 8. — С. 30–32.
6. *Гривняк И., Питрунова М., Заяц Я.* Измерение и расчет максимальной твердости околошовной зоны сварных соединений конструкционных сталей // Применение математических методов при изучении свариваемости: Докл. 2-го симп. СЭВ. — София, 1983. — Ч. 2. — С. 213–221.
7. *Влияние* реактивных напряжений на образование трещин в корне шва при сварке высокопрочных сталей / Х. Сасаки, К. Ватанабэ, С. Кирихарэ, Т. Онита // Ж. Яп. св. об-ва. — 1974. — **43**, No. 1. — С. 3–14.
8. *Касаткин О. Г., Мусияченко В. Ф.* Расчет режима сварки высокопрочной стали // Автомат. сварка. — 1977. — № 10. — С. 1–5.
9. *Касаткин О. Г., Зайфарт П.* Интерполяционные модели для оценки фазового состава зоны термического влияния при дуговой сварке низколегированных сталей // Там же. — 1984. — № 1. — С. 7–11.
10. *Касаткин О. Г.* Расчет режимов сварки и свойств сварных соединений низколегированных сталей повышенной прочности. — Киев: Об-во «Знание» УССР, 1987. — 24 с.
11. *Судзуки Х.* О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
12. *Эшби И. Ф.* О напряжении Орованна // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
13. *Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М.* Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
14. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
15. *Армстронг Р. В.* Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
16. *Petch N.J.* The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — **173**, No. 1. — P. 25–28.
17. *Orowan E.* Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
18. *Ashby M.F.* Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — No. 23. — P. 118–177.
19. *Келли А., Николсон Р.* Дисперсное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
20. *Ebelling R., Ashby M.F.* Yielding and flow of two-phase copper alloys // Phil. Mag. — 1966. — **13**, No. 7. — P. 805–809.
21. *Фридман Я. Б.* Механические свойства металлов. — М.: Машиностроение, 1974. — 368 с.
22. *Теоретическое* и экспериментальное исследование дисклинаций / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — С. 116.
23. *Conrad H.* // Acta Metallurgica. — 1963. — No. 11. — С. 75–77.
24. *Keh A., Weissmann S.* // Proc. of Conf. on Impact of Transmission Electron Microscopy and Theories of the Strength of Crystals. — Berkeley, 1961.
25. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ МАТЕРИАЛОВ С РАЗНЫМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

В. И. МАХНЕНКО[1], В. В. КВАСНИЦКИЙ[2], Г. В. ЕРМОЛАЕВ[3]
[1]Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина
[2]НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина
[3]Нац. ун-т кораблестроения им. адм. Макарова, Николаев, Украина

Реальные узлы, соединяемые диффузионной сваркой в вакууме (ДСВ), часто отличаются по свойствам, конфигурации и размерам соединяемых материалов и деталей. Распределение напряжений и деформаций в таких узлах исследовано методом компьютерного моделирования на базе метода конечных элементов с использованием программного комплекса ANSYS. Установлено, что при сварке обычно формируется сложное НДС, при этом имеется возможность локализации пластических деформаций в зоне стыка, что наиболее эффективно выполнять путем сжатия с термоциклированием. Проведенные исследования позволили установить общие закономерности формирования НДС при ДСВ разнородных материалов, присущие цилиндрическим узлам различных типов. Установлено влияние отдельных факторов на НДС. На этой основе сформулированы основные принципы конструирования и разработки технологического процесса ДСВ таких узлов. Предложены количественные критерии оценки оптимальности НДС.

Для всех способов сварки давлением характерным является наличие пластической деформации приконтактных объемов свариваемых деталей, которая обеспечивает образование физического контакта, является одним из способов активации поверхностей и может существенно влиять на объемное взаимодействие. В общем случае процесс образования соединений принято рассматривать протекающим в три основные стадии [1]: образование физического контакта; активация соединяемых поверхностей; объемное взаимодействие.

Известно [2], что диффузионная сварка в вакууме (ДСВ) характеризуется низкой интенсивностью силового воздействия, сравнительно высокой температурой и длительностью. При этом термодеформационные процессы влияют на все три стадии образования соединения, а основные параметры режима — давление, температура и время — взаимосвязаны.

Обычно при определении параметров режима ДСВ исходят из равномерного распределения усилия сжатия и пластических деформаций по стыку.

Впервые распределение деформаций в зоне стыка было исследовано в работе [3] при сварке металлов с полупроводником и показано, что в зоне контакта формируется сложное напряженное состояние с образованием также касательных напряжений, а объемное взаимодействие происходит только в зоне на некотором удалении от оси проводника и связано с распределением напряжений и деформаций. Зона взаимодействия имеет форму кольца, расположенного на самой периферии зоны контакта. При этом исходили из решения, полученного в теории горячей обработки металлов давлением, когда имеется холодный инструмент и горячий металл. Инструмент является недеформируемым, и между ним и горячей заготовкой существует определенный коэффициент трения [4].

Позже формирование сложного напряженно-деформированного состояния (НДС) было рассмотрено в работах [5–7] при сварке жаропрочных сплавов в разном структурном состоянии и разнородных материалов, имеющих разное сопротивление деформированию.

При диффузионной сварке однородных металлов в разных структурных состояниях и при сварке разнородных соединений материалы могут иметь одинаковые или разные коэффициенты линейного термического расширения (КЛТР), близкие, разные или равные пределы текучести и модули упругости, различную форму, геометрию и другие особенности, которые влияют на НДС, определяющее как форму сварных соединений, так и их работоспособность. Понятно, что это делает моделирование НДС особенно актуальным.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния сочетания свойств материалов (жесткости, прочности, КЛТР, параметров ползучести) и геометрического фактора на закономерности формирования НДС и технологию ДСВ.

При ДСВ происходит как кратковременная деформация при $p > \sigma_т$, так и деформация ползучести при $p < \sigma_т$. В условиях термоциклирования возможно сочетание обеих схем, поскольку в этом случае деформация определяется не только внешним давлением, но и физико-механическими свойствами

© В. И. МАХНЕНКО, В. В. КВАСНИЦКИЙ, Г. В. ЕРМОЛАЕВ, 2009

Таблица 1. Варианты сочетания свойств соединяемых материалов верхней 1 и нижней 2 деталей (Ц–Ц и В–В) и условий сварки

№ модели	$E \cdot 10^{-5}$, МПа		КЛТР·10^6, 1/град		Нагружение	
	1	2	1	2	p, МПа	ΔT, °С
1	1	1	10	10	40	0
2	1	2	10	10	40	0
3	1	1	10	20	0	±100
4	1	1	10	20	40	±100
5	1	2	10	20	40	±100
6	2	1	10	20	40	±100

соединяемых материалов, имеющими температурную зависимость.

Моделирование НДС проводили с использованием программного комплекса ANSYS в три этапа:

- в пределах упругости;
- с учетом деформации кратковременной пластичности;
- с учетом ползучести.

В расчетах предполагалось, что механическое взаимодействие контактирующих поверхностей определяется механикой деформирования упругопластической непрерывной среды, т. е. полностью отсутствует проскальзывание между соединяемыми поверхностями. Была рассмотрена стадия силового и температурного нагружения соединения после первоначального сжатия нагретых деталей и образования физического контакта, а также изучены поля и эпюры распределения осевых (σ_y), радиальных (σ_x), окружных (σ_z), касательных (τ_{xy}), главных (σ_1, σ_2, σ_3) и эквивалентных напряжений. Эквивалентные напряжения определяли по Мизесу:

$$\sigma_{экв} = \left(\frac{1}{2}\left[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6\,(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)\right]\right)^{\frac{1}{2}} =$$

$$= \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x\sigma_y - \sigma_y\sigma_z - \sigma_z\sigma_x + 3\,(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)}$$

или для осесимметричной задачи по уравнению

$$\sigma_{экв} = \left(\frac{1}{2}\left[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6\tau_{xy}^2\right]\right)^{\frac{1}{2}} =$$

$$= \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x\sigma_y - \sigma_y\sigma_z - \sigma_z\sigma_x + 3\tau_{xy}^2}, \qquad (1)$$

поскольку остальные напряжения равны нулю.

Для стадии установившейся ползучести использовали уравнение Нортона

$$\dot{\varepsilon} = Bp^m \exp\left(\frac{\Delta H_n}{RT}\right), \qquad (2)$$

где B — постоянная для данного материала; p — действующее напряжение; ΔH_n — энергия активации ползучести; m — коэффициент, изменяющийся обычно от 3 до 5; R — универсальная газовая постоянная; T — температура.

Поскольку в машиностроении часто используют узлы и детали цилиндрической формы из разнородных материалов, которые соединяют диффузионной сваркой, моделирование НДС проводили для сварки цилиндров, втулок и втулок с фланцами. Общий вид и сечения конечноэлементных моделей показаны на рис. 1 и 2.

На первом этапе работы проводили моделирование узлов в пределах упругости [8, 9]. Анализировали эпюры напряжений в сечениях 1–1, 2–2 и перпендикулярно стыку 3–3. Расчеты выполняли для моделей с одинаковыми ($E_1 = E_2 = 1 \cdot 10^5$ МПа)

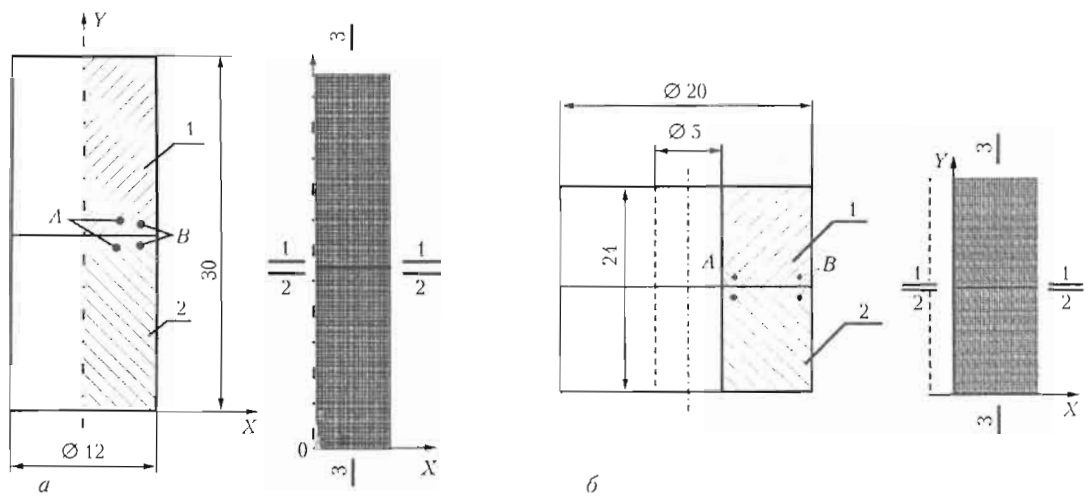


Рис. 1. Общий вид и сечение конечноэлементной модели соединений Ц–Ц (*а*) и В–В (*б*)

Таблица 2. Варианты сочетания свойств соединяемых материалов втулки 1 и фланца 2 и условий сварки

№ модели	$E \cdot 10^{-5}$, МПа		$\alpha \cdot 10^{6}$, 1/°С		P = 40 МПа	ΔT = 100 °С
	1	2	1	2		
1	1	1	10	10	+	–
2	1	1	10	20	+	+
3	1	1	20	10	+	+
4	1	2	10	10	+	–
5	2	1	10	10	+	–
6	2	1	10	20	+	+
7	2	1	20	10	+	+
8	1	1	10	20	–	+
9	1	1	20	10	–	+
10	1	1	10	20	20	+
11	1	1	20	10	20	+

Таблица 3. Значения напряжений (МПа) вблизи стыка в узлах В–В и Ц–Ц моделей 1–6

№ модели	σ_p*		$\sigma_{ос}$	$\sigma_{окр}$*		σ_1		σ_2		σ_3		$\tau_{ср}$**		$\sigma_{экв}$	
	1	2	1, 2	1	2	1	2	1	2	1	2	A/C	B	1	2
1	0	0	–40	0	0	0	0	0	0	–40	–40	0	0	40	40
2	–5	5	–40	–5	5	0	0	0	0	–40	–40	–5	5	35	45
3	35	–35	0	35	–35	45	10	35	–35	–10	–45	30/–20	–40	75	75
4	35	–35	–40	35	–35	35	–20	35	–35	–45	–55	30/–20	–40	115	45
5	35	–55	–45	35	–55	40	–25	30	–50	–50	–75	40/–20	–55	135	70
6	60	–40	–35	60	–40	70	–10	60	–40	–40	–65	40/–25	–60	155	70

*Значения напряжений при термическом нагружении соответствуют нагреву.
**После косой указаны напряжения в узле Ц–Ц, если они отличаются от соответствующих значений в узле В–В.

и отличающимися в 2 раза модулями упругости. КЛТР соединяемых материалов принимали равными в моделях с нагружением при постоянной температуре и различающимися в 2 раза в моделях с термоциклированием. Для моделей цилиндр–цилиндр (Ц–Ц) и втулка–втулка (В–В) рассматривали варианты осевого сжатия узла давлением 40 МПа, для модели втулка–фланец (В–Ф) — 20 и 40 МПа, а также при отсутствии сжатия для всех моделей. При термоциклировании рассматривали изменение температуры на 100 °С.

Для узлов Ц–Ц и В–В варианты расчетных моделей приведены в табл. 1, для В–Ф — в табл. 2. Для удобства сравнительного анализа результатов расчета для узлов Ц–Ц и В–В численные значения некоторых из них, округленные с точностью до +5 МПа, сведены в табл. 3. Значения осевых, радиальных, окружных и главных напряжений вблизи стыка приведены в точках на середине толщины втулки и на середине радиуса цилиндра. Касательные напряжения приведены для втулок вблизи внутренней (точка A) и внешней (точка B) боковых поверхностей, а для цилиндров — на середине радиуса (точка C) и вблизи внешней боковой поверхности (точка B). Для эквивалентных напряжений указаны минимальные значения в стыке в верхней 1 и нижней 2 деталях (см. рис. 1 и 2).

Анализ уровня напряжений в моделях 1 и 2 узлов В–В и Ц–Ц показывает, что при постоянной температуре в однородных материалах существует линейное напряженное состояние, при соединении деталей разной жесткости появляются небольшие радиальные, окружные и касательные напряжения, но напряженное состояние остается близким к линейному сжатию.

В моделях с разными КЛТР при нагреве или охлаждении образуется сложное напряженное состояние под давлением сжатия или без него. Это состояние локализовано вблизи стыка, что подтверждается эпюрами распределения напряжений, приведенными в работе [8].

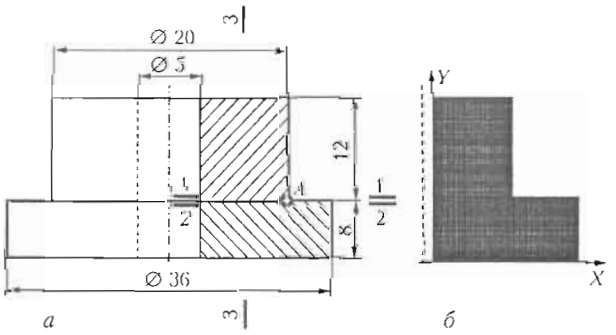


Рис. 2. Общий вид узла соединения В–Ф (*а*) и сечение конечноэлементной модели (*б*)

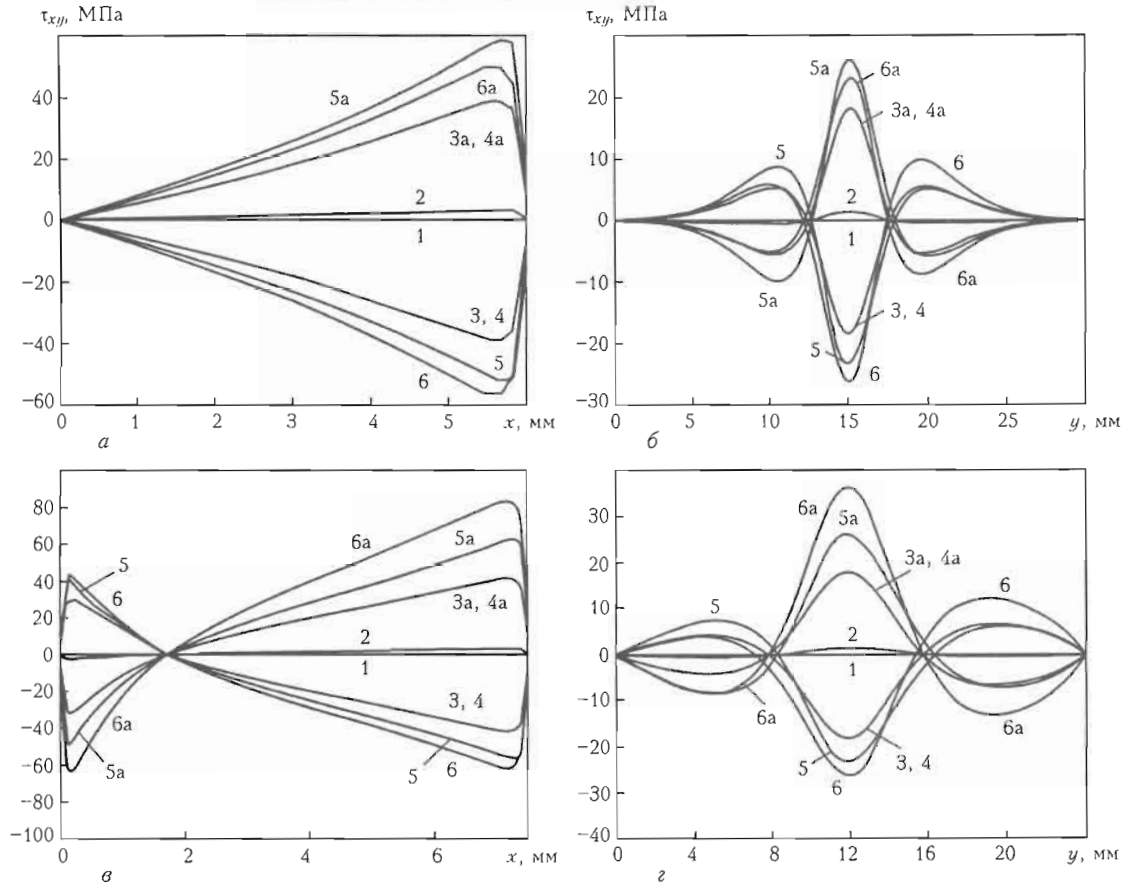


Рис. 3. Эпюры касательных напряжений в узлах Ц–Ц (*а*, *б*) и В–В (*в*, *г*) в сечениях вдоль (1–1, 2–2) (*а*, *в*) и поперек (3–3) (*б*, *г*) стыка

Сопоставление моделей узлов Ц–Ц и В–В показывает одинаковые закономерности распределения всех напряжений кроме касательных.

Касательные напряжения в узлах Ц–Ц изменяются практически линейно от нулевых в центре стыка до максимальных вблизи боковой поверхности, и они одинаковы в обоих материалах (рис. 3, *а*).

Во втулках касательные напряжения вблизи внешней и внутренней поверхностей имеют разные знаки, проходят через ноль на расстоянии примерно 0,23 толщины втулки от внутренней поверхности (рис. 3, *в*). Положение точки нулевых касательных напряжений не зависит от варианта нагружения и сочетания свойств соединяемых материалов. Вблизи внешней поверхности касательные напряжения максимальны по абсолютной величине, которая не зависит от наличия давления сжатия (модели 3 и 4) и заметно возрастает в случае сварки материалов разной жесткости (модели 5 и 6) (рис. 3, *в*, *г*).

Поперек стыка распределение касательных напряжений в цилиндрах и втулках имеет одни и те же особенности — максимальных значений напряжения достигают непосредственно в стыке, быстро снижаются по мере удаления от него, становятся нулевыми на расстоянии 3–4 мм от стыка, затем снова растут, поменяв знак (рис. 3, *б*, *г*).

В узле Ц–Ц в центре стыка (на оси образца) и в узле В–В в точке перехода касательных напряжений через ноль вблизи стыка в материале с большим КЛТР при нагреве со сжатием независимо от жесткости создается объемное напряженное состояние равномерного всестороннего (гидростатического) сжатия, что подтверждают эпюры главных напряжений [8]. При остывании это напряженное состояние передается в материал с меньшим КЛТР. НДС, оставаясь сложным по всему стыку, имеет различный характер в центре и на периферии, что не может не сказаться на процессе формирования соединения и качестве его различных зон.

При сварке узлов В–Ф в условиях термоциклирования также формируется сложное напряженное состояние. В этом узле распределение касательных напряжений аналогично их распределению в узле В–В.

При термоциклировании узлов В–Ф в моделях 2 и 3 за счет разницы КЛТР возникают значительные напряжения σ_x, σ_z, τ_{xy}, $\sigma_{экв}$ [9]. Вдоль стыка все напряжения кроме касательных распределяются почти равномерно, возрастая вблизи внутренней и особенно внешней поверхностей втулки. При этом все они локализованы в непосредственной близости от стыка. Осевые напряжения во втулке и фланце на 25 % больше приложенного давления. Касательные напряжения распределяются вдоль стыка неравномерно, возрастая к его краям. Точка с нулевыми касательными напряжениями при рассмат-

риваемых геометрических размерах модели отстоит от внутренней поверхности на расстоянии 1,75 мм, т. е. около 1/4 толщины втулки, как в узле В–В. Положение этой точки, определяющей центр застоя, при одинаковых размерах деталей не зависит от варианта нагружения и сочетания свойств соединяемых материалов, однако, как показали дальнейшие исследования, оно изменяется при изменении отношения толщины втулки к внешнему диаметру, что следует учитывать при проектировании узлов. Эквивалентные напряжения $\sigma_{экв}$ во втулке с меньшим КЛТР (сечение 1–1) на большей части стыка превышают внешнее давление более чем в 3 раза. Особенностью узла В–Ф является высокий уровень напряжений вблизи геометрического концентратора. При разных жесткостях втулки и фланца уровень напряжений еще больше возрастает. Увеличение жесткости мало влияет на осевые напряжения, но значительно повышает касательные τ_{xy}.

При термоциклировании узлов, детали которых имеют разные КЛТР и одинаковую или разную жесткость на большей части стыка, за исключением зоны вблизи точки *А* узла В–Ф, закономерности изменения осевых, радиальных и окружных напряжений в трех рассматриваемых узлах аналогичны. Однако, если в симметричных относительно стыка узлах (Ц–Ц и В–В) в стыке осевые напряжения равны внешнему давлению, то в узле В–Ф они могут быть меньше или больше внешнего давления (в зависимости от соотношения КЛТР и жесткостей деталей).

Важной общей закономерностью формирования НДС всех рассмотренных узлов является локализация напряжений в зоне стыка при диффузионной сварке деталей с разными физико-механическими свойствами в условиях изменения температуры. В условиях сжатия с термоциклированием формируется объемное напряженное состояние, при этом повышается уровень напряжений, локализующихся в зоне стыка, а закономерности формирования осевых, радиальных, окружных, касательных и эквивалентных напряжений в цилиндрических узлах различных типов на большей части стыка аналогичны. Увеличение жесткости одной из деталей увеличивает средний уровень окружных, радиальных и касательных напряжений, а повышение внешнего давления ведет к росту уровня осевых напряжений.

В реальных условиях при ДСВ возникают и неупругие деформации, которые делятся на пластические, не зависящие от времени (кратковременной пластичности ε_{ij}^{p}) и зависящие от времени диффузионной пластичности (ползучести ε_{ij}^{c}).

На втором этапе работы были рассмотрены только деформации кратковременной пластичности [10, 11]. Теплофизические свойства соединяемых материалов принимались такими же, как и в упругих задачах, кроме предела текучести, который во всех случаях принимался больше минимальных и меньше максимальных эквивалентных напряжений, полученных в упругом решении ($\sigma_{мин} < \sigma_т < \sigma_{мах}$). В качестве условия появления пластических деформаций принято условие Мизеса $\sigma_{экв} = \sigma_т$, где $\sigma_т$ — предел текучести; $\sigma_{экв}$ — эквивалентные (приведенные) напряжения, определяемые по уравнению (1).

Исследовали НДС узлов, которые по форме и размерам аналогичны использованным в упругой задаче, и варианты сочетания свойств материалов (табл. 4), для них изучали эпюры пластических деформаций (рис. 4).

Эпюры пластических деформаций подтверждают, что при сжатии и постоянной температуре материалов разной прочности пластические деформации развиваются в менее прочном материале, увеличиваясь за пределами стыка, что ведет к повышенным общим деформациям (см. рис. 4, *д*, *е*, кривая $1_п$).

Анализ полей и эпюр пластических деформаций подтвердил, что при ДСВ материалов с разными физико-механическими свойствами в условиях сжатия и термоциклирования пластические деформации локализованы в зоне стыка. Наибольших зна-

Таблица 4. Исследуемые варианты сочетания свойств соединяемых материалов 1 и 2 в узлах Ц–Ц и В–В моделей 1–5

№ варианта*	КЛТР·10^6, 1/град		Нагружение		Предел текучести $\sigma_т$, МПа	
	1	2	p, МПа	T, °С	1	2
$1_п$	10	10	40	0	39	80
$2^н_п$	10	20	0	+100	60	60
$2^о_п$	10	20	0	−100	60	60
$3^н_п$	10	20	0	+100	60	120
$3^о_п$	10	20	0	−100	60	120
$4^н_п$	10	20	40	+100	80	80
$4^о_п$	10	20	40	−100	80	80
$5^н_п$	10	20	40	+100	80	160
$5^о_п$	10	20	40	−100	80	160

*Верхние индексы «н» и «о» означают нагрев и охлаждение, нижний индекс «п» соответствует пластическому решению.

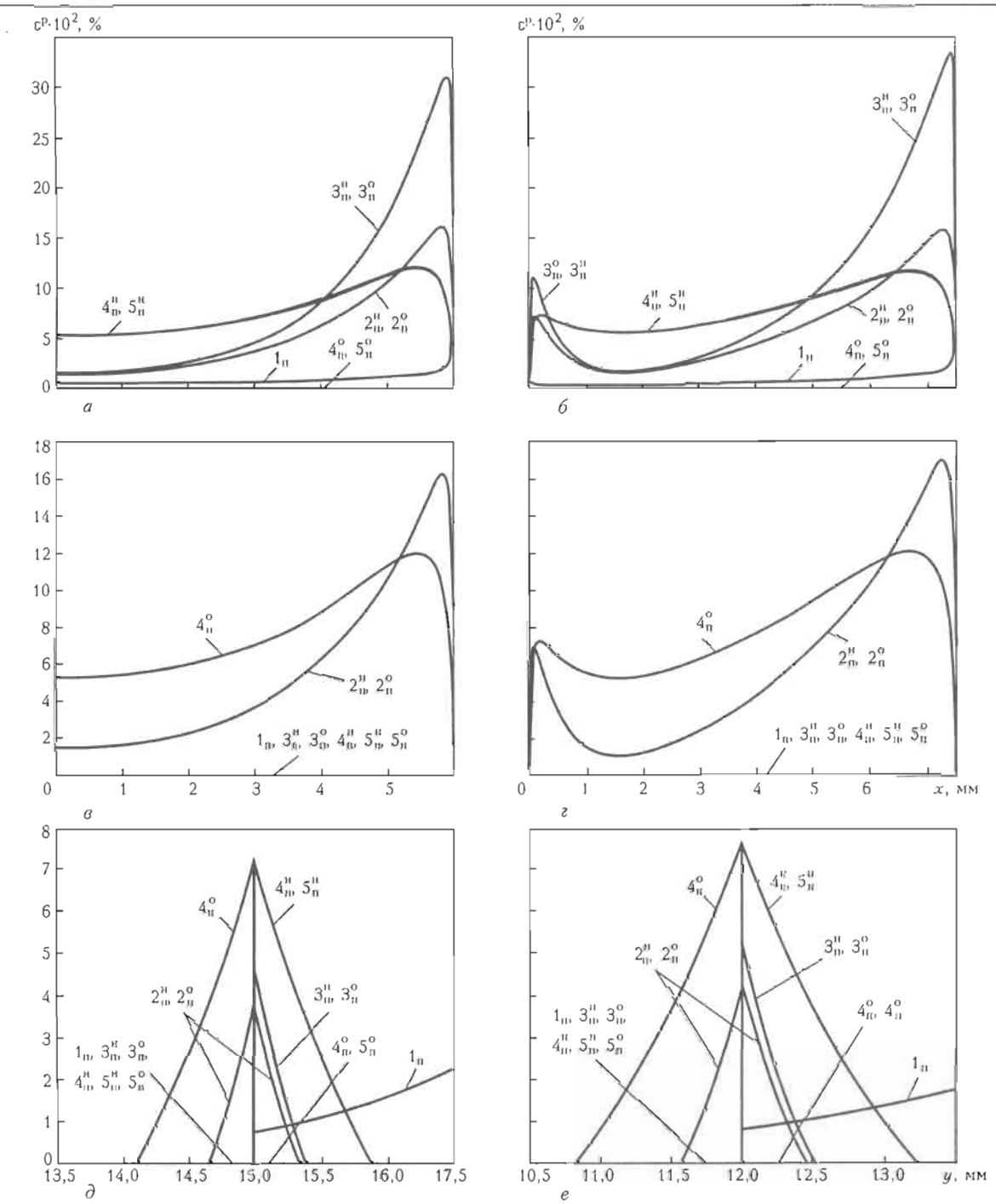


Рис. 4. Эпюры пластических деформаций (по Мизесу) в сечениях 1–1 (*а*, *б*), 2–2 (*в*, *г*) и 3–3 (*д*, *е*) в узлах Ц–Ц (*а*, *в*, *д*) и В–В (*б*, *г*, *е*) для моделей 1–5

чений пластические деформации достигают в модели 4 в условиях совместного сжатия и термоциклирования при близких пределах текучести и разных КЛТР, при этом обеспечивается также наиболее равномерное распределение пластических деформаций вдоль стыка (рис. 4, *а–г*). Появление пластических деформаций происходит поочередно в материале с меньшим КЛТР при нагреве и с большим КЛТР при охлаждении. Закономерности, установленные ранее в пределах упругости, в целом сохраняются, но только пластическое решение позволяет оценить степень равномерности распределения пластических деформаций вдоль стыка.

Аналогичные исследования проведены для узла В–Ф. Они показали, что все пластические деформации как при нагреве, так и при охлаждении, сосредоточены в очень узкой области вблизи плоскости стыка. Зона пластических деформаций со стороны фланца значительно уже и занимает только часть стыка вблизи внешней поверхности.

Сравнение результатов с упругим решением показало, что характер напряженного состояния

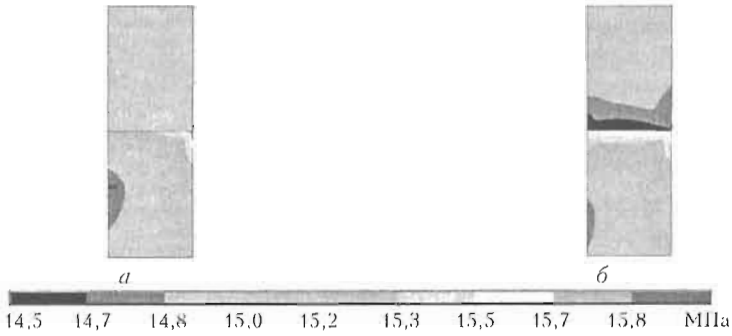


Рис. 5. Поля эквивалентных напряжений при моделировании кратковременной пластичности (*а*) и ползучести (*б*)

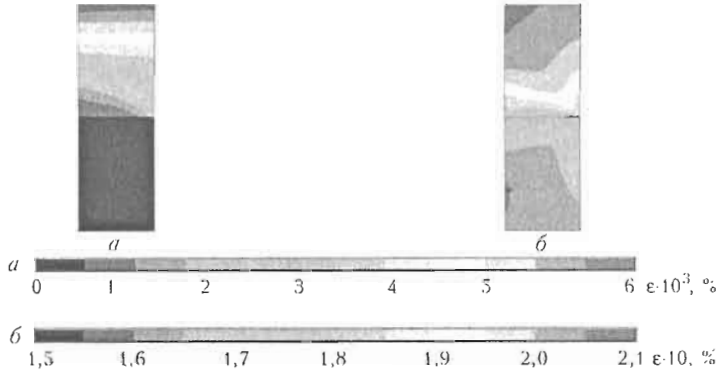


Рис. 6. Поля пластических деформаций при моделировании кратковременной пластичности (*а*) и ползучести (*б*)

при возникновении пластических деформаций меняется мало, однако уровень напряжений вблизи стыка и в точке концентрации снижается.

Закономерности влияния схемы нагружения при ДСВ, установленные для соединений типа Ц–Ц и В–В, в целом сохраняются и для соединений типа В–Ф. Вместе с тем геометрия деталей в зоне стыка оказывает существенное влияние на характер НДС. Наличие перехода от малого диаметра (втулка) к большому (фланец) резко смещает зону пластических деформаций во втулку.

Для создания пластических деформаций в стыке со стороны фланца материал втулки должен быть значительно прочнее материала фланца. При конструировании заготовок под сварку деталей из материалов близкой прочности необходимо по возможности избегать таких переходов и располагать их вне стыка.

На третьем этапе исследовали НДС с учетом деформации ползучести, скорость которой определяется уравнением (2). Решение этой задачи для узла Ц–Ц с нагружением усилием сжатия выполнялось при условии, что скорость ползучести верхнего материала больше скорости ползучести нижнего. Проведен сравнительный анализ осевых, касательных и эквивалентных напряжений, а также пластических деформаций узлов, полученных с учетом кратковременной пластичности при условии, что материал верхней детали достигает предела текучести, а материал нижней детали нет (вариант $1_{п}$), и с учетом второй (установившейся) стадии ползучести без учета кратковременной пластичности. Поля эквивалентных напряжений и пластических деформаций представлены соответственно на рис. 5, 6.

Сравнение полей эквивалентных напряжений показывает, что в верхней детали (с большей скоростью ползучести) вблизи стыка эквивалентные напряжения несколько меньше по сравнению с полученными с учетом кратковременной пластичности, а в материале нижней детали (с меньшей скоростью ползучести) они незначительно возрастают с одновременным выравниванием уровня вдоль стыка. Распределение касательных напряжений вдоль стыка становится более неравномерным (на рисунке не показано), при этом значительно (приблизительно на два порядка) увеличиваются пластические деформации деталей, причем их локализация наблюдается вдали от стыка в материале с большей скоростью ползучести, что является неблагоприятным фактором и требует жесткого контроля времени сварки.

Выводы

1. Компьютерное моделирование показало, что при ДСВ цилиндрических деталей линейное НДС создается только при их одинаковых физико-механических свойствах, диаметрах и температурах.

2. Наиболее эффективным способом локализации пластических деформаций в зоне стыка при ДСВ материалов с разными физико-механическими свойствами является изменение температуры в условиях сжатия, обеспечивающее близкое к идеальному распределение напряжений и соответственно пластических деформаций по высоте.

3. Создание объемного напряженного состояния и касательных напряжений в зоне стыка обусловлено в первую очередь различием в КЛТР. Основным фактором, определяющим уровень напряжений при изменении температуры, является перепад температур и разные КЛТР соединяемых материалов. Соотношение их модулей упругости и пределов текучести незначительно влияет на установленные закономерности.

4. Наиболее информативными для оценки оптимальности НДС являются эпюры эквивалентных и главных напряжений, а также пластических деформаций в стыке. Оценить степень равномерности распределения деформаций вдоль стыка позволяют только эпюры пластических деформаций.

5. Расчеты с учетом деформаций ползучести показали возможность значительного повышения пластических деформаций деталей с низким сопротивлением ползучести, в том числе за пределами стыка, что необходимо учитывать при разработке технологии сварки.

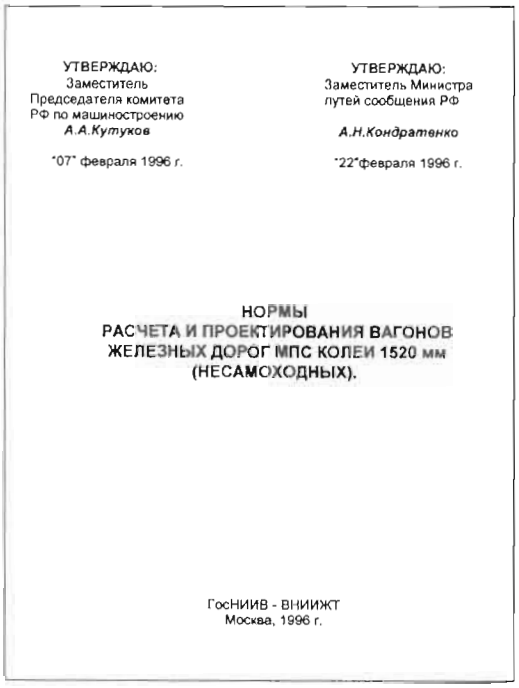
1. *Каракозов Э. С.* Сварка металлов давлением: Моногр. — М.: Машиностроение, 1986. — 280 с.
2. *Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М.* Особенности пластической деформации разнородных материалов при сварке давлением // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 12–16.
3. *Красулин Ю. Л., Назаров Г. В.* Микросварка давлением. — М.: Металлургия, 1976. — 160 с.
4. *Тарновский И. Я., Леванов А. Н., Поксеваткин М. Н.* Контактные напряжения при пластической деформации. — М.: Металлургия, 1966. — 279 с.
5. *Исследования* напряженного состояния при пайке узлов из разнородных материалов / К. А. Ющенко, В. Ф. Квасницкий, Г. В. Ермолаев и др. // Автомат. сварка. — 1987. — № 5. — С. 50–53.
6. *Квасницкий В. Ф., Ермолаев Г. В., Марунич В. М.* Исследование формирования соединений дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов при диффузионной сварке с прокладками // Прогрессивная технология судостроения и сварочного производства: Сб. научн. тр. — Николаев: НКИ, 1987. — С. 37–49.
7. *Анализ* напряженного состояния в полученных пайкой и диффузионной сваркой узлах из разнородных материалов / Г. В. Ермолаев, В. М. Заболотский, В. А. Игнатов и др. // Судостроит. пром-сть. Сер. Сварка. — 1988. — Вып. 6. — С. 45–50.
8. *Махненко В. И., Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В.* Влияние физико-механических свойств соединяемых металлов и геометрии деталей на распределение напряжений при диффузионной сварке // Автомат. сварка. — 2008. — № 1. — С. 5–11.
9. *Общие* закономерности формирования напряженного состояния при диффузионной сварке деталей цилиндрической формы / В. Д. Кузнецов, В. В. Квасницкий, Г. В. Ермолаев, М. В. Матвиенко // Зб. наук. праць НУК. — 2007. — **417**, № 6. — С. 62–73.
10. *Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В., Матвиенко М. В.* Влияние пластических деформаций на напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке разнородных металлов применительно к узлам цилиндр–цилиндр и втулка–втулка // Там же. — 2008. — **418**, № 1. — С. 100–107.
11. *Влияние* пластических деформаций на напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке узлов втулка–фланец / В. И. Махненко, В. В. Квасницкий, Г. В. Ермолаев, М. В. Матвиенко // Там же. — 2008. — **419**, № 2. — С. 49–55.

РЕСУРС БЕЗОПАСНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ ПЛАТФОРМ

В. И. МАХНЕНКО, Г. Ю. САПРЫКИНА
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

В последние десятилетия наблюдается четкая тенденция использования сварных конструкций вместо кованo-литых при проектировании несущих элементов железнодорожных вагонов, в частности, при проектировании рам длиннобазовых железнодорожных платформ для контейнерных перевозок. Известен целый ряд проектов таких конструкций, созданных в Украине и России, опыт эксплуатации которых оказывается не очень удачным из-за недостаточной циклической прочности отдельных сварных узлов. Анализ причин указанного обстоятельства показал, что используемые при проектировании таких узлов действующие в Украине и России «Нормы для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колеи 1520 мм (несамоходных)» содержат целый ряд неточностей, связанных с работоспособностью сварных узлов при циклических нагрузках. Анализу этих неточностей посвящен настоящий доклад.

Нехватка железнодорожных вагонов для перевозки различных грузов (например, контейнеров) является в настоящее время серьезной проблемой на всей территории бывшего СССР. Различными организациями Украины и России были предложены соответствующие решения в этой области, направленные на устранение дефицита вагонов и, естественно, на основе современных технологий их изготовления с учетом широкого применения сварки. К сожалению, действующие в настоящее время на территории Украины и России нормы [1] (рис. 1) на проектирование сварных соединений и узлов железнодорожных вагонов существенно завышают реальное сопротивление сварных соединений циклическим нагрузкам, что обусловливает негативные результаты проектирования по требуемой долговечности. В итоге, длиннобазные вагон-платформы «Азовмаш», выпущенные в эксплуатацию (Украина), «ВКМ», «Рузхиммаш» (Россия) (рис. 2), и некоторые другие начали разрушаться по отдельным сварным соединениям через 1–2 года интенсивной эксплуатации.


УТВЕРЖДАЮ:
Заместитель
Председателя комитета
РФ по машиностроению
А.А.Кутуков

"07" февраля 1996 г.

УТВЕРЖДАЮ:
Заместитель Министра
путей сообщения РФ

А.Н.Кондратенко

"22"февраля 1996 г.

НОРМЫ
РАСЧЕТА И ПРОЕКТИРОВАНИЯ ВАГОНОВ
ЖЕЛЕЗНЫХ ДОРОГ МПС КОЛЕИ 1520 мм
(НЕСАМОХОДНЫХ).

ГосНИИВ - ВНИИЖТ
Москва, 1996 г.

Рис. 1. Действующие нормы расчета и проектирования вагонов

Основным несущим элементом таких конструкций является сварная рама из низколегированной стали типа 09Г2С, показанная на рис. 3. Распределение продольных напряжений при статическом нагружении такой рамы в случае нагружения четырьмя контейнерами показано на рис. 4. Видно, что максимальные изгибные статические напряжения достигают ~91 МПа, т. е. они относительно невысокие. Однако конструкция работает при циклических нагрузках, которые возникают при эксплуатации и связаны с изгибными колебаниями нагруженной рамы. Значения этих нагрузок зависят от скорости движения вагона, состояния пути и т. п., т. е. реально это целый спектр циклических нагрузок, элементы которого имеют различную вероятность проявления во время эксплуатации вагона.

Рис. 2. Платформа модели 13-1281, выпускаемая с 2005 г. (ОАО «Рузхиммаш»)

© В. И. МАХНЕНКО, Г. Ю. САПРЫКИНА, 2009

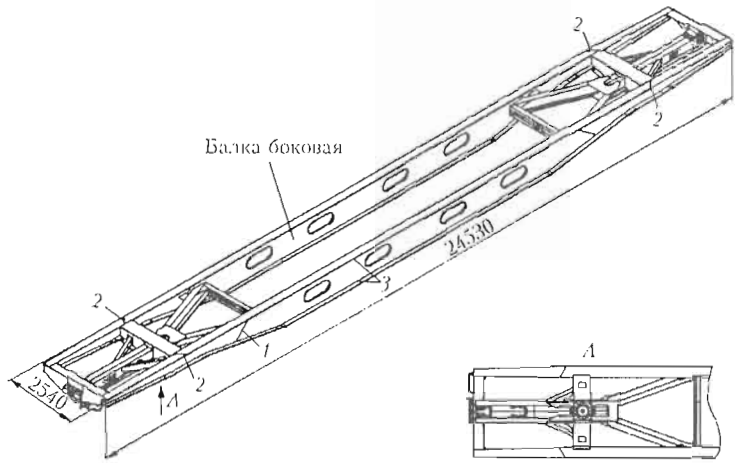


Рис. 3. Рама вагона (проект 1796.12.00): *1, 2* — стыковые несущие сварные швы; *3* — угловые швы тавровых соединений

Этот вопрос достаточно хорошо изучен, и в нормах [1] имеются соответствующие рекомендации, позволяющие успешно количественно определить силовые характеристики циклического нагружения в эксплуатационных условиях. Слабым местом норм [1] являются рекомендации относительно значений сопротивления несущих сварных соединений рамы циклическим нагрузкам.

В нормах [1, стр. 59] рекомендовано амплитудное значение

$$\sigma_{\alpha,\,N} = \frac{\overline{\sigma}_{-1}(N)}{(\overline{K}_\sigma)_\alpha \gamma}, \qquad (1)$$

где $\overline{\sigma}_{-1}$ — среднее (медианное) значение предела выносливости стандартного образца из материала детали (по ГОСТ 25.502–79) при симметричном цикле изгиба ($R = -1{,}0$) на базе N циклов; $(\overline{K}_\sigma)_\alpha$ — среднее значение общего коэффициента снижения предела выносливости сварного соединения по сравнению со стандартным образцом; γ — коэффициент вариации предела выносливости при условии, что $\sigma_{\alpha,\,N}$ соответствует вероятности $P = 0{,}95$ неразрушения. (По [1] для различных сварных соединений $\gamma = 1{,}2–1{,}1$, а $(\overline{K}_\sigma)_\alpha$ задается табл. 3.2 на стр. 60). В табл. 1 приведен фрагмент указанной таблицы из [1] относительно величин $(\overline{K}_\sigma)_\alpha$ для некоторых типичных элементов несущих конструкций вагонов.

Из зависимости (1) следует, что, поскольку $\overline{\sigma}_{-1}(N)$ зависит от прочности основного металла, увеличиваясь с ростом $\sigma_в$, то у пользователей [1] складывается мнение, что повышение прочности $\sigma_в$ конструкционной стали способствует, согласно (1), увеличению $\sigma_{\alpha,\,N}$. Между тем достаточно известным фактом, четко сформулированным Международным институтом сварки [2] на основе многочисленных экспериментальных данных, является положение, что для необработанных сварных соединений конструкционных сталей ферритного (перлитного) класса с пределом прочности $\sigma_в$ от 400 до 900 МПа значение $\sigma_{\alpha,\,N}$ для достаточно представительной выборки испытаний не зависит от $\sigma_в$, т. е. для сварной рамы платформы из малоуглеродистой стали с пределом прочности $\sigma_в = 400$ МПа и высокопрочной низколегированной стали с $\sigma_в = 900$ МПа сопротивление малоцикловой уста-

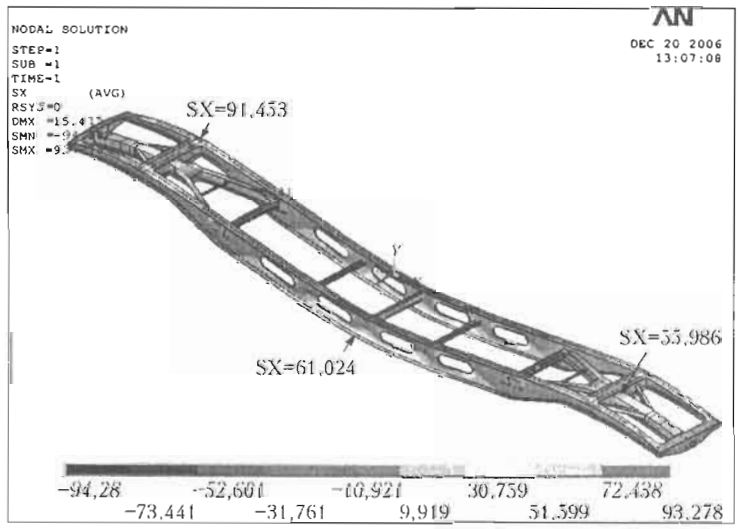


Рис. 4. Продольные напряжения от вертикальной статики в элементах вагон-платформы 13-1796–04

Таблица 1. Значения $(\overline{K}_\sigma)_\alpha$ для некоторых типичных элементов несущих конструкций вагонов [1]

Характеристика элемента и расчетной зоны	$(\overline{K}_\sigma)_\alpha$
Стандартный образец с полированной поверхностью по ГОСТ 25.502–79	1,0
Полоса прокатная или литая с сечением 20 см² без концентраторов напряжений по основному металлу	1,3–1,5
Балки из фасонного проката (двутавр, швеллер, зет, уголок) и штампованные из листового проката по основному металлу полок (вдали от концентраторов напряжений)	1,3–1,5
Балки коробчатые, сваренные из фасонного проката и штамповок продольными стыковыми швами по верхним и нижним полкам без поперечных ребер жесткости и диафрагм, по сварному шву	1,4–1,6
Балки коробчатые, сваренные из фасонного проката продольными угловыми швами без поперечных ребер жесткости и диафрагм, по сварному шву	1,5–1,7
Балки из фасонного проката и штамповок, пояса коробчатых балок из листового проката, сваренные двухсторонними прямыми поперечными стыковыми швами, в зоне сварного шва	2,0–2,4
То же, двухсторонними косыми под 45° швами	1,8–2,2
То же, двухсторонними прямыми, обработанными заподлицо с поверхностью основного металла швами	1,5–1,7
То же, односторонними прямыми швами (с непроваром корня шва или при отсутствии подварки)	4,0–4,8

лости сварных соединений будет примерно одинаковым.

Существенные замечания имеются и по рекомендуемым в [1] значениям коэффициентов $(K_\sigma)_\alpha$ для сварных соединений. Так, для продольных сварных соединений балок, изготовленных из листового проката, в [1] рекомендуют (см. табл. 1) значения $(K_\sigma)_\alpha$ на уровне 1,5–1,7, т. е. для стали с пределом прочности ~400 МПа и $\overline{\sigma}_{-1}$ = 200 МПа на базе $2\cdot10^6$ циклов значение $\sigma_{\alpha,N}$ по (1) для сварных соединений при γ = 1,2 составляет

$$\sigma_{\alpha,N} = \frac{200}{1{,}7\cdot1{,}2} = 98 \text{ МПа},$$

а по [2] для таких соединений

$$\sigma_{\alpha,N} = FAT\,\frac{f(R)}{1-R},$$

где FAT определяется в [2] классом сварного соединения и находится в пределах 125–90 МПа (табл. 2); $f(R)$ — функция коэффициента асимметрии цикла нагружения R и уровня остаточных напряжений. Согласно [2] при R = –1,0 значение $f(R)$ находится на уровне 1,6 при уровне остаточных напряжений менее $0{,}2\sigma_т$ ($\sigma_т$ — предел текучести материала) и $f(R)$ = 1,0 при более высоких остаточных напряжениях после сварки.

Видно, что при $f(R)$ = 1,0 $\sigma_{\alpha,N}$ по [2] не превышает

$$0{,}5FAT = 62{,}5 - 45 \text{ МПа}.$$

Соответственно допускаемые амплитуды $[\sigma_{\alpha,N}] = \dfrac{\sigma_{\alpha,N}}{n}$, где n — коэффициент безопасности.

Таблица 2. Фрагмент рекомендаций из [2]

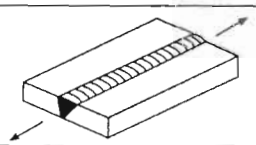
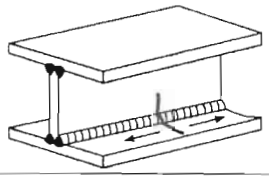
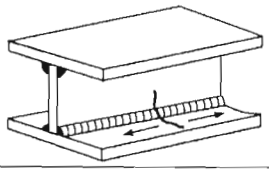
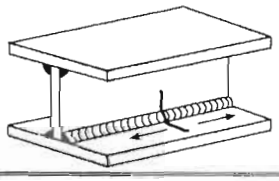
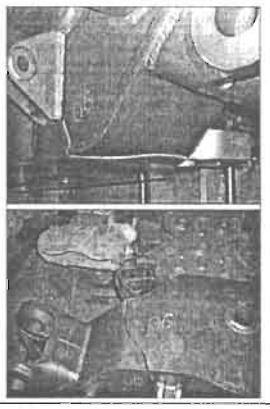
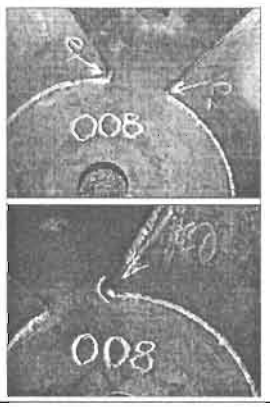
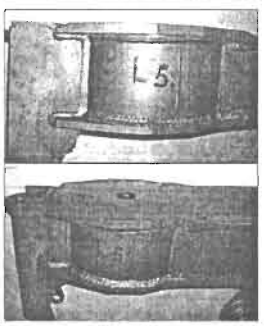
No	Structural detail (Structural steel)	Description	FAT
313		Longitudinal butt weld, without stop/start positions, NDT with stop/start positions	125 90
321		Continuous automatic longitudinal fully penetrated K-butt weld without stop/start positions (based on stress range in flange), NDT	125
322		Continuous automatic longitudinal double sided fillet weld without stop/start positions (based on stress range in flange)	100
323		Continuous manual longitudinal fillet or butt weld (based on stress range in flange)	90

Таблица 3. Усталостные разрушения после испытаний рамы тележки 68-7007

№ рамы	Виды усталостных разрушений	
006		Разрушение по нижнему поясу продольной балки в зоне перехода горизонтальной поверхности в наклонную
008		Усталостные повреждения сварных швов «карманов» рамы
014		Разрушение в зоне опоры продольной балки по швам сварного соединения верхнего пояса с вертикальными стенками

По [1] (стр. 75, табл. 3.6) значения n принимаются для элементов кузовов вагонов всех типов в пределах n = 1,3–1,8 в зависимости от степени надежности данных по $\sigma_{\alpha,N}$. По [2] n = 1,15–1,40 для ответственных конструкций.

Если принять по [1] n = 1,8, а по [2] n = 1,15, то для рассматриваемых соединений получим по [1] и [2] допускаемые амплитуды соответственно

$$[\sigma_{\alpha,N}] = \frac{98}{1,8} = 54,4 \text{ МПа}$$

и

$$[\sigma_{\alpha,N}] = \frac{62,5 - 45,0}{1,15} = 44,6 - 32,0 \text{ МПа}.$$

Видно, что по [1] допускаемые значения $[\sigma_{\alpha,N}]$ на 22–70 % выше таковых по [2]. Если по [2] принять n = 1,4, то эти значения возрастут до 27–85 %.

Рассмотрим случаи действия номинальных напряжений на поперечные сварные швы. При наличии поперечных стыковых швов $(K_\sigma)_\alpha$ по табл. 1 при двухсторонней сварке максимум равна 2,4, т. е.

$$\sigma_{\alpha,N} = \frac{200}{2,4 \cdot 1,2} = 69,4 \text{ МПа},$$

$$\sigma_{\alpha,N} = 31 \text{ МПа (при } n = 1,8),$$

а по [2] при FAT = 80 МПа $\sigma_{\alpha,N}$ = 40 МПа.

Соответственно при n = 1,4 $[\sigma_{\alpha,N}]$ = 28,6 МПа, что ниже, чем при расчете по нормам [1]. В случае одностороннего стыкового шва при n = 1,6 по табл. 1 $(K_\sigma)_\alpha$ = 4,6, $\sigma_{\alpha,N} = \frac{200}{4,6 \cdot 1,2}$ = 36,2 МПа, $[\sigma_{\alpha,N}]$ = 20,1, а по [2] $\sigma_{\alpha,N}$ = 22,5 МПа, $[\sigma_{\alpha,N}]$ = = 16,1 МПа, т. е. эти значения также ниже, чем при расчете по нормам [1].

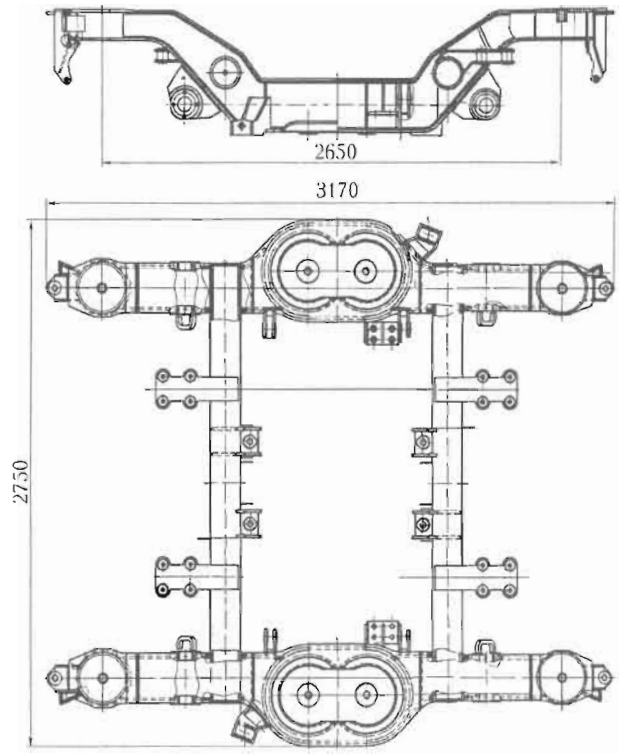


Рис. 5. Рама тележки модели 68-7007 пассажирского вагона (ОАО «Крюковский вагоностроительный завод»)

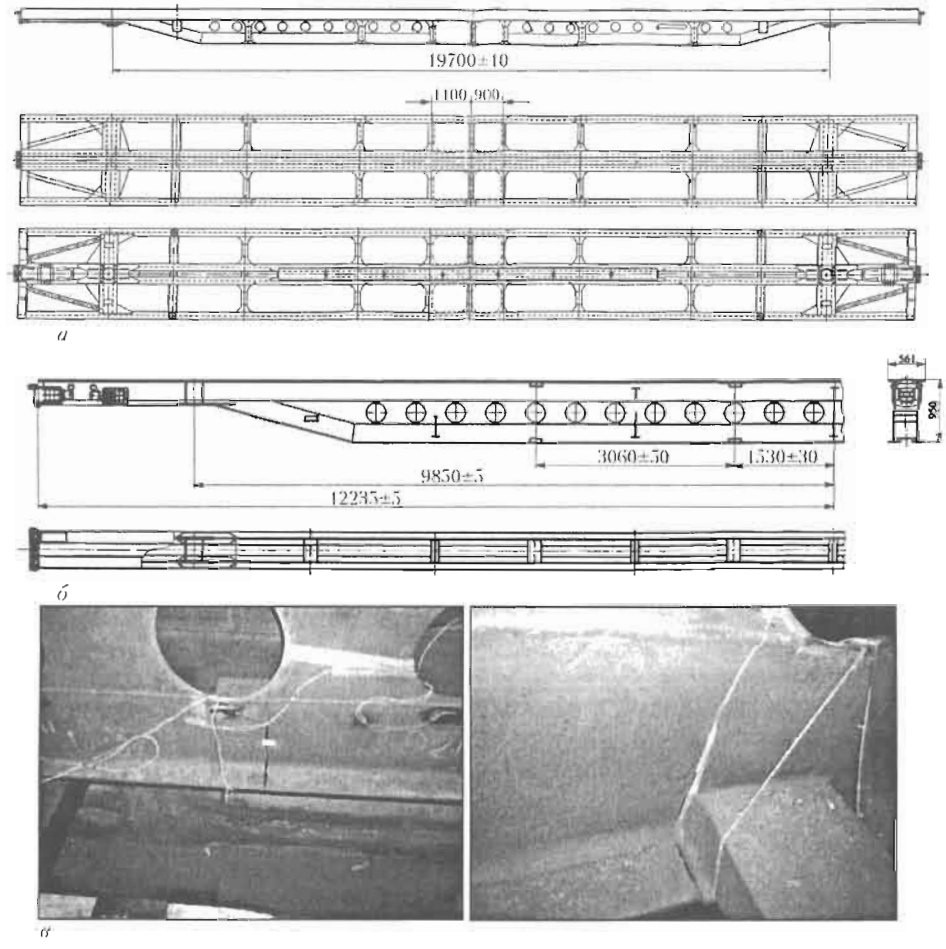


Рис. 6. Рама (*а*), хребтовая балка (*б*) вагон-платформы модели 13-1281 (ОАО «Рузхиммаш») и усталостные разрушения хребтовой балки (*в*)

Такие примеры, связанные со сварными рамами железнодорожных платформ, можно продолжать. Они показывают, что спроектированные в рамках норм [1] сварные несущие конструкции железнодорожных вагонов не обладают достаточной долговечностью, что подтверждает практика.

Для рамы тележки модели 68-7007 пассажирских вагонов (рис. 5) ОАО «Крюковский вагоностроительный завод» была проведена серия испытаний, в результате чего были выявлены усталостные разрушения (табл. 3).

Так, на рис. 6 показана рама и хребтовая балка вагон-платформы модели 13-1281 производства ОАО «Рузхиммаш». На хребтовой балке были обнаружены разрушения в зоне отверстий.

Итак, выполненная работа подтвердила, что действующие нормы на проектирование сварных соединений железнодорожных вагон-платформ требуют радикальной переработки с учетом информации, накопленной Международным институтом сварки.

1. *Нормы* для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колеи 1520 мм (несамоходных). — М.: ГосНИИВ — ВНИИЖТ, 1996. — 269 с.
2. *Recommendations* for Fatigue Design of Welded Joints and Components: IIW Doc XIII-1539-96/XV-845-96. — 2002. — 154 p.

ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ТЕПЛОВОЙ ПРАВКИ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ ПАНЕЛЕЙ

О. В. МАХНЕНКО[1], А. Ф. МУЖИЧЕНКО[1], П. ЗАЙФФАРТ[2]
[1]Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина
[2]IMG GmbH, Росток, Германия

В статье представлен пример использования математического моделирования при изучении эффективности процесса термической правки судостроительных панелей на основе подхода комбинированного применения общего метода термопластичности и приблизительного метода функции усадки. Показано, что особенно эффективен предложенный подход для прогнозирования общих деформаций крупногабаритных пространственных конструкций в случае большого количества сварных швов или локальных нагревов при правке. Проведен анализ результатов экспериментов по термической правке судостроительных панелей с деформациями бухтиноватости и выявлен целый ряд объективных факторов, ограничивающих эффективность этой технологической операции, особенно при больших толщинах листа обшивки.

При моделировании с применением метода конечных элементов и методов термопластичности процессов сварки или тепловой правки крупногабаритных конструкций возникают проблемы с получением решения необходимой точности. Во-первых, крупногабаритная конструкция требует разбивки на значительно большее количество элементов по сравнению с отдельным узлом, что вызывает необходимость в значительных компьютерных ресурсах и увеличении времени на расчет. Во-вторых, проблема еще более усложняется, когда необходимо промоделировать большое количество сварных швов или локальных нагревов при тепловой правке. В этом случае получение решения становится практически невозможным.

Для определения общих деформаций крупногабаритных конструкций можно использовать приблизительный метод функции усадки, который работает в рамках теории упругости, т. к. общие деформации или перемещения точек сварной конструкции являются интегральной характеристикой и мало зависят от характера распределения функции усадки, особенно на некотором расстоянии ее от приложения.

Основополагающей для этого направления можно считать работу Е. О. Патона [1], опубликованную в 1936 г. В ней проведено комплексное исследование сварочных остаточных напряжений в цилиндрических сосудах от сварки кольцевых и продольных швов, а также приварки днища, вварки патрубков и т. д. Эта работа и в настоящее время не потеряла своего научного и практического интереса. Предложенная в ней идея расчетной оценки остаточных сварочных напряжений методами теории упругости по заданной величине усадочных продольных деформаций, определяемых экспериментально путем простых опытов, нашла в дальнейшем применение в целом ряде последующих и даже современных работ [2–8]. Обобщенное представление методов функции усадки выполнено в работе [2], где она представлена в общем виде симметричным тензором второго ранга:

$$\Pi_{ij} = \begin{Vmatrix} \Pi_{xx} & \Pi_{xy} & \Pi_{xz} \\ \Pi_{yx} & \Pi_{yy} & \Pi_{yz} \\ \Pi_{zx} & \Pi_{zy} & \Pi_{zz} \end{Vmatrix} (i, j = x, y, z), \quad (1)$$

где Π_{xx}, Π_{yy}, Π_{zz} — нормальные компоненты функции усадки. Условие сохранения объема дает

$$\Pi_{xx} + \Pi_{yy} + \Pi_{zz} = 0. \quad (2)$$

Касательные компоненты удовлетворяют условию симметрии, т. е. $\Pi_{xy} = \Pi_{yx}$ и т. д. Для тонкостенных элементов сварных конструкций, для которых применимы основные гипотезы теории пластин и оболочек, компоненты тензора Π_{ij} имеют вид

$$\Pi_{ij}(x, y, z) = \Pi^0_{ij}(x, y) + \chi_{ij}(x, y), \quad (3)$$

где $\Pi^0_{ij}(x, y)$ — усадка на срединной поверхности элемента $z = 0$; $\chi_{ij}(x, y)$ — соответствующая кривизна функции усадки в точке x, y. Если направления x, y, z остаются главными, тогда с учетом (3) для сварного шва (рис. 1) функцию усадки (1) можно представить как

© О. В. МАХНЕНКО, А. Ф. МУЖИЧЕНКО, П. ЗАЙФФАРТ, 2009

$$\Pi_{ij}(x, y, z) = \\ = \begin{vmatrix} [\Delta_x(x) + \beta_x(x)z]\delta(y - y_w) & 0 & 0 \\ 0 & [\Delta_y(x) + \beta_y(x)z]\delta(y - y_w) & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix}, \quad (4)$$

где дельта-функция Дирака $\delta(y - y_w)$ определяет, что вся деформация усадки сконцентрирована в сечении $y = y_w$ (см. рис. 1). Такое допущение удобно, когда в конструкции много сварных швов, что упрощает математическое описание особенно для аналитического решения задачи с сохранением при этом интегрально геометрического баланса усадки.

Соответственно параметры $\Delta_x(x)$, $\Delta_y(x)$, $\beta_x(x)$, $\beta_y(x)$ для сварного шва на рис. 1 определяются в виде:

• продольная усадка для данного шва в сечении $x = \text{const}$

$$\Delta_x(x) = \frac{1}{2}\int_0^l \left\{\varepsilon^r_{xx}\left(x, y, \frac{h}{2}\right) + \varepsilon^r_{xx}\left(x, y, -\frac{h}{2}\right)\right\} dy; \quad (5)$$

• поперечная усадка в сечении $x = \text{const}$

$$\Delta_y(x) = \frac{1}{2}\int_0^l \left\{\varepsilon^r_{yy}\left(x, y, \frac{h}{2}\right) + \varepsilon^r_{yy}\left(x, y, -\frac{h}{2}\right)\right\} dy; \quad (6)$$

• угловая деформация вдоль оси y в сечении $x = \text{const}$ на длине $0 < y < l$

$$\beta_y(x) = \frac{1}{h}\int_0^l \left\{\varepsilon^r_{yy}\left(x, y, \frac{h}{2}\right) - \varepsilon^r_{yy}\left(x, y, -\frac{h}{2}\right)\right\} dy; \quad (7)$$

• угловая деформация вдоль оси x в сечении $x = \text{const}$

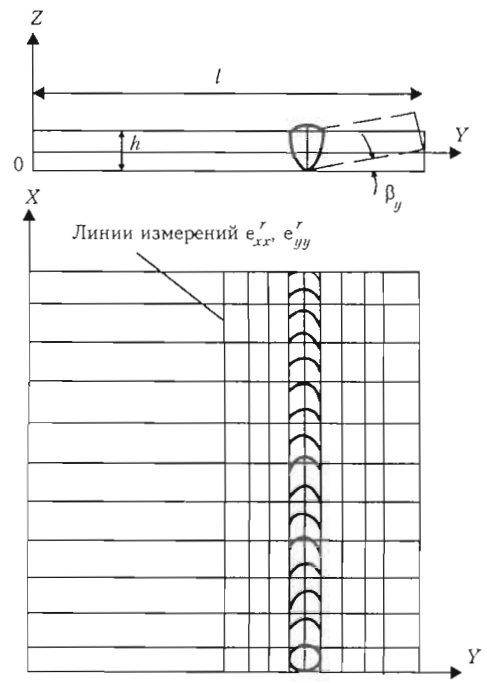


Рис. 1. Схема образца для определения продольной и поперечной усадки, угловых деформаций ε^r_{xx} и ε^r_{yy} и остаточных нормальных деформаций на поверхностях $z = \pm h/2$

$$\beta_x(x) = \frac{1}{h}\int_0^l \left\{\varepsilon^r_{xx}\left(x, y, \frac{h}{2}\right) - \varepsilon^r_{xx}\left(x, y, -\frac{h}{2}\right)\right\} dy. \quad (8)$$

Из рис. 1 и зависимостей (5)–(8) достаточно очевиден алгоритм определения параметров тензорной функции усадки для каждого шва на данном материале при соответствующих режимах сварки. Более того, понятие поперечная усадка $\Delta_y(x)$ и угловые деформации $\beta_y(x)$, $\beta_x(x)$ — достаточно общепринятые термины в инженерной практике [9, 10]. Величина $\Delta_x(x)$ — продольное укорочение — для рассмотренного случая связана простой зависимостью с известным термином — объем продольного укорочения $V_x = \Delta_x(x)h$. В этом еще одно удобство представления (4), поскольку оно позволяет использовать уже накопленный экспериментальный материал по величинам Δ_y, V_x, β_x, β_y.

Определившись с функцией усадки, например в виде (4), можно считать, что полная деформация в рассмотренном образце до разрезки его на элементы будет определяться суммой

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon^e_{ij} + \Pi_{ij}, \quad (9)$$

в то время как после разрезки тензор упругих деформаций $\varepsilon^e_{ij} = 0$.

Условия совместности этих деформаций [8] связаны с тем, что шесть компонент тензора ε_{ij} выражаются в каждой точке (x, y, z) тремя компонентами вектора перемещений u_{ij}

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}\left(u_{ij} + u_{ji}\right) \quad (10)$$

и в дополнение к уравнениям связи между напряжениями σ_{ij} и деформациями ε_{ij} (на основе теории упругопластического деформирования) с учетом уравнений равновесия между компонентами σ_{ij}, а также условий на контуре рассмотренного объекта должны дать решение относительно перемещений u_{ij}, которые обусловлены заданной функцией усадки. Допуская, что в силу локальности функция усадки Π_{ij} для экспериментального образца и реального объекта из одного и того же материала, одинаковых толщин h, способа и режимов сварки будет также одинаковой, то такой подход представляет большой интерес для определения сварочных деформаций достаточно крупногабаритных конструкций с большим количеством сварных швов. Особенно эффективным такой подход становится тогда, когда возможно ограничиться уравнениями связи теории упругости. На общие перемещения такое допущение повлияет незначительно и при этом можно сократить трудоемкость поиска решения соответствующей упругой задачи.

Одним из слабых мест описанного подхода функции усадки является информация о параметрах этой функции. Использование экспериментальных подходов, подобных описанному выше (см. рис. 1), требует в каждом конкретном случае

сочетания материала, толщины, способа, режимов и условий сварочного нагрева достаточно объемных экспериментальных исследований. В этой связи заслуживает внимания направление, развитое в работах [4–8], по использованию подходов, основанных на методах теории термопластичности, для определения параметров функции усадки для конкретного сварного соединения и условий сварки для данной крупногабаритной сварной конструкции с большим количеством швов. Такое комбинированное применение методов прогнозирования может быть в целом ряде случаев эффективным с учетом достаточно большого накопленного опыта по прогнозированию сварочных деформаций и напряжений в сварных узлах (конструкциях) с ограниченным количеством швов.

На основе комбинированного применения общего метода термопластичности и приблизительного метода функции усадки был выполнен анализ результатов экспериментов по тепловой правке судостроительных панелей с деформациями бухтиноватости. Эксперименты проводили на образцах ограниченного размера (1300×1300 мм), которые были выполнены по конструкции, технологии и из материала, аналогичных реальной судостроительной панели (рис. 2). Образец панели состоял из листа обшивки толщиной 6 мм с продольным и поперечным набором, приваренным таким образом, что между набором образовывались две зоны бухтиноватости размером 600×1200 мм. Величина бухтиноватости в большинстве случаев имела знак минус (прогиб) и не превышала 3÷7 мм.

Тепловая правка выполнялась путем нагрева как круглых пятен, так и полос длиной 150 мм с помощью плазменного источника нагрева косвенного действия (эффективная мощность $Q_{эф}$ = 1100 Вт, коэффициент сосредоточенности K = 0,004 1/мм^2), газопламенного ацетиленового источника ($Q_{эф}$ = = 2500 Вт, K = 0,005 1/мм^2) и лазерным расфокусированным лучом ($Q_{эф}$ = 2800 Вт, равномерное распределение мощности в круглом пятне диаметром $D_н$ = 24 мм).

Результаты экспериментов на указанных образцах показали очень низкую эффективность тепловой правки деформаций бухтиноватости. При этом практически для всех нагревов имел место эффект значительных локальных изгибных деформаций со знаком минус (прогиб), вызванных неравномерностью нагрева металла листа по толщине. Этим можно объяснить то, что снизить величину деформации бухтиноватости можно было только в случае положительного знака (выгиба) бухтиноватости. Таким образом, процесс правки бухтиноватости осуществлялся не за счет натяжения листа обшивки от усадки в плоскости листа, а за счет локальных изгибных деформаций в зоне нагревов.

Для изучения проблемы было выполнено моделирование процесса тепловой правки на указанных экспериментальных образцах с помощью коммерческого пакета ANSYS. Модель образца судостроительной панели с разбиением на конечные (приблизительно 240 000) элементы показана на рис. 3. Нагревы задавались в виде дополнительных деформаций усадки в плоскости листа обшивки. Решение по общим деформациям и перемещениям точек листа обшивки и ребер образца в трехмерной постановке искали в рамках теории упругости (метод функции усадки).

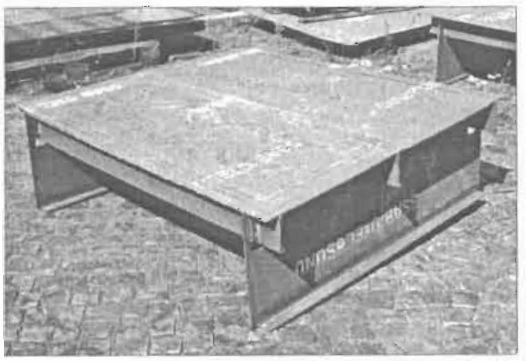
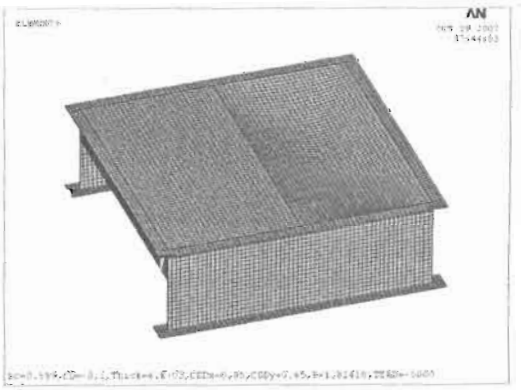
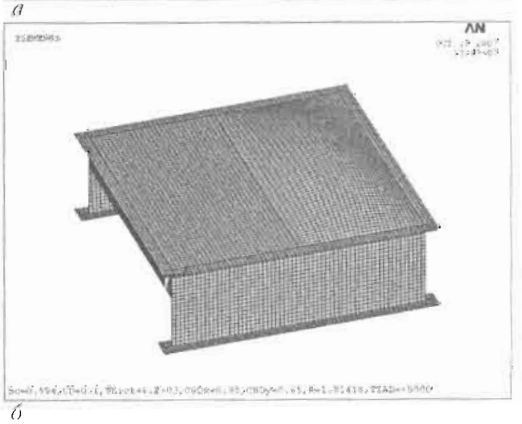


Рис. 2. Образец сварной судостроительной панели

Метод функции усадки является приближенным методом, который не учитывает историю образования и развития упругопластических деформаций, поэтому разработанная модель не позволяет определить влияние последовательности выполнения нагревов на общие деформации образца панели. Преимуществом метода функции усадки по сравнению с общим методом термопластичности являет-



а



б

Рис. 3. Конечноэлементная модель образца судостроительной панели с деформацией бухтиноватости обшивки: *а* — прогиб; *б* — выгиб

ся возможность получения решения по общим деформациям сложных пространственных конструкций с большим количеством нагревов.

Моделирование процесса тепловой правки на экспериментальном образце панели размером 1300×1300 мм выполняли в случае, когда обшивка одной шпации имеет деформацию бухтиноватости, т. е. равномерный прогиб или выгиб из плоскости обшивки. Каждая из показанных на рис. 3 конечноэлементных моделей образца судостроительной панели с деформациями бухтиноватости имеет закрепления образца в 4-х точках в углах по контуру против перемещений в направлении по нормали к плоскости листа обшивки. Величину деформации усадки от нагрева одной полосы длиной 150 мм задавали равной $\Delta_{поп}$ = 0,3 мм и $\Delta_{прод}$ = 0,1 мм (в поперечном и продольном направлении относительно полосы нагрева), что приблизительно соответствует реальным значениям при газопламенном нагреве такой полосы [9, 10].

Результаты расчета показали, что под действием деформаций усадки от нагрева одной полосы длиной 150 мм, расположенной по центру бухтины, произошло перемещение листа обшивки на 1,5 мм (рис. 4), т. е. величина деформации бухтиноватости уменьшилась с 10 до 8,5 мм. Расчеты показали также, что смещение полосы нагрева от центра бухтины к ребру жесткости (до 70 мм от набора) снижает эффект правки приблизительно на 25 % (рис. 5, 6). Наиболее эффективным является расположение полос нагрева в центральной части бухтины.

Очень важный эффект с точки зрения понимания механизма процесса тепловой правки был выявлен при расчете величины снижения бухтиноватости от одной полосы нагрева, расположенной по центру бухтины, при различных значениях начальной величины бухтиноватости (2, 3, 5, 10, 15, 20 и 30 мм). Результаты расчета на рис. 7 показывают, что эффективность правки (снижение величины бухтиноватости) сначала резко возрастает по мере увеличения начальной величины бухтиноватости, затем становится постоянной и дальше несколько снижается при больших значениях бухтиноватости. При нулевой величине бухтиноватости, т. е. в абсолютно плоском листе, усадка от нагрева в плоскости листа не вызывает никаких перемещений из плоскости. Этот эффект согласуется с наблюдениями из практики, которые подтверждают, что править тепловым способом малые по величине бухтины более трудоемко, чем большие. Объяснить этот эффект можно тем, что уменьшение величины бухтиноватости, фактически изгиб листа, зависит от плеча приложения усадочных сил. Чем больше

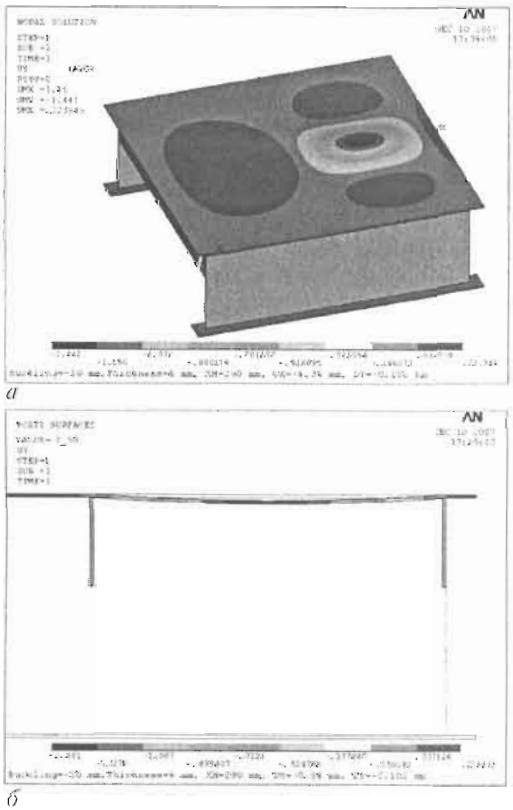


Рис. 4. Перемещения U_y из плоскости листа обшивки (уменьшение величины бухтиноватости) под действием деформаций усадки от нагрева одной полосы длиной 150 мм, расположенной по центру бухтины при начальной величине бухтиноватости прогиба 10 мм: *а* — перемещения на общем виде образца панели; *б* — в поперечном сечении по центру бухтины

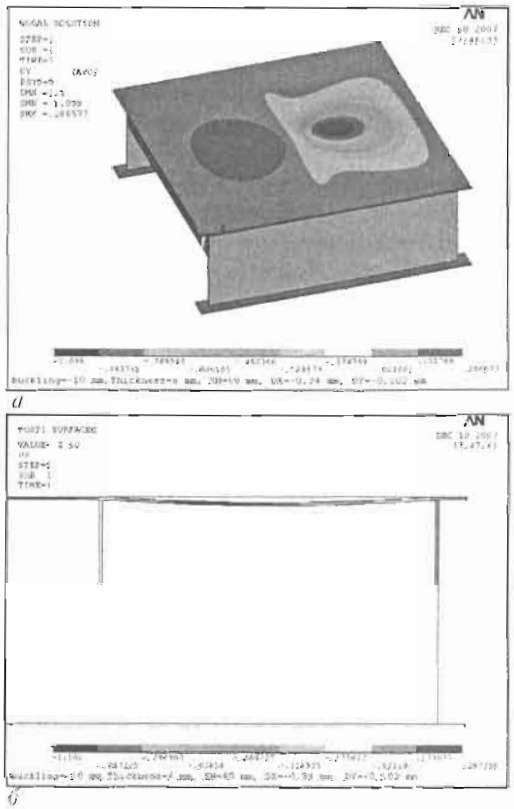


Рис. 5. Перемещения U_y из плоскости листа обшивки (уменьшение величины бухтиноватости) под действием деформаций усадки от нагрева одной полосы длиной 150 мм, расположенной на краю бухтины на расстоянии 70 мм от ребра жесткости при начальной величине бухтиноватости прогиба 10 мм: *а* — перемещения на общем виде образца панели; *б* — в поперечном сечении по центру бухтины

величина бухтиноватости, тем больше изгибающий момент, вызванный усадкой. С другой стороны, при достижении достаточно больших значений бухтиноватости лист обшивки приобретает сферическую форму, что приводит к повышению его жесткости при изгибе.

Таким образом, результаты расчета показали, что для рассмотренного образца судостроительной панели достаточно заметный эффект дает правка деформации бухтиноватости под действием деформаций усадки от нагрева полосы. Причем этот эффект правки не зависит от знака (направления) начальной деформации бухтиноватости. Однако при этом не учитывались локальные деформации изгиба, вызванные неравномерностью нагрева листа обшивки. Эти деформации изгиба, всегда вызывающие прогиб листа обшивки, в случае начальной деформации бухтиноватости выгиба будут способствовать снижению величины бухтиноватости, а в случае деформации бухтиноватости прогиба будут частично или полностью компенсировать эффект правки от деформаций усадки. Поскольку деформация изгиба происходит при применении любого источника нагрева, то для обеспечения эффективности правки необходимо, чтобы положительный эффект от деформаций усадки в плоскости листа был значительно выше, чем эффект от деформаций изгиба.

С целью определения остаточных деформаций усадки и локальных угловых деформаций для случая нагрева полосы (низкоуглеродистая сталь) движущимся источником использовался численный алгоритм, основанный на методе термопластичности, т. е. на последовательном прослеживании температурных полей и развития упругопластических деформаций в листовом образце размером 500×500 мм и толщиной 6 мм в трехмерной постановке.

Данные по температурным полям получали численным методом решения задачи теплопроводности в рамках трехмерной модели для области $0 \le x \le 500$ мм, $0 \le y \le 500$ мм, $-\delta/-\delta/2 \le z \le \delta/2$ при начальной температуре $T_0 = 20$ °С, когда на всех поверхностях по закону Ньютона задан теплообмен с окружающей средой с температурой 20 °С при коэффициенте поверхностной теплоотдачи $\alpha_т = 0{,}00004$ Вт/(мм^2·°С). На поверхности $z = -\delta/2$ действует поверхностный источник тепла мощностью $Q_{эф}$, распределенный по поверхности по нормально-круговому закону с коэффициентом сосредоточенности K. Центр источника в момент $0 < t < t_0$ находится в точке $x = x_0$, $y = y_0$, затем при $t > t_0$ движется вдоль оси X со скоростью v. Движение заканчивается при $(t - t_0) = L/v$ и происходит выравнивание температуры.

Были проведены численные эксперименты с применением плазменного источника косвенного действия, широко распространенного в настоящее время газопламенного (ацетиленового) нагрева, а также для перспективного в ближайшем будущем лазерного нагрева. При этом в расчетах для плазменного источника нагрева задавались эффективная мощность $Q_{эф} = 1100$ Вт и коэффициент сосредоточенности $K = 0{,}004$–$0{,}010$ 1/мм^2, измеренные экспериментально. Для газопламенного нагрева задавали $Q_{эф} = 2500$ Вт и $K = 0{,}004$ 1/мм^2, соответствующие горелке № 6, обычно применяемой для тепловой правки при толщине 6 мм. Для лазерного источника нагрева задавалась эффективная мощность $Q_{эф} = 2800$ Вт и равномерное распределение мощности в круглом пятне расфокусированного луча диаметром $D_п = 24$ мм.

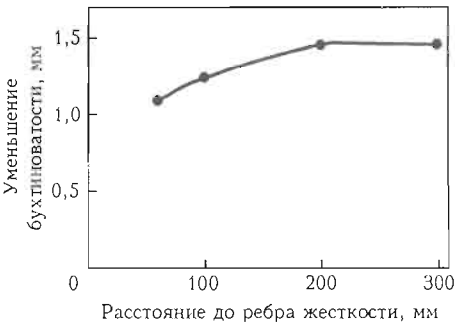


Рис. 6. Снижение эффекта правки при смещении полосы нагрева от центра бухтины к ребру жесткости (набору)

Расчетные результаты показали, что градиент температур по толщине нагреваемой пластины существенно зависит от мощности $Q_{эф}$, коэффициента сосредоточенности нагрева K и скорости движения источника при нагреве полосы длиной $L = 150$ мм. При этом для плазменного источника разность температур нагрева на верхней и нижней поверхностях составляла приблизительно 40–60 °С, а максимальные прогибы находились в пределах –0,1 мм. Более высокая эффективная мощность газопламенного и лазерного источников нагрева по сравнению с рассмотренным ранее плазменным источником (в 2–2,5 раза) и соответственно более высокие скорости движения источника вызывают более значительную неравномерность распределения температуры по толщине листа. Этим объясняются достаточно высокие значения максимальных прогибов, вызванных локальными остаточными изгибными деформациями. Для газопламенного нагрева в зависимости от коэффициента сосредоточенности K разность температур нагрева на верхней и нижней поверхностях составляла приблизительно 100–160 °С, для лазерного нагрева в зависимости от скорости дви-

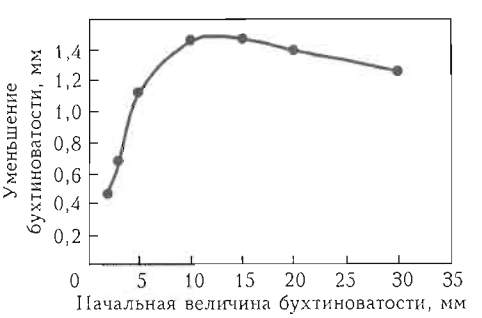


Рис. 7. Зависимость эффекта правки от величины бухтиноватости

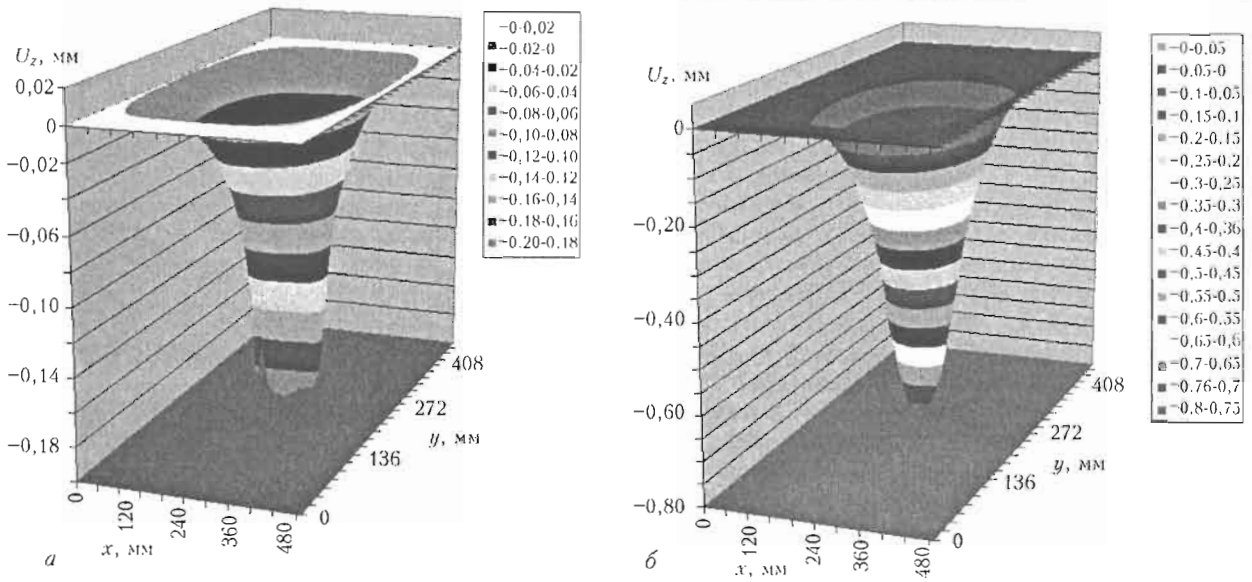


Рис. 8. Распределение остаточных прогибов для газопламенного (*а*) и лазерного (*б*) нагрева

жения источника эта разность достигала 300 °С. Соответственно максимальные прогибы U_z локальных изгибных деформаций для газопламенного нагрева находятся на уровне −0,2 мм (рис. 8, *а*), а для лазерного нагрева достигают −0,8 мм (рис. 8, *б*).

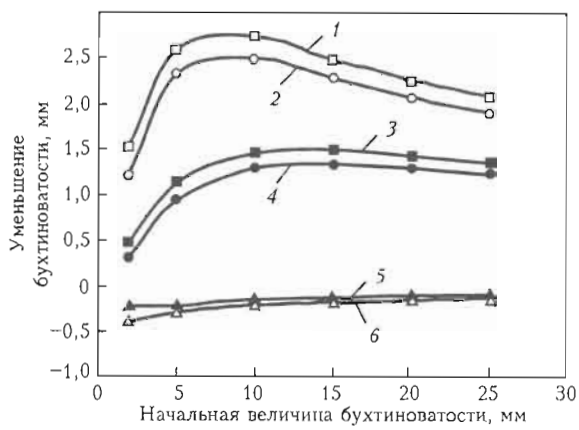


Рис. 9. Зависимость эффекта правки от начальной величины бухтиноватости при нагреве полосы длиной 150 мм по центру бухтины листа обшивки толщиной 6 (сплошные линии) и 3 (штриховые) мм с учетом действия усадки в плоскости листа и угловых деформаций: *1* — усадка (h = 3 мм); *2* — усадка + угловая деформация (h = 3 мм); *3* — усадка (h = 6 мм); *4* — усадка + угловая деформация (h = 6 мм); *5* — угловая деформация (h = 6 мм); *6* — угловая деформация (h = 3 мм)

Анализ расчетных результатов, представленных в таблице, показывает, что наиболее эффективным по соотношению суммарного объема пластических деформаций усадки и максимального прогиба является газопламенный источник. Неожиданно высокие значения изгибных деформаций дает лазерный источник, который характеризуется равномерным распределением мощности в пятне диаметром 24 мм, можно объяснить достаточно высоким приведенным коэффициентом сосредоточенности K, полученным из относительно небольшого диаметра пятна вводимого тепла. Если принять закон распределения мощности нагрева по формуле

$$Q(r) = \frac{Q_{эф}}{\pi R^2} e^{-Kr^2}$$

и границей пятна нагрева считать координату r, для которой выполняется условие $Q(r)/Q_{эф} = 0{,}1$, тогда для лазерного нагрева при $R = 24/2$ мм $K = 0{,}009\ 1/мм^2$. Для сравнения при газопламенном нагреве при $K = 0{,}003$ и $0{,}005\ 1/мм^2$ размеры пятна нагрева соответственно равны 41 и 32 мм.

Для учета локальных деформаций изгиба, вызванных неравномерностью нагрева листа обшивки, в разработанной конечноэлементной модели нагрева

Данные по суммарному объему пластических деформаций усадки V_p и максимальным прогибам U_z для образца 500×500 мм толщиной 6 мм при нагреве полосы L = 150 мм

Источник нагрева	$Q_{эф}$, Вт	K, 1/мм²	$D_п$, мм	v, мм/с	V_p, мм²	U_z, мм
Плазменный	1100	0,004	–	1,0	−119	−0,08
	1100	0,007	–	1,0	−128,9	−0,09
	1100	0,010	–	1,0	−132	−0,07
Газопламенный	2500	0,003	–	2,0	−631	−0,18
	2500	0,005	–	2,0	−669	−0,20
Лазерный	2800	–	24	4,0	−390	−0,55
	2800	–	24	6,0	−269	−0,80

полосы, основанной на использовании метода функции усадки, на верхней и нижней поверхности листа задавали различные величины деформации усадки. Эта разница усадок должна соответствовать угловым деформациям α по следующей зависимости:

$$\alpha = \frac{(\Delta_{\text{поп}}^{\text{верх}} - \Delta_{\text{поп}}^{\text{низ}})}{h},$$

где $\Delta_{\text{поп}}^{\text{верх}}$ и $\Delta_{\text{поп}}^{\text{низ}}$ — усадка на верхней и нижней поверхности листа; h — толщина листа. В расчетах разница усадок выбиралась таким образом, чтобы вызванный угловой деформацией прогиб листа обшивки составлял приблизительно $U_x = 0{,}2$ мм, что соответствует результатам численного определения локальных угловых деформаций для полосы нагрева длиной 150 мм при газопламенном нагреве. При этом задавалось среднее значение усадки $\Delta_{\text{поп}} = 0{,}3$ мм и $\Delta_{\text{прод}} = 0{,}1$ мм (в поперечном и продольном направлении относительно полосы нагрева).

На рис. 9 представлены расчетные данные по перемещениям U_y из плоскости листа обшивки в зависимости от величины начальной бухтиноватости листа обшивки толщиной 6 и 3 мм с учетом раздельного и совместного действия усадки в плоскости листа и угловых деформаций. Результаты получены для случая деформации бухтиноватости прогиба, когда угловые деформации частично компенсируют эффект правки от деформаций усадки. При данном соотношении величин усадки и угловых деформаций влияние последних на эффект правки, т. е. на снижение величины бухтиноватости, незначительно. При более высоких значениях угловых деформациях эффект правки будет резко снижаться. Эти результаты показали также, что эффект правки существенно зависит от толщины листа обшивки. При толщине 3 мм снижение величины бухтиноватости от нагрева полосы приблизительно в 2 раза выше, чем при толщине 6 мм при условии обеспечения одинаковых характеристик усадки. Это хорошо согласуется с практическим опытом, показывающим, что применение тепловой правки деформаций бухтиноватости наиболее эффективно при толщинах листа обшивки до 4 мм.

Разработанная модель позволила провести численные эксперименты по изучению эффективности правки в зависимости от количества и размещения нагревов. На рис. 10 представлены результаты расчета перемещений U_y из плоскости листа обшивки для различных вариантов размещения полос нагрева длиной 150 мм при толщине обшивки 6 мм. Начальная величина деформации бухтиноватости задавалась равной 5 мм. Для каждого варианта определяли перемещения U_y под совместным действием деформаций усадки в плоскости и угловых деформаций.

Эти результаты показывают (см. рис. 10, *а*, *б*), что уменьшение величины бухтиноватости от нагрева происходит локально в зоне, ограниченной шириной бухтины, а в направлении длины бухтины — приблизительно двумя длинами полосы нагрева. Вне этой зоны наблюдается даже небольшое увеличение этой бухтины, а также соседних бухтин. Этот эффект также подтверждается наблюдениями из практики. Расположение нескольких полос нагрева в одной зоне близко друг к другу (рис. 10, *в*, *г*) дает заметное повышение эффекта правки (уменьшение величины бухтиноватости) в этой зоне. Расположение полос нагрева равномерно по площади бухтины на достаточно большом расстоянии друг от друга (рис. 10, *д*, *е*) приводит к уменьшению величины бухтиноватости по всей площади бухтины, но на сравнительно малую величину. Возможно, это объясняется взаимным влиянием зон снижения и увеличения бухтиноватости от различных полос нагрева. Таким образом, результат правки при большом количестве нагревов нельзя рассматривать как простую сумму уменьшений величины бухтиноватости от отдельных нагревов.

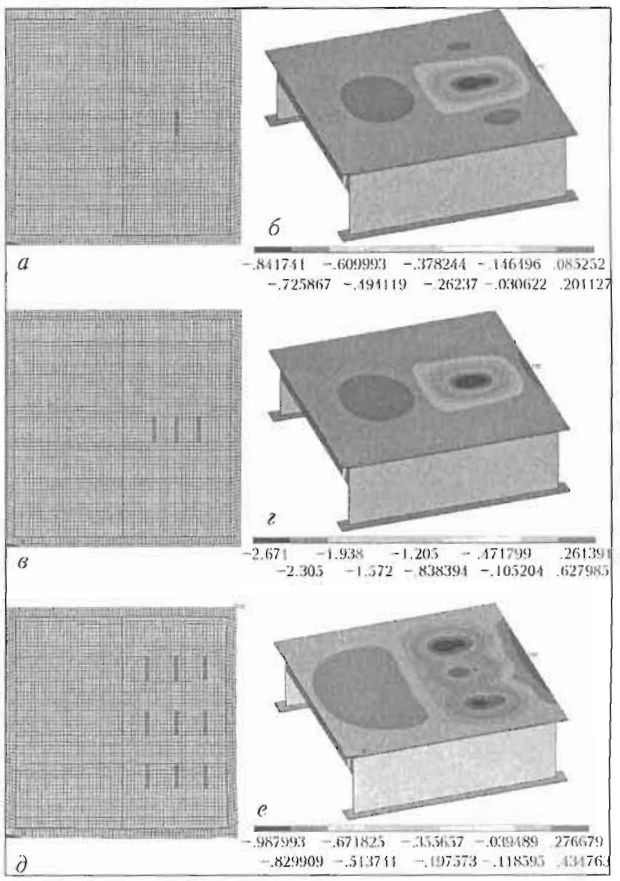


Рис. 10. Перемещения U_y из плоскости листа обшивки (уменьшение величины бухтиноватости) от нагрева полос длиной 150 мм при начальной величине деформации бухтиноватости −5 мм: схема расположения 1-ой (*а*), 3-х (*в*), 9-ти (*д*) полос нагрева и распределение перемещений от 1-ой ($U_y^{\max} = -0{,}84$ мм) (*б*), 3-х ($U_y^{\max} = -2{,}67$ мм) (*г*), 9-ти ($U_y^{\max} = -0{,}99$ мм) (*е*) полос нагрева

Для сравнения с нагревом полосы были получены результаты для нагрева круглыми пятнами (рис. 11). Даже при заданной величине усадки, как

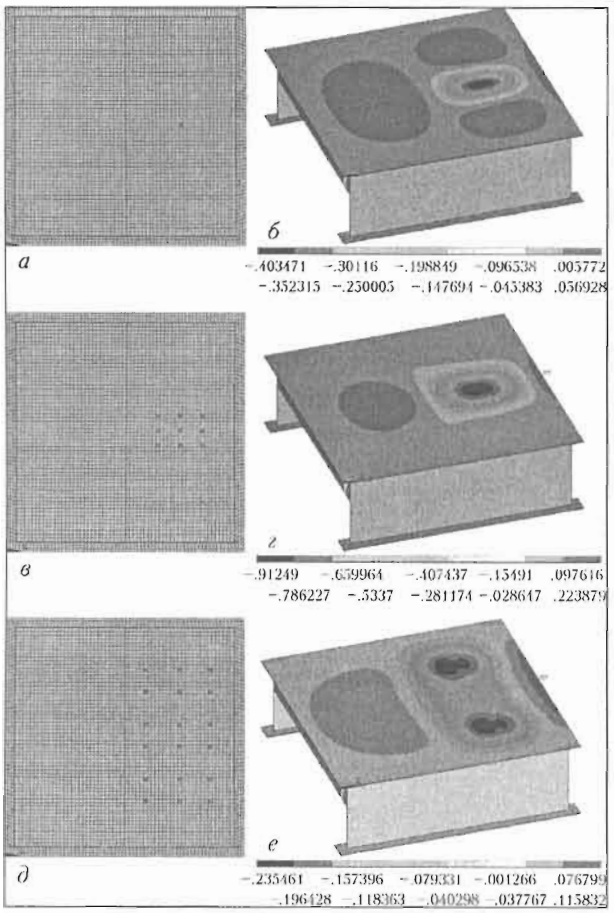


Рис. 11. Перемещения U_y из плоскости листа обшивки (уменьшение величины бухтиноватости) от нагрева круглых пятен при начальной величине деформации бухтиноватости −5 мм: схема расположения 1-го (*а*), 9-ти (*в*), 18-ти (*д*) пятен нагрева и распределение перемещений от 1-го (U_y^{max} = −0,40 мм) (*б*), 9-ти (U_y^{max} = −0,91 мм) (*г*), 18-ти (U_y^{max} = −0,23 мм) (*е*) пятен нагрева

и для полосы, эффект уменьшения величины бухтиноватости при нагреве круглыми пятнами ниже, чем при нагреве полосами. Это связано с меньшим суммарным объемом пластических деформаций, создаваемых при нагреве круглых пятен. При этом все отмеченные выше особенности, связанные с локальностью эффекта правки и взаимным влиянием нагревов друг на друга, сохраняются.

Выводы

Разработанная конечноэлементная модель тепловой правки деформаций бухтиноватости образца судостроительной панели, основанная на применении метода функции усадки, позволила провести расчетные эксперименты по тепловой правке при различном размещении полос и круглых пятен нагрева, для различной толщины листа обшивки с учетом как деформаций усадки в плоскости листа, так и угловых деформаций, вызванных неравномерностью нагрева по толщине. Результаты расчетных экспериментов позволяют сделать следующие выводы:

1. Эффективность тепловой правки в значительной мере зависит от величины начальной бухтиноватости, т. е. снижение величины бухтиноватости (фактически изгиб листа) зависит от плеча приложения усадочных сил: при малых начальных величинах бухтиноватости или по мере снижении бухтиноватости в процессе правки ее эффективность резко снижается.

2. Большое влияние на эффективность тепловой правки оказывает толщина листа обшивки. При большой толщине листа (6 мм) эффективность правки за счет деформации усадки в плоскости листа резко снижается. Дополнительно при большой толщине возникают деформации изгиба, вызванные неравномерностью нагрева по толщине, которые в зависимости от знака (направления) бухтиноватости могут существенно снижать эффективность правки.

3. Результат тепловой правки значительно зависит от количества и расположения нагревов по площади бухтины, и при большом количестве нагревов нельзя рассматривать эффект правки как простую сумму уменьшений величины бухтиноватости от отдельных нагревов. Уменьшение величины бухтиноватости от одного нагрева происходит локально в зоне, имеющей приблизительно равный ширине бухтины размер. Вне этой зоны наблюдается даже небольшое увеличение бухтиноватости этой, а также соседних бухтин. Поэтому тепловую правку надо осуществлять нагревом пятен или полос, расположенных в зоне максимальной величины бухтиноватости.

4. В целом процесс тепловой правки деформаций бухтиноватости имеет ряд объективных факторов, ограничивающих эффективность этой технологической операции, особенно при больших толщинах листа обшивки. Получение положительного эффекта правки возможно только при оптимальном выборе режимов и размещения пятен нагрева.

1. *Патон Е. О. и др.* Усадочные напряжения при сварке цилиндрических сосудов // Автогенное дело. — 1936. — № 5, 6.
2. *Подстригач Я. С., Пляцко Г. В., Осадчук В. А.* К определению остаточных сварочных напряжений в цилиндрических оболочках // Автомат. сварка. — 1971. — № 3. — С. 50–58.
3. *Ueda Y., Yuan M.G.* The characteristics of the source of welding residual stress (inherent strain) and its application to measurement and prediction // Transact. of JWRI. — 1991. — **20**, No. 2. — P. 119–127.
4. *Прогнозирование* общих деформаций сварных узлов на основе банка данных о поперечной, продольной усадке и угловых деформациях соответствующих образцов / В. И. Махненко, Л. М. Лобанов, О. В. Махненко, М. Байер // Автомат. сварка. — 1991. — № 10. — С. 1–5.
5. *Лобанов Л. М., Махненко О. В., Зайфферт П.* Расчетное прогнозирование сварочных деформаций при изготовлении плоских секций с целью снижения объема пригоночных работ // Там же. — 1997. — № 1. — С. 21–24.
6. *Makhnenko V.I., Lobanov L.M., Makhnenko O.V.* Problem-oriented software package for prediction of welding stresses and distortions with reference to the solution of various questions of formation. Weldability and accuracy of welded structures: IIW-X/XV-RSD. — P. 29–98.
7. *Prediction* of deformation for large welded structures based on inherent strain / Luo Yu, Deng Dean, Xie Lei, Murakawa Hidekazu // Transact. of JWRI. — 2004. — **33**, No. 1. — P. 65–70.
8. *Measurement* of inherent deformations in typical weld joints using inverse analysis. Pt 1: Inherent deformation of bead on welding / W. Liang, Sh. Sone, M. Tejima, H. Serizawa et al. //Там же. — 2004. — **33**, No. 1. — P. 45–51.
9. *Кузьминов С. А.* Сварочные деформации судовых корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1974. — 286 с.
10. *Винокуров В. А., Григорянц А. Г.* Теория сварочных деформаций и напряжений. — М.: Машиностроение, 1984. — 280 с.

МЕТОДИКА КОМПЬЮТЕРНЫХ ДИНАМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

С. В. МЕДВЕДЕВ, М. В. ПЕТРУШИНА, О. П. ЧИЖ
Объединенный ин-т проблем информатики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Представлены результаты исследований и практических разработок по созданию расчетных методик углубленного инженерного анализа поведения конструкций общемашиностроительного назначения из малоуглеродистых и низколегированных сталей, изготовленных с применением дуговой сварки, под воздействием знакопеременных динамических нагрузок. Методика и расчетные модели реализованы в среде универсальных пакетов конечноэлементного анализа ANSYS–LS-DYNA, развернутых на суперкомпьютере СКИФ-К1000М Республиканского суперкомпьютерного центра коллективного пользования ОИПИ НАН Беларуси. Разработанные модели и программно-методические средства виртуальных испытаний конструкций отражают глобальные изменения ее деформационных свойств после сварки с учетом параметров режима, а также последовательности и направления выполнения сварных швов. Возможно отображение процессов разрушения в опасных зонах с учетом остаточных сварочных напряжений.

Изучение доступных литературных и других информационных источников по разработке сварных конструкций, постоянное общение и совместные работы с представителями конструкторских служб машиностроительных предприятий позволяют предположить, что серьезные, ответственные, структурно сложные сварные конструкции, работающие при ярко выраженных переменных нагрузках, могут быть спроектированы исключительно академическими или отраслевыми проектно-конструкторскими организациями [1, 2]. В работе [1] отмечены результаты поиска рациональных конструкторско-технологических решений соединительных балок, в основе которых лежат работы середины 80-х гг. прошлого века. В достаточно «свежей» публикации [3] исследуется поведение на стенде типичной коробчатой сварной конструкции, но какие-либо остаточные сварочные явления и процессы во внимание не принимаются, тем не менее в этой работе делается вывод, что в разрушении испытываемого образца виноваты исключительно сварные швы, сварочная технология, дефекты сварки и т. п. В очередной раз сварщики представлены как самая нерадивая часть инженерного корпуса. Приведенная выше ситуация достаточно характерна, при желании перечень аналогичных примеров может быть продолжен. Отмеченная выше инженерная ситуация наталкивает на выводы о существовании определенного кризиса в процессах как традиционного, так и компьютерного проектирования сварных конструкций общемашиностроительного назначения. Суть кризиса, по мнению авторов, заключается в следующем:

- большинство сварных конструкций общемашиностроительного применения разрабатывается специалистами без базового сварочного образования, а доступных справочных методических материалов явно недостаточно, в значительной степени они морально устарели и не учитывают компьютерные реалии сегодняшних дней;
- в универсальных графических системах (Pro/Engineer, SolidWorks и др.) сварочные особенности представлены опциями нанесения моделей сварных швов, информация о которых далее не принимается во внимание в конечноэлементных расчетах статического и динамического нагружения конструкций; специализированные системы сварочной направленности (например, SYSWELD, WWW.ESI-GROUP.COM) пока не получили широкого распространения (по финансовым и другим причинам) на территории СНГ;
- реальному конструктивно-технологическому проектированию сварных конструкций в идеологии Н. О. Окерблома [4] мешает отсутствие соответствующих методик параллельной разработки сварных конструкций и соединений, технологии рациональной сборки-сварки и формирования технологически необходимой сборочно-сварочной оснастки, а также высокопроизводительных доступных средств современной вычислительной техники;
- отсутствуют апробированные методики виртуальных динамических испытаний сварных конструкций под реальными эксплуатационными нагрузками с учетом остаточных явлений, привнесенных в конструкции термомеханическими процессами дуговой сварки, а также закреплениями как в средствах технологического оснащения, так и при взаимном ограничении технологических перемещений отдельными деталями и сборочными единицами.

В данной работе предлагаются научно-методические подходы, способствующие преодолению наметившихся негативных явлений и тенденций в процессах компьютерного проектирования и моделирования сварных конструкций. Некоторые шаги в этом направлении уже сделаны [5].

Среди ученых и специалистов сварочного производства, занимающихся математическим моделированием и информационными технологиями,

© С. В. МЕДВЕДЕВ, М. В. ПЕТРУШИНА, О. П. ЧИЖ, 2009

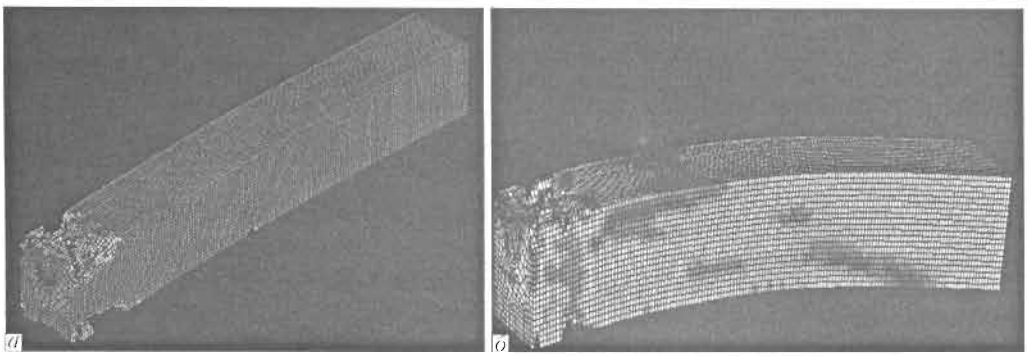


Рис. 1. Характер разрушения консольно закрепленного образца без шва (*а*) и с продольным сварным швом (усиление снято) (*б*)

условно можно выделить несколько групп, работающих во взаимно дополняющих друг друга направлениях исследований:

• классическая школа академика В. И. Махненко с оригинальными методиками, алгоритмами и собственными программными продуктами [6];

• коммерческие команды типа фирмы ESI-GROUP с программным специализированным продуктом SYSWELD;

• широкий круг университетских и заводских специалистов, использующих универсальные пакеты конечноэлементных расчетов типа ANSYS, NASTRAN, PATRAN, MARC и др. для постановки и решения специфических задач при создании сварных конструкций;

• отдельные команды, к которым относят себя авторы, пытающиеся интегрировать возможности современных систем геометрического моделирования и конечноэлементного анализа с позиций конструктивно-технологического проектирования сварных конструкций при ведущем мнении специалистов-технологов по сварке, а также достаточно широком использовании возможностей суперкомпьютерных вычислений.

Использование суперкомпьютерных ресурсов диктуется, с одной стороны, вычислительной сложностью решаемых задач; с другой стороны, возможностями применения соответствующих грид-ресурсов, что существенно снижает стоимость проводимых вычислений в параллельных вычислительных средах инженерной направленности. Рассчитывать или не рассчитывать сварные конструкции общемашиностроительного назначения с учетом технологических влияний и термомеханических воздействий сварочных режимов? Вот в чем вопрос. С точки зрения некоторых производственников — конечно, нет, литьем заменим, пару накладок и косынок приварим (на окрашенные поверхности, в полевых условиях и т. п.) в случае трещин и поломок. С точки зрения снижения металло- и трудоемкости, повышения ресурса и, как следствие, конкурентоспособности — конечно, да.

Отдавая отчет в сложности подобных расчетов и не претендуя на их глобальную универсальность, перейдем к более детальному рассмотрению предлагаемой методики. В работе [7] предложен подход компьютерного прогнозирования общих остаточных деформаций сварных конструкций, изготавливаемых дуговыми способами сварки из малоуглеродистых и низколегированных сталей. Дальнейшие исследования показали его приемлемость также для расчета и моделирования поведения сварных конструкций при переменных нагрузках.

Базовые научно-методические принципы компьютерных динамических испытаний сварных конструкций, по мнению авторов, состоят в следующем:

• ориентация на сравнительный анализ конструктивно-технологических вариантов сварных конструкций, где в качестве базы для сравнения рассматривается вариант изотропной конструкции (аналог — идеальная литая конструкция с идеальными справочными механическими упруго-пластическими свойствами применяемых материалов);

• расчет конкретной конструкции выполняется после экспериментально подтвержденных параметров механических свойств основных материалов, швов и околошовных зон на сертифицированном оборудовании с целью коррекции параметров математических моделей поведения материалов;

• в трехмерные твердотельные модели сварных конструкций имеется возможность внедрить объемные модели сварных швов, зон сплавления, ЗТВ и зон необратимых пластических деформаций, геометрические размеры которых определяются технологическими режимами дуговой сварки;

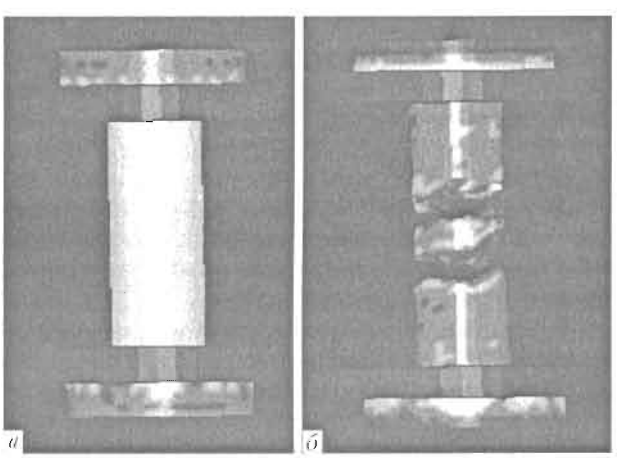


Рис. 2. Уточнение параметров моделей материалов при компьютерном разрушении образцов: *а* — до разрушения; *б* — после разрушения

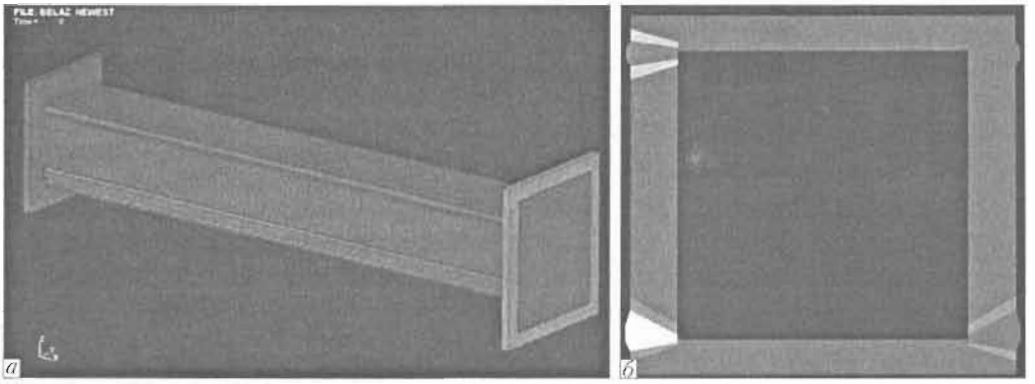


Рис. 3. Модель коробчатой сварной конструкции: *а* — общий вид трехмерной модели; *б* — поперечное сечение с зонами сплавления и пластических деформаций

• прогнозирование общих остаточных деформаций сварных конструкций выполняется с привлечением упрощенных теорий, рассматривающих лишь состояния швов и основного металла при остывании от 600 °С до комнатной температуры;

• начало и конец прямолинейных участков сварных швов на их моделях идентифицируются за счет изменения соответствующих объемных усадочных сил, в общем случае неравномерно распределенных по длине сварного шва;

• динамические и статические нагрузки прикладываются к моделям исследуемых сварных конструкций при использовании соответствующих зависимостей временного изменения их значений;

• для более глубокого инженерного анализа конструктивно-технологических вариантов используются модели поведения материалов с фиксацией процессов разрушения с течением времени и в геометрическом пространстве сварных конструкций, при этом отображается состояние объектов до разрушения, во время разрушения и после него.

Рассмотрим использование предлагаемой методики на конкретных инженерных примерах. На рис. 1 представлена модель небольшой, консольно закрепленной балки прямоугольного сечения, к свободному концу которой прикладывается знакопеременная вертикальная нагрузка, доводящая образец до разрушения. На рис. 2, *а* показан исходный образец, на рис. 2, *б* на образец вдоль его оси нанесена модель сварного шва (зона проплавления и зона необратимых пластических деформаций). Обращает на себя внимание несколько различный характер разрушения в области консольного закрепления — наличие модели сварного шва с учетом остаточных сварочных явлений лишает балку (в определенной степени) деформационной способности и смещает зоны разрушения в противоположную от закрепления сторону. Подобная интерпретация результатов легко проверяется экспериментально в условиях любой механической мастерской.

На основе рассматриваемого вычислительного эксперимента, а также других собственных исследований представляется целесообразным в дальнейшем придерживаться следующей качественной аналогии. Сварные швы в совокупности с пластичес-

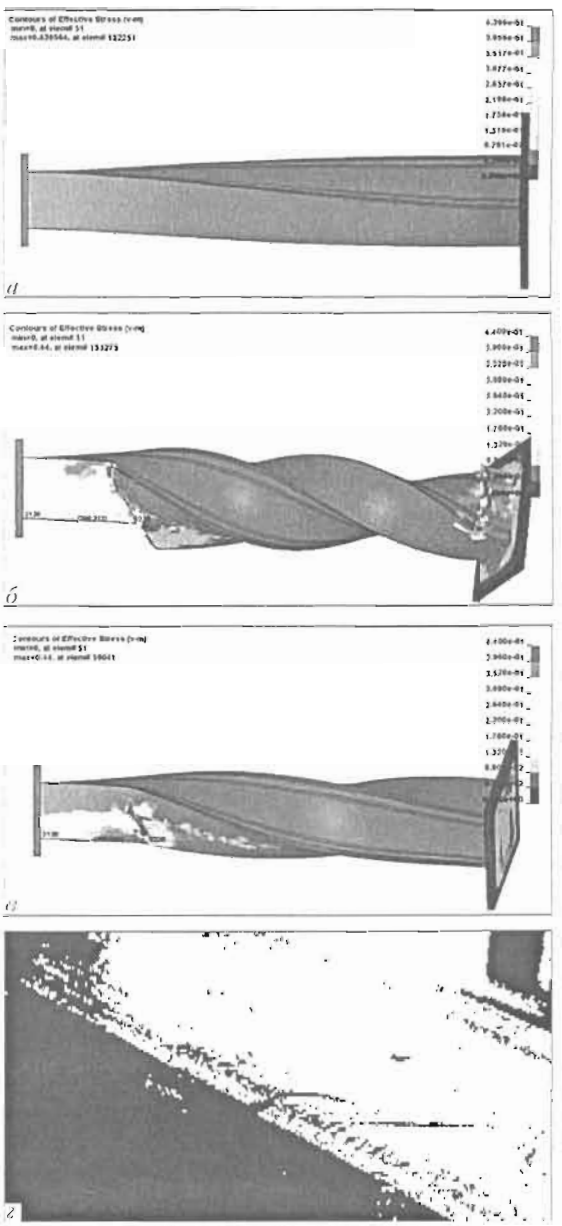


Рис. 4. Поведение образца при приложении скручивающего момента: *а* — при номинальной нагрузке и отсутствии остаточных напряжений; *б* — то же при увеличенной нагрузке; *в* — при номинальной нагрузке и учете остаточных напряжений в зонах швов; *г* — направления трещин на реальном образце

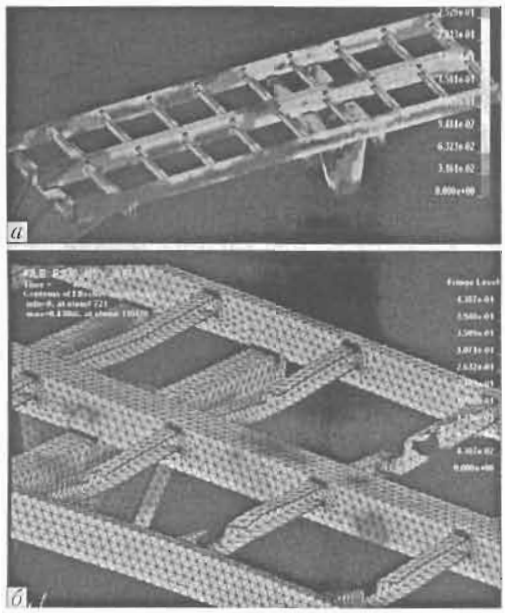


Рис. 5. Компьютерная модель прицепа транспортного средства: *а* — общий вид; *б* — разрушение по основному металлу

ними зонами в объеме сварной конструкции могут (в первом приближении) рассматриваться как некие предварительно напряженные «канаты», закрепленные в точках соответственно начала и конца сварного шва. Чем больше сварных швов, тем больше степень внутренних предварительных напряжений и тем меньше совокупная способность сварной конструкции к деформации по упругому механизму в пределах действия закона Гука.

Рассмотрим процесс моделирования испытаний сварной коробчатой балки из работы [3]. На рис. 3 представлен общий вид и поперечное сечение со сварными швами и зонами необратимых пластических деформаций. По методике из работы [7] зоны сплавления и пластических деформаций нагружены соответствующими внутренними усилиями. Результаты вычислительных экспериментов, проведенных в пакете конечноэлементного анализа LS-DYNA версии 971, развернутой на кластере СКИФ К1000М [8], показаны на рис. 4, *а–в*. Модель коробчатой балки по левому торцу неподвижно закреплена, в зоне правого торца приложен в общем случае переменный по времени крутящий момент. Величина прикладываемого момента на рис. 4, *а*, *в* одинакова, при этом разрушение на изотропной модели (рис. 4, *а*) отсутствует, тогда как на модели с учетом остаточных явлений (рис. 4, *в*) разрушение имеется. При увеличении момента разрушается и изотропный образец (рис. 4, *б*). При этом обращает на себя внимание факт, что величина момента для начала разрушения выше, сама конструкция при этом скручивается почти на оборот больше, чем в случае с конструкцией, на которой отражено влияние остаточных напряжений (рис. 4, *в*). Характерно также, что разрушение компьютерной модели со сварными швами начинается немного дальше от левого торца, чем в случае изотропной модели. Направление развития трещин при компьютерном разрушении моделей совпадает с практическими результатами (рис. 4, *г*).

На рис. 5 представлена компьютерная модель прицепа транспортного средства с нанесенными на ней моделями сварных швов и околошовных зон. Модель неподвижно закреплена в районе колесного моста и основания дышла, распределенная нагрузка приложена к горизонтальным поверхностям поперечин, соединяющих несущую хребтовую балку с лонжеронами. Модели сварных швов нанесены в последовательности их выполнения по технологическому процессу с использованием методики из работы [9].

Модель рамы подвергнута компьютерным виртуальным испытаниям при следующих условиях нагружения:

- статическая распределенная нагрузка, изменения напряженно-деформированного состояния металла в околошовной зоне отсутствует;
- то же, но окрестности сварных швов и зон необратимых пластических деформаций подвергнуты воздействию внутренних усадочных сил;
- моментальный рост внешней нагрузки без учета взаимного влияния совокупности сварных швов;
- то же с учетом влияния сварных швов.

Анализ результатов вычислительных экспериментов позволяет сделать следующие выводы:

1. Получено подтверждение в вычислительном эксперименте известного как в теории, так и на практике явления изменения глобальных жесткостных и деформационных свойств сварных конструкций при остывании после дуговой сварки.

2. Характер напряженно-деформированного состояния и последующего разрушения различен при статическом и динамическом воздействии эквивалентных нагрузок.

3. Использование кластерных универсальных пакетов конечноэлементного анализа (например, LS-DYNA [10], ABAQUS, MARC и др.) в значительной степени снижает проблему структурной сложности объектов исследований — многокомпонентных сварных конструкций с большим числом короткометражных швов, произвольным образом ориентированных в геометрическом пространстве сварной конструкции.

4. Могут быть учтены разного рода нелинейности в поведении металла шва, ЗТВ и основного металла, а также эксплуатационного нагружения ярко выраженными переменными динамическими нагрузками.

5. Возможна оптимизация конструктивно-технологических решений разрабатываемых сварных конструкций с учетом их внутреннего напряженно-деформированного состояния и прикладываемых динамических нагрузок по заранее определенным критериям, при этом допустимо использование как универсальных, так и специальных программных

средств оптимизации (например, LS-OPT [11], CPLEX и др.).

Из направлений дальнейших исследовательских и прикладных работ заслуживают внимания создание методик вычислительных экспериментов с моделями сварных конструкций, изготавливаемых одновременно несколькими способами сварки (например, дуговой и контактной точечной), и разработка методики вычислительных экспериментов на комбинированных конструкциях с учетом контактных явлений, предварительно нагруженных болтовых и заклепочных соединений, а также сварных швов, не подвергнутых снятию внутренних остаточных напряжений.

Предложенная методика компьютерных динамических испытаний сварных конструкций проходит «обкатку» на предприятиях Беларуси, выпускающих машиностроительную продукцию с развитым сборочно-сварочным переделом. Просматривается возможность перенесения и адаптация к конструкциям и объектам, подвергаемым восстановительной наплавке и упрочнению для дальнейшей эксплуатации в условиях абразивного износа и ударных кратковременных нагрузок. По затронутой в данной работе проблематике авторы готовы к взаимовыгодному сотрудничеству с заинтересованными предприятиями, научными коллективами и учреждениями образования.

1. *Разработка* рациональной конструкции соединительных балок по результатам конечноэлементного анализа / А. Е. Неживляк, М. В. Гречнева, А. Е. Балановский, Ю. Н. Аксенов // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. тр. междунар. конф. (пос. Кацивели, Крым, 13–17 сент. 2004 г.) / Под ред. проф. В. И. Махненко. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. – С. 195–199.
2. *Проект* сварной надрессорной балки тележки грузовых вагонов / В. И. Махненко и др. // Автомат. сварка. – 2006. – № 4. – С. 3–10.
3. *Сравнительная* оценка усталостной прочности сварных соединений лонжеронов рам карьерных самосвалов / А. Н. Егоров и др. // Механика-2007: Сб. научн. тр. III Белорусского конгресса по теорет. и прикл. механике ОИМ НАН Беларуси (Минск, 16–18 окт. 2007 г.) / Под общ. ред. акад. М. С. Высоцкого. – Минск: ОИМ, 2007. – С. 128–134.
4. *Окерблом Н. О.* Конструктивно-технологическое проектирование сварных конструкций. – Л.: Машиностроение, 1964. – 367 с.
5. *Конструктивно-технологическое* проектирование сварных конструкций в универсальных графических системах / В. И. Дьяченко, В. А. Лактионов, С. В. Медведев, В. В. Миненок // Сварочн. пр-во. – 2004. – № 2. – С. 33–39.
6. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. – Киев: Наук. думка, 1976. – 320 с.
7. *Medvedev S.V.* Computer modeling of residual welding strains in technological design of welded structures // Welding Int. – 2002. – **16**, No. 1. – P. 59–65.
8. *Суперкомпьютерные* конфигурации СКИФ / С. В. Абламейко и др. – Минск: Объед. Ин-т проблем информатики НАН Беларуси, 2005. – 170 с.
9. *Medvedev S.V., Petrushina M.V., Tchij O.P.* Modeling of welding seam sequences // Proc. of 5th Europ. LS-DYNA Users Conf. (Birmingham, UK, May 25–26, 2005). – Birmingham: Livermore Software Techn. Corp., 2005. – P. 2–9.
10. *LS-DYNA:* Theoretical manual. – Livermore Software Techn. Corp., 2005. – 690 p.
11. *LS-OPT:* User's manual. – Livermore Software Techn. Corp., 2005. – 293 p.

PROBLEM-ORIENTED SOFTWARE FOR NUMERICAL RESEARCH OF THE BRAZING-WELDING AND HEAT TREATMENT OF TITANIUM-ALUMINUM JOINTS OF DIFFERENT TYPES

A. S. MILENIN
E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev, Ukraine

For optimization of the brazing-welding of titanium-aluminum joints of different types corresponded problem-oriented software has been developed. It gives an opportunity to carry out the numerical research of production of lap and butt dissimilar joints with or without filler wire, to predict the influence of technological parameters on risk of defects formation (thick layers of intermetallic compounds and hot cracks), residual fields of stress-strain state of the dissimilar workpiece after welding and heat treatment.

Spectacular computer hardware development, as well as the methods of numerical research of physical processes kinetics, creates the necessary prerequisites for the effective use of mathematical modeling for investigation of the multiple interrelated phenomena. In particular, to carry out the fundamental and applied research of different metallurgical processes the approaches based on the numerical solutions of the correspondent problems within the limits of mathematical models are widely used all over the world.

The «Airbus» project of the manufacturing application of Ti–Al brazed-welded seat tracks of passenger airliner A380 is the example of such approach. The technology of the laser brazing-welding of the beam structures of a such type has been produced in Bremen Institute of Applied Beam Technologies (BIAS, Germany) [1]. Because of high cost and baffling complexity of the experimental research it has been decided to use the mathematical and computer modeling results for effective optimization of this technological cycle. For this in the E.O. Paton Electric Welding Institute the complex of unique means of computer modeling of the thermomechanical and physicochemical processes at brazing-welding of Ti–Al beam structures has been developed [2–8].

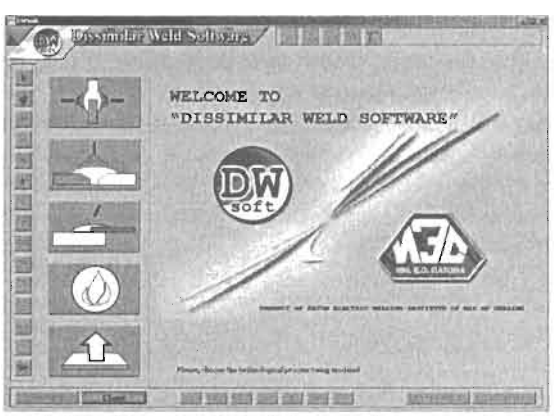


Figure 1. SP «Dissimilar Weld Software» starting window

© A. S. MILENIN, 2009

Because of the universality of developed means of modeling and for effective and comfortable analysis of calculation results the problem-oriented software package «Dissimilar Weld Software» (SP «DWS») has been created (Figure 1). This software includes the programs of computation of kinetics of thermomechanical processes at following technological cycles:

- two-sided brazing-welding of the Ti–Al lap joints without a filler wire (on the base of seat tracks welding technology);
- brazing-welding of the Ti–Al butt joints with the use of aluminum filler wire;
- brazing-welding of the Ti–Al lap joints with the use of aluminum filler wire;
- heat treatment of the listed above welded structures.

The main principles of mathematical modeling of brazing-welding of the Ti–Al beam structures. SP «DWS» allows:

- tracing the temperature cycles in brazing-welding of the dissimilar beam (heat treatment);
- estimating the risk of coarse intermetallic phases formation along the line of dissimilar contact in different moments of time;
- calculating the kinetics of stress distribution in the specimen under investigation from the beginning of brazing-welding (heat treatment) up to the residual state;
- estimating the risk of hot cracks formation in different regions of aluminum part of the welded product;
- calculating the dissimilar beam structure bending deformations kinetics up to the residual state.

Taking into account the main features of the technological cycles under consideration for effective numerical investigations of the brazing-welding of the Ti–Al beam structures, 2D-X-approcah of physical and

technological processes has been developed. The main assumptions of this approach are that the length of structure to be welded is much bigger than its other geometrical parameters, and that the motion rate of the welding heat source is high enough. As for the brazing-welding of the Ti–Al beam structures such assumptions are acceptable and allow considering 2D temperature field kinetics and plane strain state in different cross-sections of the dissimilar beam structure in welding.

Solution of the 2D heat conduction equation with temperature-dependent thermokinetic coefficients allows estimating the temperature distribution during welding and the level of the intermetallic layers formation risk in the region of the surface contact of the liquid aluminum and solid titanium. The essence of this approach lies in the existence of temperature-dependent latent period of coarse intermetallic layers formation, thus developed and adopted technique of numerical research of the influence of brazing-welding technological parameters on the such defects formation risk.

The technique of the numerical determination of stresses and strains during welding is based on the numerical solution of the corresponding problems of the non-stationary thermoplasticity by means of the successive tracing of the development of elastic-plastic deformations starting with primary state before the welding (heat treatment) and finishing with the final state after the cooling and unloading of the welded beam. As it was mentioned, the thermostrain state of the dissimilar beam structure in welding could be described within the limits of the plain strain model in the different cross-sections of the beam with the dependence on temperature field kinetics and external loading. Additional equations of the beam theory give an opportunity to estimate the bending deformation of the welded Ti–Al structure that is rather important phenomenon and should be taken into account at technology optimization.

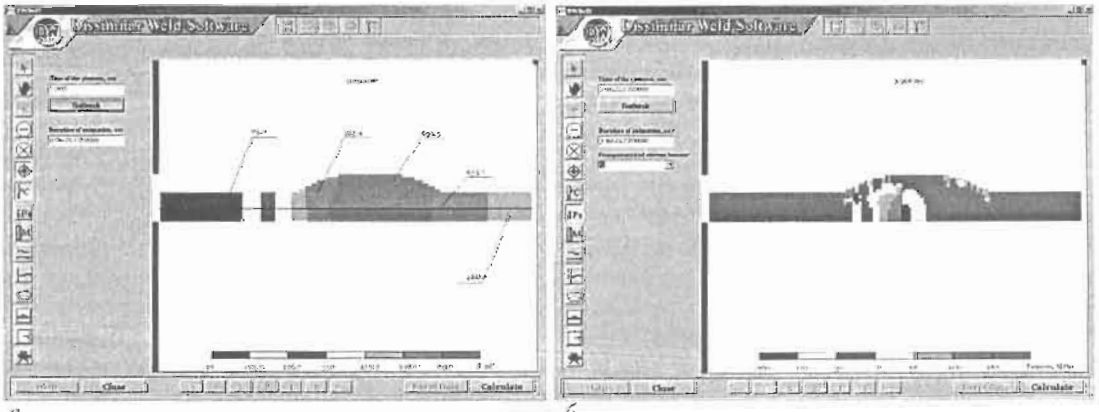
One of the typical welding defect of such structure is hot cracks in the aluminum part of structure. In SP «DWS» this fact is taken into account and the option of the hot cracks formation risk estimation is provided. As the basis of this estimation consist in the check of hot crack formation criterion. Conventional criterion of the hot cracking consists in simultaneous fulfilling of two conditions in the region of the size sufficient for generation of hot crack (specific linear dimension more than 1 mm): 1) plastic deformations those have been accumulated during cooling at the temperature interval of brittleness should be greater that some critical value; 2) correspondent normal components of stress tensor should be positive.

Capabilities of SP «DWS». The dialog mode SP «DWS» is built on the basis of the successive filling/confirmation of tables and schemes on a hieratic structure that makes it is effective and easy to use.

Realization of possibilities of graphic representation of calculation results was conducted both on the basis of the approaches applied in up-to-date commercial program packages, and taking into account the demands of the BIAS engineering and manager's personnel, formulated in the process of collaboration within the framework of «Airbus» project.

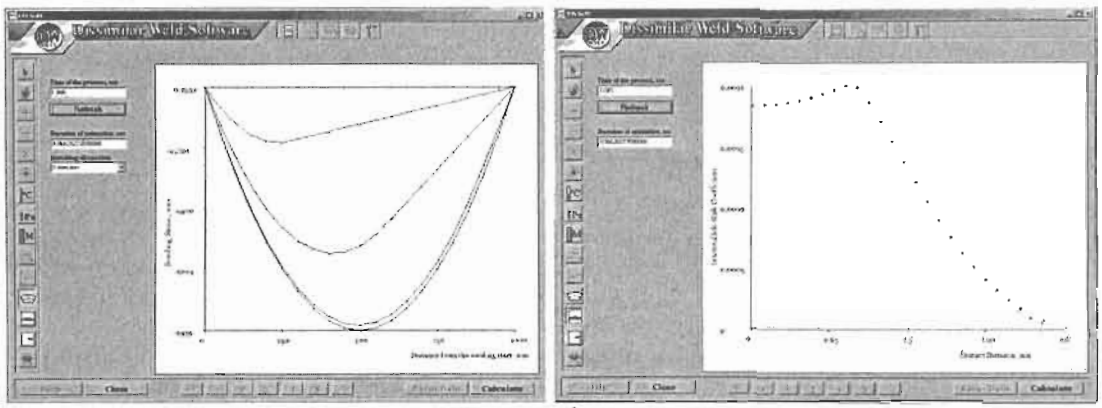
By means the interface of the developed program package next options are possible (Figures 2 and 3):

- visualization of the 2D colored diagrams of distribution of temperatures, tensions, deformations in the process of brazing-welding (heat treatment), construction of the curves of these fields distribution in the definite by user transversal section of computation region, depicting of concrete values in the chosen areas;
- visualization of the fields of the plastic deformations accumulated in the temperature interval of brittleness of the chosen alloys, and finding out the regions of the high hot cracks formation risk;
- construction of diagrams of intermetallic layers formation risk coefficient distribution along the line of brazed-welded contact;
- visualization of kinetics of welded (thermal treated) beam structure axis form;
- animation of calculated physical fields kinetics in the of brazing-welding (postweld treatment) of the structure under consideration.



a *б*

Figure 2. Visualization of the calculated field of temperatures (*a*) and stresses (*b*) in the dissimilar Ti–Al contact region by means of SP «DWS»



a *б*

Figure 3. Diagrams of calculated kinetics of the welded beam structure axis bending (*a*) and intermetallic layers formation risk coefficient distribution along the line of brazed-welded contact (*b*)

Taking into account the latest hardware development tendencies considered software provides the option of operations with a sensory display.

Used database (DB) is rather flexible and could be used in other commercial software packages. The main role of the used DB is to memorize and keep both the entrance data, entered by an user, and results of numerical research, that allows not only effectively calculating a few successive technological cycles (welding–heat treatment), but producing the already present data analysis without preliminary computation. In addition, such approach allows the generation of complex database (CBD) to be realized on results of large number of the numerical experiments of the same type. Further analysis CBD (for example, with the use of neuron networks) will allow us to heighten efficiency of calculation and decrease time of computation up to real time numerical research. This is the one of the ways of future development of SP «DWS».

Conclusion

For effective numerical research of brazing-welding and heat treatment of the Ti–Al beam structures problem-oriented software package «Dissimilar Weld Software» has been developed. The use of up-to-date approaches in mathematical modeling and development of computer means of modeling allowed us to make this software product easy in operation and to obtain good correlation of the calculation results with experimentally measured ones. The effectiveness of this software product has been successfully proved at the optimization of the technological cycle of brazing-welding of dissimilar beam structures of aviation purpose.

Acknowledgments. The authors of this research appreciate the contribution of Dr. Th. Pretorius and his colleagues from BIAS (Bremen, Germany) that has been made to validation of developed mathematical models.

1. Kreimer, M., Vollertsen, F. (2005) Processing titanium-aluminum hybrid joints for aircraft applications. In: *Proc. of 3rd Int. WLT-Conf. on Lasers in Manufacturing* (Munich, June, 2005). Munich, 238–243.
2. Makhnenko, V.I., Milenin, A.S. (2007) Mathematical modelling of reactive diffusion processes in braze-welding of overlap joints of the titanium-aluminium type. *The Paton Welding J.*, **10**, 2–6.
3. Makhnenko, V.I., Milenin, A.S., Semyonov, A.P. (2007) Mathematical modelling of thermal-deformation processes in braze-welding of butt joints of the titanium-aluminium type. *Ibid.*, **11**, 2–6.
4. Makhnenko, V.I., Milenin, A.S. (2008) Analysis of risk of hot crack formation in braze-welded titanium-aluminium joints on basis of mathematical modeling. *Ibid.*, **2**, 2–5.
5. Makhnenko, V., Milenin, A., Semenov, A. (2006) Mathematical modeling of thermodeformational and physicochemical processes during welding of lap and butt dissimilar titanium-aluminum joints. In: *Proc. of 3rd Int. Conf. on Computer Technology in Welding and Manufacturing & Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes* (6–8 June 2006, Kyiv, Ukraine). Kiev: PWI, 234–239.
6. Makhnenko, V., Milenin, A. (2007) Application of mathematical modeling to optimize the process of laser brazing-welding of dissimilar titanium-aluminum elements of structures of passenger airliners. In: *Proc. of 3rd Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Materials Processing* (29 May–1 June 2007, Katsiveli, Crimea, Ukraine). Kiev: PWI, 95–101.
7. Makhnenko, V., Milenin, A. (2008) Analysis of the thermodeformed state of laser brazed-welded Ti–Al beam structures by means of mathematical modelling. In: *Proc. of IWOTE Int. Workshop on Thermal Forming and Welding Distortion* (22–23 April 2008, Bremen, Germany). Bochum: Digu-Print Digitaldruck-und Offsetdruck-Service, 323–332.
8. Milenin, A. (2008) Prediction of influence of thermal and mechanical treatment of Ti–Al braze-welded structures on their stress and strain state. In: *Proc. of 4th Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Technologies* (27–30 May 2008, Katsiveli, Crimea, Ukraine). Kiev: PWI, 40.

PREDICTION OF INFLUENCE OF THERMAL AND MECHANICAL TREATMENT OF Ti–Al BRAZED-WELDED STRUCTURES ON THEIR STRESS-STRAIN STATE

A. S. MILENIN
E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, Kiev, Ukraine

The dissimilar welded structures find their application in various fields and industries. The combinations of different metals and alloys allow obtaining unique sets of exploitation properties of the structure elements, those are difficult to be achieved with the use of conventional materials. But in view of a number of objective problems those are related with the welding of dissimilar metals and postweld treatment of such structures, these engineering processes should be carefully optimized. The most efficient way of optimization of production cycles is the use of both experimental research and the prediction of the welded product state by means of mathematical modeling. For numerical research of the brazing-welding, thermal and mechanical treatment of Ti–Al joints, correspondent complex mathematical model of thermodeformational processes has been developed.

The use of dissimilar elements gives an opportunity to obtain the unique set of exploitation characteristics of different structures and to extend their working life. The permanent connected welded dissimilar structure units are of special type because of their evident benefits and objective difficulties in manufacturing [1, 2].

Titanium, aluminum and their alloys are characterized with valuable properties such as high corrosion resistance and low weight-to-strength ratio. For this reason they are widely used as structural materials in different industries. Naturally there is necessity to connect the elements made from titanium and aluminum by welding. Moreover low density of aluminum makes it reasonable to replace the parts of titanium structures which are not much loaded and not exposed to high temperatures at exploitation for aluminum ones. Such designing approach is used in shipbuilding, architecture, automotive and airspace industries [3].

One of the most efficient ways of joining titanium and aluminum beam elements is brazing-welding. This technique consists in following: the sufficient difference of the liquidus temperature of titanium (1668 °C) and aluminum (668 °C) allows carrying out the welding process with such parameters of heat input using which aluminum structural part melts whereas the titanium one remains solid, and liquid aluminum spreads over the surface of solid titanium and forms the brazed-welded contact [4].

But the welding of Ti–Al joints faces the most of physical and technological difficulties those are typical for dissimilar metals welding. It concerns the risk of defects formation (intermetallic layers, hot cracks), structural transformations and weakening of heat-affected zone (HAZ), galvanic effects, degradation because of contamination and so on. As for the thermomechanical properties of the titanium and aluminum, they are of sufficient difference that causes some peculiarities of stress-strain state kinetics of the dissimilar structure during welding, heat treatment and its further exploitation.

To avoid the formation of the unwanted thermodeformed state of the welded Ti–Al structure, the corresponded optimization of the welding cycle and postweld treatment should be done. The most efficient way of optimization of the complex production processes in welding and related technologies is to use the mathematical modeling of interrelated multidimensional problems by means of up-to-date numerical methods with corresponded experimental qualification, verification and validation.

Such complex approach has been applied for the optimization of the laser braze-welding of the Ti–Al beam structure of the aviation purpose. Particularly problem-oriented software «Dissimilar Weld Software» that allows carrying out the numerical investigation of butt and overlap braze-welding of Ti–Al beam structures has been developed.

Technology of the laser brazing-welding of Ti–Al beam structure. The brazing-welding technology under consideration that has been developed in Bremen Institute of Applied Beam Technologies (BIAS, Germany) for manufacturing Ti–Al units of aviation purposes is as follows [5]: the structure being welded is 1 m flanged beam made from titanium alloy Ti6Al4V and aluminum alloy AA6056-T6 (Figure 1, *a*); joining is carried out with two symmetrical welding heat sources, those are moving along the structure (Figure 1, *b*). Because of sensitivity of such process to the changing of welding parameters, the choice of the welding heat source is determined from point of view of its high stability and controllability, so laser welding satisfies such requirements.

Laser beams melt the aluminum edge (that is somewhat thicker for not to use filler wire), liquid aluminum under gravitation flows down, wets the titanium surface and forms brazed-welded joint. Moving

© A. S. MILENIN, 2009

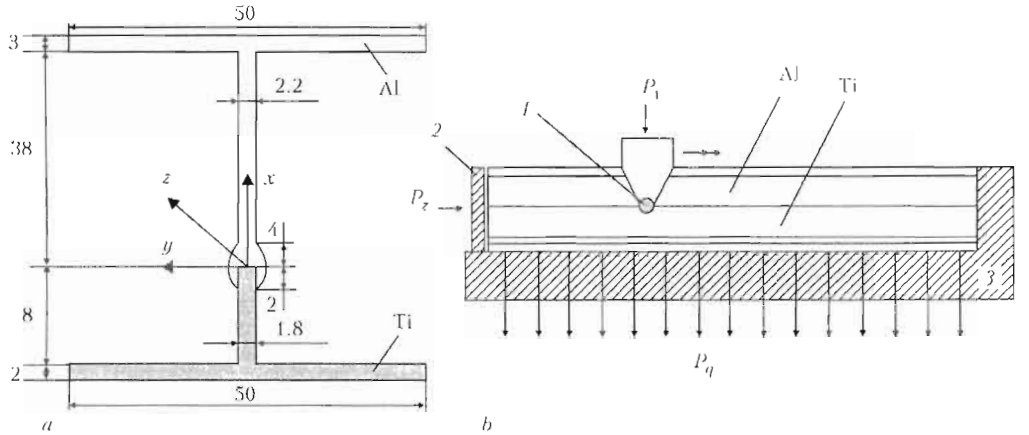


Figure 1. Simplified geometry of Ti–Al beam structure cross-section (*a*) and brazing-welding technology scheme (*b*): *1* — laser welding heat source; *2* — plunger; *3* — supporting table

unit with laser focusing system moves along the specimen and makes the longitudinal weld.

The basic technological parameters of the welding process are as follows:

power of each heat source q = 1750 W;
welding heat source motion rate v = 4.33 mm/s;
welding spot diameter d = 5 mm;
pressing force of moving unit F_1 = 754 N;
distributed pressing force F_q = 4.41 N/mm;
axial force F_z = 376 N.

Main principles of mathematical modeling and problem to be considered. As the main aim of the numerical research under consideration is the prediction of the thermodeformational state of the Ti–Al beam structure during its brazing-welding and heat treatment, the processes to be taken into account are kinetics of temperature field and distribution of stresses and strains.

The processes during such welding cycles could be modeled within the limits of so called 2D-X-model, when the state of cross-sections is determined with corresponded 2D kinetics laws and some correlation to bend them in 3D dimension is added. Such approach allows optimizing the numerical researches which require sufficient computer resources, e.g. mathematical and computer modeling of the physical fields kinetics in the bodies with the sufficient difference of transport coefficients in different parts. As the both thermal conductivity and thermomechanical characteristics of titanium and aluminum are of sufficient difference (Table), the use of adapted 2D-X-model of thermodeformed state kinetics for prediction of current and residual state of dissimilar beam structure is reasonable.

For description of heat conduction at crystalline bodies influenced with surface heat sources (sinks) in 2D case thermal conductivity equation with spatial and temperature-dependent kinetic coefficients (thermal conductivity and capacity) are numerically solved.

Within the limits of the mathematical model under consideration the surface input/output is described with the corresponded boundary condition: heat sink is specified with the Newton's low, as for the heat input it has been accepted that the energy flux is characterized with Gaussian distribution. The main feature of the given technology is the different efficiency of laser welding heat source above the titanium and aluminum because of their different reflectivity.

The technique of the numerical determination of stresses and strains during the welding and postprocessing is based on the numerical solution (using finite element method) of corresponding problems of the nonstationary thermoplasticity by means of the successive tracing of the elastic-plastic deformations development starting with primary state before the welding and finishing with the final state after the cooling and unloading of specimen [6]. The thermodeformed state in each cross-section described with the approach of plain deformation. On the basis of Hooke's law and plastic yielding law, the correlation between strains and stresses are expressed as follows:

$$\begin{cases} d\varepsilon_{xx} = d\left(\dfrac{\sigma_{xx} - \sigma}{2G} + K\sigma + \varphi\right) + (\sigma_{xx} - \sigma)d\Lambda, \\ d\varepsilon_{yy} = d\left(\dfrac{\sigma_{yy} - \sigma}{2G} + K\sigma + \varphi\right) + (\sigma_{yy} - \sigma)d\Lambda, \\ d\varepsilon_{xy} = d\left(\dfrac{\sigma_{xy}}{2G}\right) + \sigma_{xy}d\Lambda, \end{cases}$$

where σ_{xx}, σ_{yy} and σ_{zz} are the components of stress tensor; $\sigma = 1/3(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$; G is the shear modulus; K is the modulus of volume compression; φ is the function of relative elongation; Λ is the scalar function, the value of which depends on stress- strain state in every region of workpiece being welded (treated).

It should be noted that the influence of creep strain on deformation state is neglected and as for the welding it is reasonable because the time of strain development is short. But heat treatment sometimes is supposed to be long enough and in such cases this mathematical model is inapplicable. Within the limits of current numerical investigation it is considered that all technological processes are fast enough and the creep flow has no time to develop.

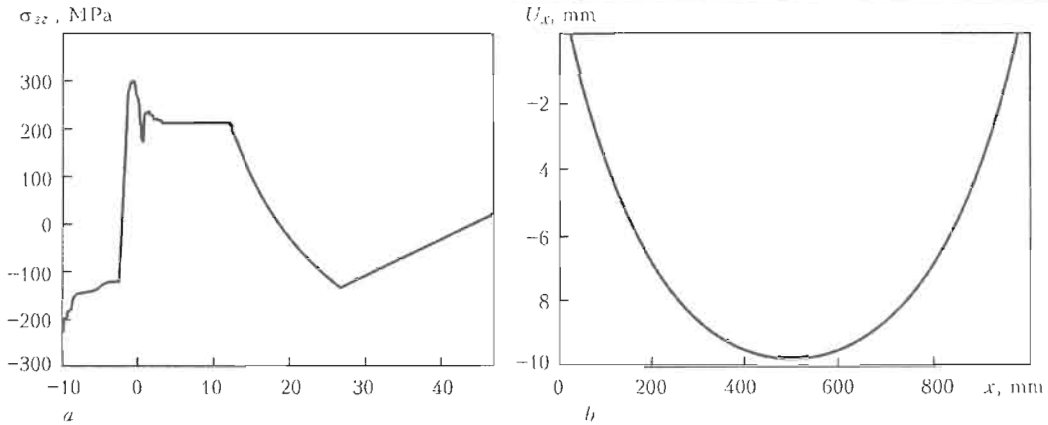


Figure 2. Distribution of residual stresses σ_{zz} (*a*) and bending displacements (*b*) along the welded dissimilar specimen

To extend the capability of the mathematical model next relationships are added to conventional 2D-model of stress and strain kinetics:

$$\begin{cases} \Delta\varepsilon_{zz}(x,\ y) = \Delta\varepsilon^0_{zz} + \Delta\ ae_x x + \Delta\ ae_y y; \\ \iint \sigma_z(x,\ y) n dx dy = M_n,\ n = 1,\ x,\ y, \end{cases}$$

where $\Delta\varepsilon_{zz}$ is the strain increment; $\Delta\varepsilon^0_{zz}$ is the strain increment along the axis fibre $(x,\ y) = (0,\ 0)$; ae_x, ae_y are the curvatures of the beam axis in the planes zx and zy correspondently; M_1 is the main vector; M_x, M_y are the components of the main moment of forces which are applied to the one of the ends of the beam under consideration.

Particularly, the calculation of curvature distribution along the axis of the welded beam structure allows estimating its current and residual bending state that is sufficient at dissimilar joint welding cycle optimization.

Both the brazing-welding of titanium and aluminum and the heat treatment of such dissimilar structures have some features that should be taken into account at numerical investigation. First of all it concerns the sufficient difference thermokinetic and mechanical properties of titanium and aluminum (see the Table) that requires fine time and space partitioning for correct calculation. On the other hand, the reduce of partitioning leads to higher requirements to the used computer power and increase of numerical research time. Sufficient difference in properties of used materials causes the high gradients of physical fields (temperatures, stresses, strains), so actually the dissimilar joint is the stress and strain concentrator and it should be taken into account at optimization of welding cycle and postprocessing.

Results of the numerical investigation. Within the limits of developed mathematical and computer models the influence of main technological parameters of brazing-welding and postweld treatment of Ti–Al flange beam on thermodeformed state of dissimilar structures of such type has been investigated.

As it can be seen in Figure 2, the bending deformation of the given structure after brazing-welding (see technological parameters hereinabove) the residual bending state and the longitudinal tensile stresses are sufficient.

Another way to decrease the residual bending is to change the parameters of welding heat and forces in technological attachment. But as the heat input should remain constant to insure the formation of high quality welded joint, the variation of welding heat source technological characteristics has small influence on residual state of strain. As for the increase of force value during welding, plastic flow of metal in

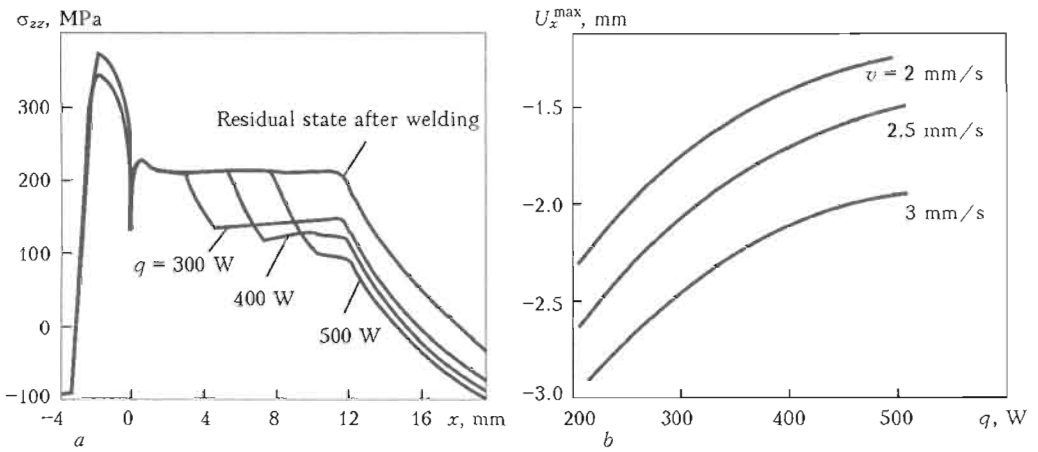


Figure 3. Influence of local heat treatment with different technological parameters of Ti–Al beam welded structure on the σ_{zz} stress distribution (*a*) and the maximum bending of its axis (*b*)

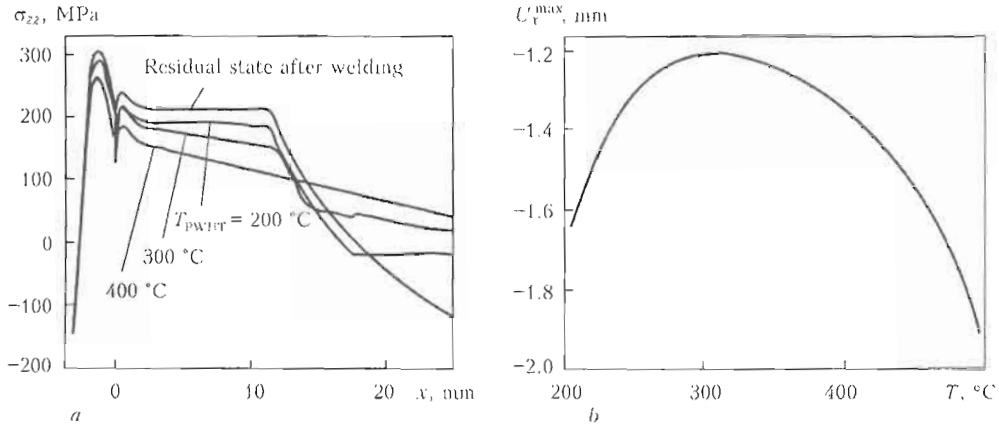


Figure 4. Influence of total heat treatment of dissimilar welded structure at different temperatures on the σ_{zz} stress distribution (*a*) and the maximum bending of its axis (*b*)

the region of sufficient temperatures can not change sufficiently even at rigid clamping of the specimen. So this approach is not effective enough.

To improve the welded Ti–Al beam structure under consideration postweld heat treatment (PWHT) is reasonable to use. It allows diminishing the stresses of high value in the region of dissimilar contact and straightening beam axis. The main disadvantage of the PWHT use is the fact that additional production stage leads to increase of cost of manufacturing and final product.

Local PWHT is more preferable because it could be carried out with the same production accessories and technique but using lower heating effect. Within the limits of given numerical investigation for local PWHT it has been proposed to use lower heat input (to avoid overheating and melting) but with low welding source motion rate and defocused laser beams (welding spot diameter of about 8 mm) for more uniform heating of HAZ and the forces sufficient for rigid clamping of dissimilar beam to supporting table. The increase of temperature causes the decrease of yield stress of material and corresponding decrease of residual fields of stresses and strains.

Figure 3 demonstrates the influence of local PWHT at different rates of laser welding source motion and different power on residual bending state of the Ti–Al beam (state of the welded specimen before PWHT corresponds to the basic welding mode) and with maximum bending displacements. It can be seen that in peripheral regions of the weld and HAZ there is lowering of residual longitudinal stress. But in the region of the maximum heating (near to the level of titanium edge where the welding sport center is positioned) with the growth of the heat input corresponding formation of the area of high stresses is observed. As for the residual bending state within the limits of the given ranges of variation welding source motion rate and power sufficient decrease of the bending deformation is possible to obtain.

Total PWHT is more effective way of lowering of residual stress and strain levels because it allows the welded specimen to be heated uniformly. In present work modeled technique of total PWHT is supposed as follows: the welded Ti–Al beam structure is positioned to the furnace with the atmosphere of shielding gas (e.g. argon) and with the help of force attachment its axis is straightened; then it is heated up to some temperature with subsequent air cooling. As the processes of creep flow are accepted to be negligible (it means that the time of total treatment is small enough) the only variable parameter is the PWHT temperature.

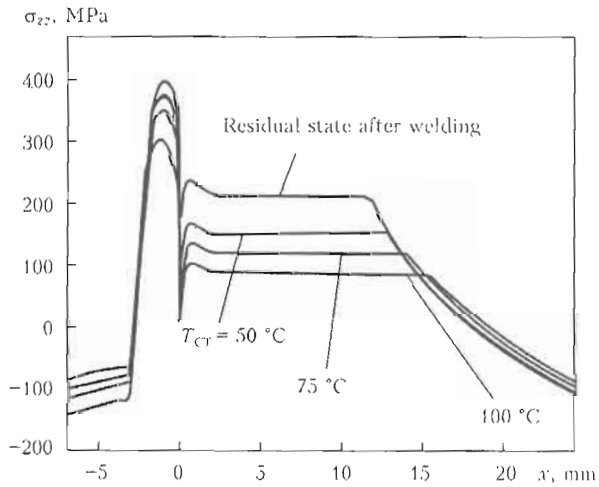


Figure 5. Influence of cool treatment of Ti–Al beam welded structure at different temperatures on the σ_{zz} stress distribution

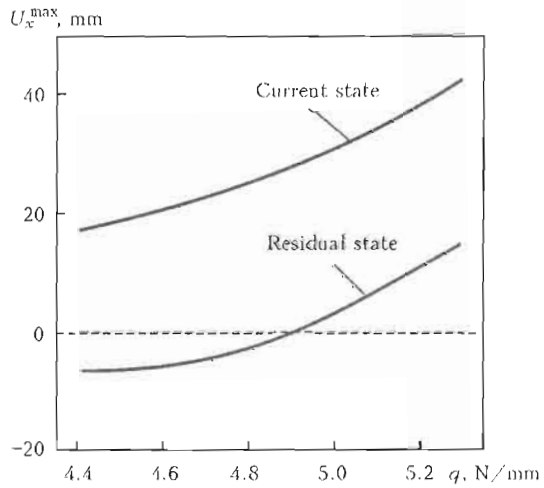


Figure 6. Applied force versus maximum bending deformation at cool treatment of Ti–Al beam welded structure

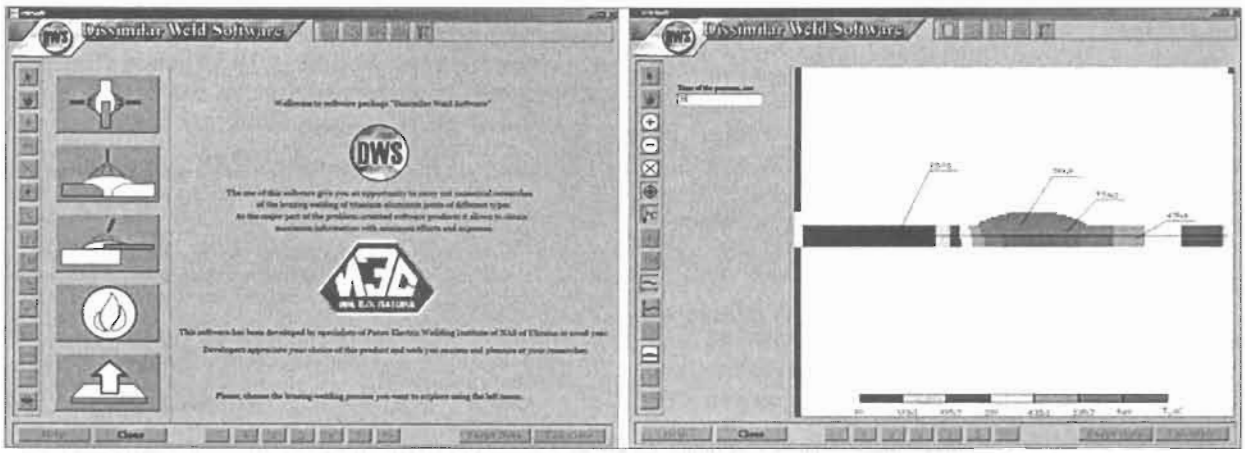


Figure 7. Starting window of «Dissimilar Weld Software» (*a*) and an example of visualization of calculated data on temperature field in butt brazing-welding (*b*)

Influence of this type of postweld treatment of the Ti–Al beam structure under consideration on its stress-strain state is given in Figure 4. The curve in Figure 4, *b* is characterized with the extremum point near to the heating temperature 300–320 °C. In case of lower temperature in furnace decrease of bending deformations is related with decrease of residual stress (reason is the same as for the local PWHT). Higher temperatures of heating lead to formation of high stresses in the areas of dissimilar structure which have been unstressed after the welding (see Figure 4, *a*) and therefore the bending of the Ti–Al beam increases.

To reduce the value of residual stresses in cold treatment is of practical interest. As a result of such technological operation stress value cycle complete the hysteresis loop and the state of stress in high stressed regions decreases. Figure 5 shows the distribution of stress tensor component σ_{zz} in the region of the welded dissimilar joint depending of the cooling temperature. It can be seen that such approach is rather effective but from point of view of manufacturing costs isn't rational.

Mechanical treatment is the easiest and the most straightforward way of such structure residual bending deformation diminishing. Within the limits of current investigation it has been studied the influence of external distributed force on residual bending state of Ti–Al beam element, that obtained the bending deformation after brazing-welding (see Figure 2). As it could be seen in Figure 6, if the applied force lies within the range 4.8–5.0 N/mm, maximum bending deformation are of minimum value. But the current state of the beam under mechanical treatment is characterized with high deformation (about 30 mm) that is undesirable from the point of view of further exploitation properties of this element because of possible sufficient irreversible plastic deformations of titanium part of structure.

For effective numerical researches of brazing-welding of Ti–Al structures of different types, their postweld treatment and analysis of calculated data, the problem-oriented software package «Dissimilar Weld Software» has been developed (Figure 7). It allows carrying out the investigation of welding of butt and lap Ti–Al joints with/without filler wire to study the kinetics of temperature, stress, and total and plastic strains fields. Developed and programmed physical models give an opportunity to estimate the risk of intermetallic layer formation from the point of view of possible degradation of considered dissimilar structure exploitation properties. Other option of this software is the possibility to estimate the risk of hot cracking in the region of the aluminum part of welded joint. To simplify the analysis of calculated database «Dissimilar Weld Software» supports the 2D-distirbution of physical fields under consideration, animation of their kinetics, plotting of graphs and so on.

Comparison of the thermokinetic and mechanical properties of titanium Ti6Al4V and aluminum AA6056 alloys at different temperatures [7, 8]

	Temperature, °C						
	20	100	200	300	400	500	600
Thermal conductivity, W/(mm·°C)							
Ti6Al4V	0.0059	0.0072	0.0086	0.0100	0.0114	0.0128	0.0142
AA6056	0.11	0.12	0.14	0.15	0.16	0.18	0.20
Yield strength, MPa							
Ti6Al4V	1060	870	720	630	570	460	350
AA6056	220	213	200	188	140	100	20

Conclusions

1. 2D-X-model for numerical investigations of thermodeformational state kinetics of Ti–Al beam structures in brazing-welding and postweld treatment has been developed; within the limits of this model the influence of brazing-welding, local and total heat treatment and cold treatment on the stress-strain state of considered structural unit (flanged dissimilar beam) has been investigated.

2. It was shown that Ti–Al beam structures could obtain sufficient bending deformations and high residual longitudinal tensile stresses caused with sufficient difference in physical properties of titanium and aluminum.

3. Numerical investigations of PWHT and mechanical treatment of different types has been carried out; efficiency of local and total heat treatment application to reduce the residual bending of dissimilar beam and to decrease the level of residual stresses in the region of welded joint was shown.

4. For efficient numerical investigation of brazing-welding of lap and butt Ti–Al beam joint corresponded problem-oriented software package with friendly interface «Dissimilar Weld Software» has been developed.

Acknowledgements. The authors of this research appreciate the contribution of Dr. Thomas Pretorius and his colleagues from BIAS that has been made to validation of developed mathematical models.

1. Schubert, E., Klassen, M. et al. (2001) Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry. *J. Materials Proc. Techn.*, **115**.
2. Wagner, F., Zerner, I., Kreimeyer, M. et al. (2001) Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe/Al and Ti/Al-sheet materials. In: *Proc. of ICALEO LIA Congress* (Orlando, USA).
3. Sabokar, V., Zamkov, V., Kireev, L. (1998) Features of argon-arc and diffusion welding of titanium and aluminum. *Avtomatich. Svarka*, **1**.
4. Ryabov, V. (1983) *Welding of aluminum with other metals*. Kiev: Naukova Dumka.
5. Kreimer, M., Vollertsen, F. (2005) Processing titanium-aluminum hybrid joints for aircraft applications. In: *Proc. of 3rd Int. WLT-Conf. on Lasers in Manufacturing* (Munich, June 2005).
6. Makhnenko, V., Velikoivanenko, E., Pochinok, V. at al. (1999) Numerical methods of the predictions of welding stresses and distortions. In: *Welding and Surfacing Rev.*, Vol. 13, Part 1. Ed. by B.E. Paton. Harwood AP.
7. (1994) *Titanium alloys*: Material Properties Handbook. ASM-Int.
8. (1967) *Physical properties of steels and alloys used in energy*. Ed. by B.E. Neymark. Moscow: Energiya.

ДВУХ- И ТРЕХМЕРНАЯ КАЧЕСТВЕННЫЕ МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННОГО ЛУЧА НА МЕТАЛЛ

Ю. В. МЯКИШЕВ
ТУ «Московский энергетический институт», Москва, Россия

Воздействие электронного луча на металл порождает различные эффекты, в том числе связанные с тепловыми процессами. В данной работе приведена двухмерная модифицированная модель, задаваемая системой обыкновенных дифференциальных уравнений, построенная с целью выявления возможностей возникновения автоколебаний. Выполнено аналитическое и качественное, а также компьютерное исследование модели, построены фазовые траектории системы. Указаны области значений параметров, при которых могут возникать затухающие колебания, автоколебания, а также резонансные режимы. Обсуждаются результаты аналитического и компьютерного исследования этой модели. Построены проекции фазовых траекторий, которые при определенных значениях параметров четко выявляют наличие колебательных режимов.

В докладе приводится двух- и трехмерная математическая модель в виде систем обыкновенных дифференциальных уравнении и результаты качественного аналитического и компьютерного исследования колебательных режимов при взаимодействии электронного луча с металлом.

Воздействие электронного луча на металл порождает различные эффекты, в том числе связанные с тепловыми процессами. В работах [1–4] отмечается, что исследованию таких эффектов посвящена обширная литература как экспериментальной, так и теоретической направленности. Большинство теоретических работ опираются на математические модели, часть из которых носят качественный характер не только по своему построению, но и по методу исследования. Качественный подход обычно используется, когда и сама модель и ее параметры известны не точно [5]. Предложенная в [6–8] модель взаимодействия электронного луча с металлом при исследовании ее на компьютере не обнаружила наличия автоколебаний. Поэтому возникла задача модификации этой модели с тем, чтобы выявить возможность возникновения таких колебаний при соответствующих значениях параметров новой модели.

Построенная автором двухмерная модель в безразмерной форме имеет вид:

$$\begin{cases} \dfrac{dx}{dt} = x_0 - x + d\exp(-fy), \\ \dfrac{dy}{dt} = g\left(e\dfrac{n(x)}{y}(x-c) - 1\right) - h\dfrac{1-x}{x^2}n(x), \end{cases} \qquad (1)$$

где $d = \dfrac{q_2 L}{\lambda B}$; $g = \dfrac{\eta L^2}{S^2 a n(B)}$; $h = \dfrac{v e L^2 \Delta x}{Sa}$; $f = \alpha S n(B)$;

$n(x) = \dfrac{1}{x}\exp\left(-\dfrac{1}{x}\right)$; $n(B) = \dfrac{A}{Be}$; $x = \dfrac{T}{B}$; $x_0 = \dfrac{T_0}{B}$; $\Delta x = \dfrac{\Delta T}{B}$;

$y = \dfrac{\rho}{n(B)}$.

Выбрав для примера алюминий, получим $d = 140$; $f = 0{,}7$; $x_0 = 0{,}15$; $g = 160$; $h = 2400$; $c > 0$. Обозначим через p параметр, пропорциональный числу Рейнольдса при максимальном значении плотности насыщенного пара.

Стационарные точки определяются системой алгебраических уравнений:

$$\begin{cases} y - \dfrac{1}{f}\ln\dfrac{d}{x - x_0}, \\ y = \dfrac{2{,}718x^2(x-c)}{x^3 e^{\frac{1}{x}} + p(1-x)}. \end{cases} \qquad (2)$$

Компьютерное исследование системы (2) показало следующее:

- ограничиваясь разумными пределами для x, т. е. считая, что $x \in (0,6)$, получаем, что количество стационарных значений для x существенно зависит от параметров p, c и f. Оказалось, что существует такое значение $p = p_0$, когда при $p > p_0$ имеются два стационарных значения $x = x_1$ и $x = x_2$ ($x_2 > x_1$) практически при любых значениях f при фиксированном c. Если же $p < p_0$, то существует такое значение $f = f_0$, что при $f < f_0$ стационарных точек нет, тогда как при $f > f_0$ стационарных точек две (фокус и седло);
- существует такое значение $p = p_1$, что при $p > p_1$ и фиксированном f обнаруживается существенная зависимость поведения фазовых траекторий

© Ю. В. МЯКИШЕВ, 2009

системы (1) в окрестности фокуса от параметра c, а именно: существуют такие значения c_1 и c_2, что при $c < c_1$ фокус устойчив (неустойчивая сепаратриса седла наматывается на фокус). При $c_1 < c < c_2$ фокус становится неустойчивым и возникает устойчивый предельный цикл (неустойчивая сепаратриса седла наматывается на предельный цикл). С увеличением c при $c \to c_2$ амплитуда колебаний предельного цикла растет, а неустойчивая сепаратриса седла при $c = c_2$ влипает в седло. При дальнейшем увеличении c ($c > c_2$) предельный цикл разрушается, остается неустойчивый фокус, а неустойчивая сепаратриса, огибая неустойчивый фокус, минует седло и стремится ко второй неустойчивой сепаратрисе при увеличении x (рис. 1);

- с другой стороны, при $p < p_1$ существует такое значение $c = c_0$, зависящее от d, что при $0 < c < c_0$ имеется устойчивый фокус и седло. При этом неустойчивая сепаратриса наматывается на фокус. При $c > c_0$ фокус и седло аннигилируют и колебания в системе исчезают;
- из уравнения бифуркационной диаграммы

$$\ln d = \ln (x - x_0) + \frac{2{,}718 f x^2 (x - c)}{x^3 e^{1/x} + p(1 - x)} \qquad (3)$$

следует, что при фиксированном значении f, $p > p_1$ и почти при всех $d > 0$ возникают затухающие колебания, а при $p < p_1$ существует такое значение $d = d_0$, зависящее от c, что при $d > d_0$ колебаний в системе нет, а при $d < d_0$ возникают затухающие колебания.

Таким образом, в динамической системе (1) возможны затухающие колебания, автоколебания и резонансный режим. Соответствующие области начальных значений x и y, исходя из которых реализуются перечисленные режимы, хорошо просматриваются на рис. 1.

В работе [9] со ссылкой на [10] отмечается, что при больших мощностях КПЭ профиль границы расплав–пар имеет важное значение, поэтому вместо двухмерных моделей следует рассматривать по крайней мере трехмерные модели, введя дополнительную переменную, которая отражала бы изменение геометрии канала проплавления под действием перераспределения плотности потока энергии. Для решения задачи построения трехмерной модели использована модифицированная двухмерная модель [3], а в качестве дополнительной переменной была выбрана текущая глубина канала проплавления $h(t)$. В результате получена трехмерная динамическая система, которая в безразмерной форме имеет вид:

$$\begin{cases} \dfrac{dx}{dt} = x_0 - x + d \exp(-fy(1 + z)), \\ \dfrac{dy}{dt} = g(1 + z)^{-2}(2{,}718 y^{-1} n(x)(x - c) - 1) - h(1 + z)^{-1}(1 - x)x^{-2} n(x), \\ \dfrac{dz}{dt} = rz^{-1}(1 + Sx)^{-1}(1 + my)^{-1}, \end{cases} \qquad (4)$$

где $h = S_0 z$; $r = \dfrac{4gL^2}{\pi b^2 \rho_0 L_{\text{исп}} S_0^2 a}$; $S = \dfrac{c_1 B}{L_{\text{исп}}}$; $m = \dfrac{d^2 \sigma N_0 g_2 n(B)}{\upsilon b^2 A_0 \rho_0 L_{\text{исп}}}$.

Заметим, что $\dfrac{dz}{dt} > 0$. Следовательно, $z(t)$ — возрастающая функция времени, при фиксированных x и y она возрастает по параболическому закону. Отсюда следует, что в системе (4) стационарных точек нет, однако могут возникать стационарные многообразия. Поделив первые два уравнения системы (4) на третье, получим двухмерную систему с новым «временем» z, которая уже не будет автономной. Стационарные кривые в параметрической форме (параметром является z) задаются системой алгебраических уравнений:

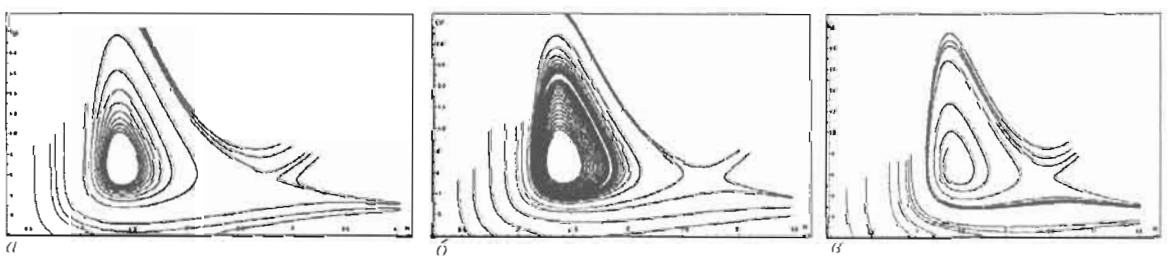
$$\begin{cases} y = \dfrac{1}{f(1 + z)} \ln \dfrac{d}{x - x_0}, \\ y = \dfrac{2{,}718 x^2 (x - c)}{x^3 \exp \dfrac{1}{x} + p(1 - x)(1 + z)}, \end{cases} \qquad (5)$$

где $p = \dfrac{h}{g}$.

Исключив y, получили уравнение бифуркационной диаграммы

$$\ln d = \ln (x - x_0) + \frac{2{,}718 f x^2 (1 + z)(x - c)}{x^3 \exp \dfrac{1}{x} + p(1 - x)(1 + z)}. \qquad (6)$$

Сравнивая (2), (3) с (5) и (6), можно сделать вывод, что в трехмерном случае бифуркационные значения f и p (по сравнению с двухмерной моделью) понижаются с ростом глубины канала проплавления. Тем самым расширяется область фазового пространства, при попадании в которую возникают колебательные режимы. Эти режимы носят такой же характер в зависимости от значений параметра c, а также от выбора начальной точки, что и в двухмерном случае.



а *б* *в*

Рис. 1. Фазовые траектории системы (1) при c = 1,6 (*а*), 1,8 (*б*), 2,2 (*в*)

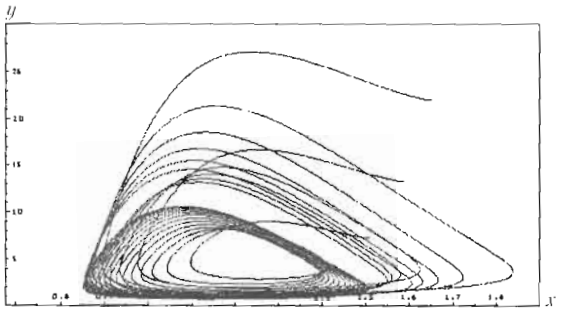


Рис. 2. Проекции на плоскость x–y фазовых траекторий системы (4) при c = 1,5

Полагая для примера d = 140; g = 190; h = 2340; r = 0,4; S = 0,16; m = 0; c = 1,5, получим проекции фазовых траекторий системы (4) на плоскость x–y (рис. 2).

1. *Рыкалин Н. Н., Зуев Н. В., Углов А. А.* Основы электронно-лучевой обработки материалов. — М.: Машиностроение, 1978. — 240 с.
2. *Зуев И. В.* Обработка материалов концентрированными потоками энергии. — М.: Изд-во МЭИ, 1998. — 162 с.
3. *Зуев И. В., Рыкалин Н. Н., Углов А. А.* Оценка глубины проплавления при электронно-лучевой сварке // Физ. и хим. обраб. материалов. — 1972. — № 1. — С. 9–14.
4. *Электронно-лучевая* сварка / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
5. *Колмогоров А. Н.* Качественное изучение математических моделей динамики популяций // Проблемы кибернетики. — 1972. — Вып. 25. — С. 101–106.
6. *Рыкалин Н. Н., Скобелкин В. Н., Зуев Н. В. и др.* Модель автоколебаний при непрерывном воздействии концентрированного потока энергии на вещество // ДАН СССР. — 1981. — **257**, № 1. — С. 99–101.
7. *Зуев И. В., Селищев С. В., Скобелкин В. И.* Автоколебания при воздействии концентрированных потоков энергии на вещество // Там же. — 1980. — **255**, № 6. — С. 2371–2374.
8. *Рыкалин Н. Н., Углов А. А., Зуев И. В. и др.* Автоколебательные процессы при тепловом воздействии концентрированного потока энергии на металлы // Ж. эксперимент. и теор. физики. — 1983. — **85**, вып. 6 (12). — С. 1953–1961.
9. *Углов А. А., Селищев С. В.* Пограничный массообмен при воздействии потоков заряженных частиц на металлы и приповерхностную плазму как источник автоколебаний // Физ. и хим. обраб. материалов. — 1986. — № 1. — С. 18–24.
10. *Лесков Г. И., Нестеренков В. М., Живага Л. Н.* Потоки плазмы при электроннолучевой сварке стальных толстолистовых конструкций // Автомат. сварка. — 1980. — № 4. — С. 20–23.

FAST GENERATION AND PREDICTION OF WELDING TEMPERATURE FIELDS FOR MULTIPLE EXPERIMENTS

A. PITTNER[1], D. WEISS[2], C. SCHWENK[1] and M. RETHMEIER[1]
[1]Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin, Germany
[2]Sauer-Danfoss ApS, Sensor Core Competence Center, Nordborg, Denmark

The objective of this paper is to demonstrate a new simulation technique which allows the fast and automatic generation of temperature fields based on a combination of empirical and phenomenological modelling techniques. The automatic calibration of the phenomenological model is performed by a multi-variable global optimisation routine which yields the optimal fit between simulated and experimental weld characteristics without the need for initial model parameters. For exemplary welding processes it is shown that linear 3D heat conduction models can approximate measured temperature fields with a high accuracy. The modelling approach presented comprises the automatic calibration against multiple experiments which permits simulating the temperature field for unknown process parameters. The validation of this composite simulation model is performed for exemplary welding processes and includes the prediction of the fusion line in the cross section and the corresponding thermal cycles.

In welding simulation the precise description of the transient temperature field is an important prerequisite for subsequent analyses, e.g. the calculation of residual stress, distortion or microstructural properties. The validation of the temperature field against experiments is still a demanding task since various non-linear coupled physical phenomena cause uncertainties in modelling which is illustrated in Figure 1. The broad scatter band of thermo-physical material properties in the high temperature range [1] as well as lack of knowledge with respect to boundary conditions and the non-linear coupling between certain physical domains emphasise the need to calibrate weld thermal models against experimental reference data [2, 3].

However, the common difficulty in welding simulation is that the model input cannot be derived from the real process directly. The relationship between model input and process input is not known in advance and may vary within the process parameter space considered [4].

The generation of welding temperature fields corresponds to the solution of an inverse heat conduction problem (IHCP). This implies that the optimal model input is found by multiple direct simulations. In this context optimisation algorithms have to be considered that allow the evaluation of those model input parameters yielding simulation results that are in best agreement with the experimental reference data.

Local optimisation routines are applied by [5, 6] which require an appropriate initial set of model parameters [7] since they are only able to detect local minima. Here, the initial set of model parameters has to be near the expected global minimum which is a demanding task especially for inexperienced users.

For welding simulation global optimisation algorithms are required that explore a wide range of the model parameter space without the need for any initial

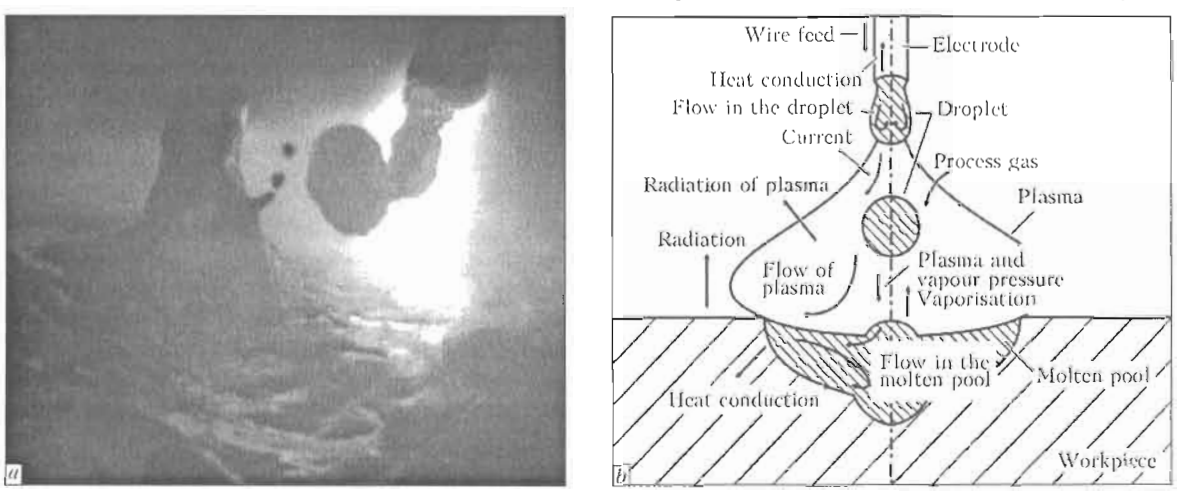


Figure 1. Modelling of the welding process (*a*), high speed record of a GMA-laser hybrid welding process with cored wire at 6000 frame/s (*b*) and definition of physical phenomena [2]

© A. PITTNER, D. WEISS, C. SCHWENK and M. RETHMEIER, 2009

model parameter to be defined. Global optimisation algorithms involve simulated annealing [8, 9] and genetic algorithms [10--12].

Nevertheless, the available approaches of solving the IHCP do not relate model parameters to the corresponding process parameters. This paper focuses on this fact by application of a recently introduced [13, 14] combined modelling technique. This modelling methodology combines the advantages of empirical models given by neural networks with phenomenological models.

The performance of this modelling technique will be demonstrated for two test cases. These test cases include laser beam welds on 12 mm thick plates of the nickel-base alloy IN 617 and 36 GMAW-laser hybrid welds 8 mm thick on the aluminium alloy AlMg4.5Mn.

Combined modelling technique. *Calibration of weld thermal models*. In general, weld thermal models have to be capable of approximating the experimental temperature field correctly. In addition to that an appropriate optimisation scheme has to ensure the efficient solution of the IHCP. Here, the computational cost is an important criterion since many trial simulations are needed to find the optimal solution.

Furthermore, the thermal model should be valid over a wide range of process parameters. This can only be guaranteed, if the calibration is performed against multiple experiments [13]. The relationship between model and process input is then explored over a wide range of parameters. On the other hand, if the calibration is only done against few experiments, the range of model validity is limited to a small neighbourhood of the calibration points [7, 15]. In this context some inverse approaches focus on evaluating a unique set of model parameters so that the validity of the model for a specific range of process parameters is given [6] or correct the systematic error of the model prediction by regression analysis [16].

The presented combined modelling technique is based on a two-level calibration of phenomenological models against experimental reference data. On the first level the local calibration of the phenomenological model against single sets of experimental reference data is performed. The results of local calibrations are sets of model parameters that provide an optimal correspondence between simulation results and experimental data. On the second level, which is referred to as global calibration, the experimental process parameters and the matching model parameters will be processed in order to train a neural network which approximates the relationship between model and process parameters. It is worth noticing that the composition of a phenomenological model that is calibrated against multiple experiments and an empirical model allows performing simulations for process parameter sets that have not been part of the input data for calibration. Consequently, the initial complexity of the phenomenological model is not fixed but can be increased in dependence of the quality and quantity of experimental reference data and its relevance within the considered process window.

Generic setup of simulation model. In welding simulation the phenomenological models need the introduction of additional tuning parameters under consideration of the sensitivity of these parameters on the simulation result [17]. This allows the adaptation in terms of experimental reference data. In order to simplify the derivation of tuning parameters with regards to process parameters a classification of parameters is introduced which is shown in Figure 2, *a*. As indicated, the parameters are divided into model parameters and process parameters as input data for the simulation model and the experiment. The model parameters are given by tuning parameters and common parameters. The latter are common to both the model and the experiment and not adjusted during the optimisation, e.g. an explicitly given welding velocity. Non-model related parameters are not taken into account for the phenomenological model and are only of significance for the real process.

The modelling methodology presented is characterised by the combination of empirical and phenomenological models unifying the advantages of both approaches. In Figure 2, *b* the setup of the corresponding combined simulation model is shown. As illustrated, a main feature is the capability of mapping process parameters onto tuning parameters without any a priori knowledge of dependencies between these parameters. This mapping is done by means of neural networks which approximate the non-linear relationship between process parameters and tuning parameters. The principle of local and global calibration as well as the interaction of phenomenological models and

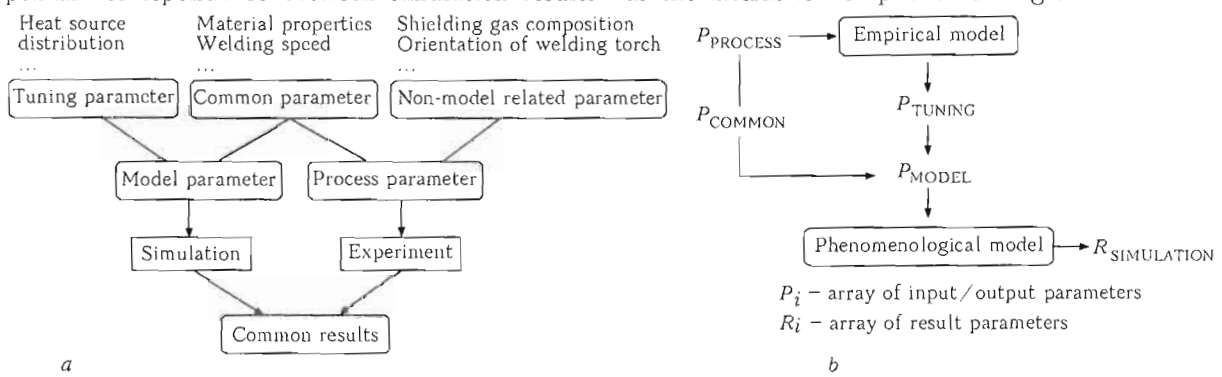


Figure 2. Concept of combined modelling technique: classification of parameters (*a*) and structure of the simulation model [13, 14] (*b*)

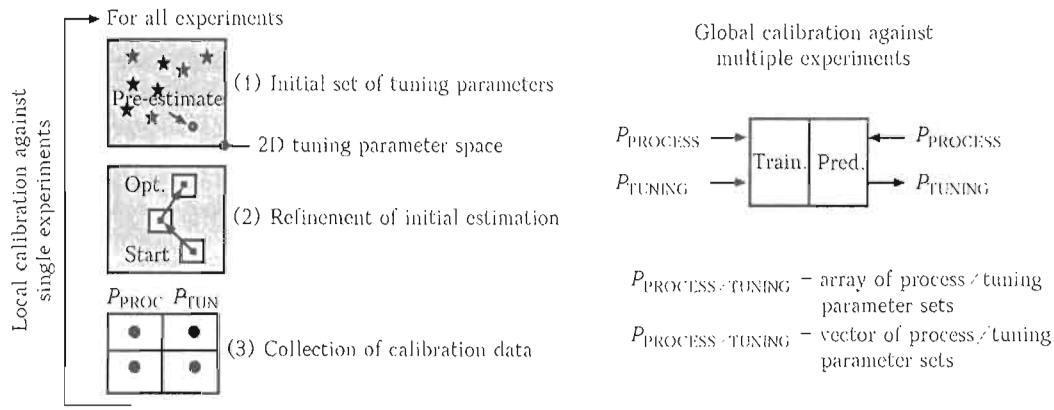


Figure 3. Exemplary overview of the calibration algorithm for a 2D tuning parameter space

neural networks is explained in the next section and in [18].

Calibration algorithm. The calibration is performed on two levels. The first is the local calibration which evaluates sets of tuning parameters so that the simulation and experimental results are in best agreement. Within the second level, that is referred to as global calibration, the relationship between model and process input parameters is modelled by training a neural network. In Figure 3 an exemplary overview of the calibration algorithm for a 2D tuning parameter space is shown.

As illustrated, the local calibration is based on the determination of an initial set of tuning parameters. This is done by screening the complete parameter space. The screening comprises the selection of tuning parameters and performing the corresponding simulations. A neural network, which is trained with tuning parameter sets and the corresponding simulations results, enables to predict the initial position on the parameters for a certain experiment. The initial set is then refined by defining local domains around the current position on the process parameter space. A more detailed description of the calibration algorithm can be found in [18, 19]. It is worth noticing that the local calibration algorithm incorporates the capabilities of global optimisation algorithms as prerequisite for solving the IHCP.

Referring to the global calibration it is obvious that the larger the process parameter space for which the phenomenological model is calibrated against, the better is the prediction quality of the global neural network. The global neural network therefore offers the possibility to perform simulations for unknown process parameters.

Compensation of initial model weakness. The strength of the combined modelling technique is to compensate the initial model weakness, if a calibration against multiple experiments was performed. This capability can be best demonstrated by a virtual test case. For sake of clarity a point source moving on a solid of finite thickness is considered. Tuning parameters are generated and the corresponding simulations are performed. As illustrated in Figure 4, *a*, the tuning parameters are linear increasing for the first half of test sets and randomly distributed for the second half. The obtained simulation results now act as «virtual experiments». Furthermore, «virtual process parameters» are generated that are linear increasing for the full range of test sets. It is assumed that these process parameters yielded the previously generated «virtual experiments». It can be seen that the relationship between optimal model input and process parameters is complex for the second half of test sets. If the process parameters are taken as model input the simulations results differ from the «virtual experiments» significantly as illustrated in Figure 4, *b*. A

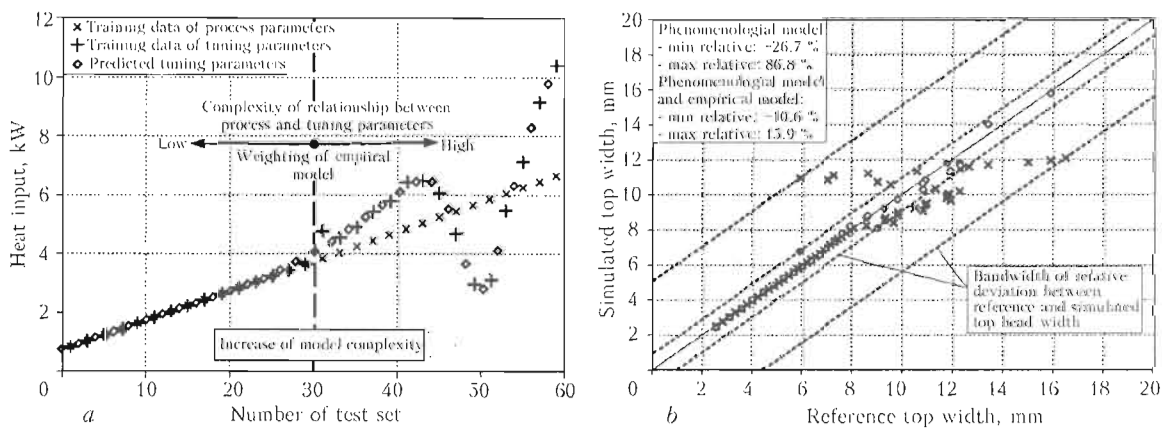


Figure 4. Advantage of the combined modelling technique: increase of model complexity by predicting the optimal model input (*a*) and extension of range of model validity (*b*)

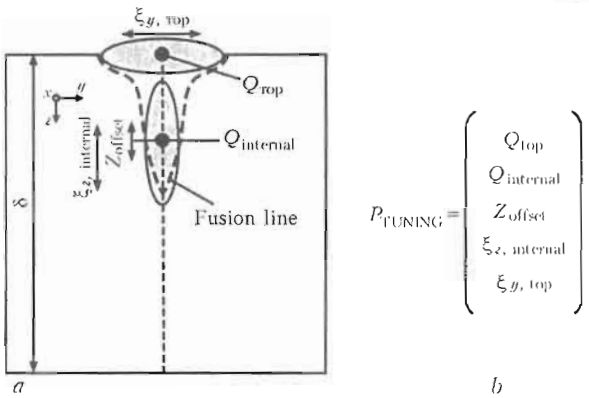


Figure 5. Superposition of two moving point heat sources (*a*) and introduction of tuning parameters (*b*)

global calibration over the complete range of test sets enables to predict the appropriate model input for the a certain set of «virtual process parameters» (see Figure 4, *a*). With reference to Figure 4, *b* it can be stated that for a combined model the initial model weakness is compensated by a successive calibration and the model is now valid over the complete range of test sets whereas the phenomenological model alone is only valid for the first half of test sets.

Phenomenological model. The combined modelling technique can be applied for various phenomenological models. In order to show the strength of this approach linear heat conduction models are taken into account. The fundamental equation of linear heat flow is given by

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \text{ div (grad } (T))$$
$$\text{with } T = T(\vec{x}, t) \text{ and } a = \lambda/\rho c, \qquad (1)$$

where λ is the thermal conductivity, $W/(m^{-1}K^{-1})$; ρ is the density, kg/m^{-3}; c is the specific heat, $J/(kg^{-1}K^{-1})$; and t is the time, s. The x-vector refers to the spatial coordinates.

A particular solution to (1) can be derived for a specimen of infinite dimension subjected to the following boundary and initial conditions:

$$T(x \to \infty, y \to \infty, z \to \infty, t) = 0$$
$$T(x, y, z, t = 0) = T_0, \qquad (2)$$

where T_0 is the ambient temperature. The particular solution due to an instantaneous point source acting on an infinite solid can be written as

$$T(R, t) = \frac{E}{c\rho(4\pi a t)^{3/2}} \exp\left(-\frac{R^2}{4at}\right);$$
$$R^2 = x^2 + y^2 + z^2, \qquad (3)$$

where E is the energy of an instantaneous point heat source, J.

More analytical solutions to the temperature field as for moving point, line or double ellipsoidal heat sources can be derived for finite solids [20--23] and for more complex structures [24] based on (3) as fundamental solution.

Furthermore, tuning parameters are introduced to extend the basic flexibility of the weld thermal model. In Figure 5 this approach is exemplarily shown for a superposition of two moving point sources. As illustrated, a tuning parameter set includes the heat input of the two point sources, the scaling factors ξ_y and ξ_z for the y-coordinate and the z-coordinate of the top and internal heat source and an offset of the internal heat source in z-direction. Thus, the optimisation procedure during the local calibration has to be performed for a 5D parameter space. A more detailed description of the phenomenological model can be found in [18].

Empirical model. The empirical model is based on a feed forward neural network (Figure 6, *a*). In general, the task is to map an input vector onto an output vector. Here, the vector of tuning parameters is mapped onto the vector of process parameters (Figure 6, *b*). The design of a neural network has to be done with respect to the quality and quality of data to be modelled. In this context, the training of the neural network is based on a Levenberg--Marquadt algorithm. To avoid an over fitting of the neural network and a loss of the prediction capability the number of weights is constrained by application of a Bayesian regularisation algorithm. For the test case presented here one hidden layer with six neurons and a hyperbolic tangent activation function was found to be appropriate.

Exemplary temperature field generation. *Single experiments.* This test case implies CO_2-laser beam welds on 12 mm thick plates of the nickel-base alloy

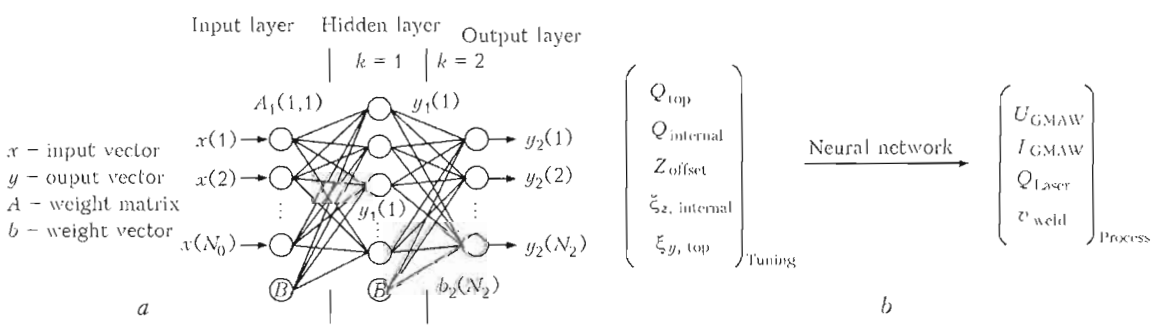


Figure 6. Empirical model: structure of a multi-layer feed forward neural network [25] (*a*) and exemplary mapping of tuning parameters onto process parameters (*b*)

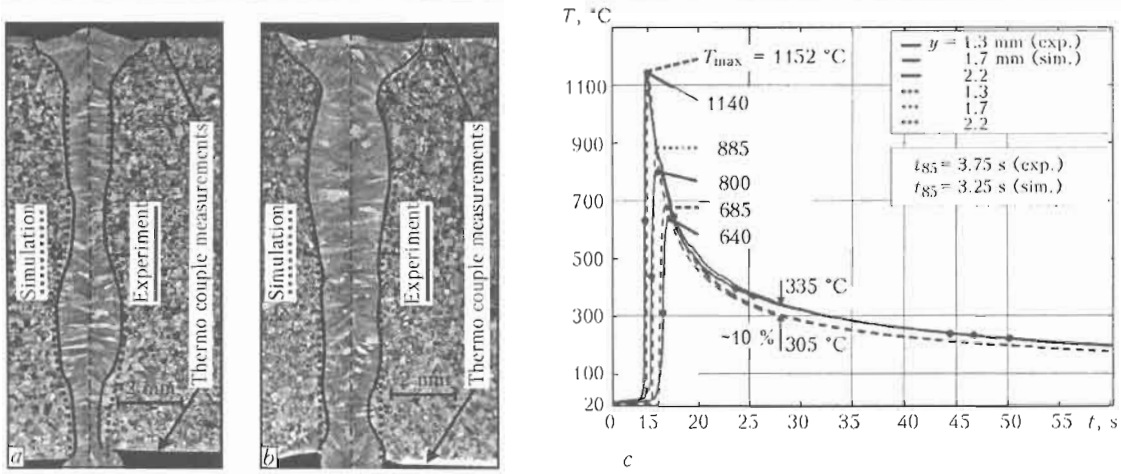


Figure 7. Local calibration result: experimental and simulated fusion line in the cross section for a constant laser power of 9 kW and a welding speed of 1.7 (*a*), 1.0 (*b*) m/min, and exemplarily the recorded and simulated weld thermal cycles at the bottom surface for a welding speed of 1.0 m/min (*c*)

Inconel 617. The dimension of the components to be welded is 300×150×12 mm. The heat input per unit length was varied for a constant laser power of 9 kW by adjusting the welding speed within a range of 0.8 to 1.7 m/min. The thermal cycles at the top and bottom surface were recorded by thermo couples of type K (NiCr–Ni) with a wire diameter of 0.5 mm. In addition to that macro-sections were made in order to provide information about the fusion zone in the cross section. Because of the high gap preparation requirements in laser beam welding a technical gap width of zero was realised. It is important to note that the local calibration of the phenomenological model has to be done regarding both the weld cross section and the weld thermal cycle in order to provide the best approximation of the experimental temperature field (Figure 7).

Referring to the local calibration algorithms the setup of a weighted and regularised objective function that is minimised during the optimisation process is required. The local calibration results (see Figure 7) show a very good agreement concerning the experimental weld cross section and the temperature cycles. The deviation with respect to the cross section is less than ±5 % while the thermal cycles vary within a bandwidth of approximately 10 %. The calibrated temperature fields can be further processed as input data for subsequent thermo-mechanical analyses.

Multiple experiments. The objective of this test case is to evaluate the capability of the combined modelling technique to perform simulations for arbitrary process parameters. The test case includes 36 GMAW-laser hybrid welds on 8 mm tick plates of the aluminium alloy AlMg4.5Mn. Geometry parameters were introduced to characterise the fusion line in the cross section [26] (Figure 8, *a*). The process parameter space includes the welding current and arc voltage (= arc power), the laser beam power and the welding speed. The structural design is illustrated in Figure 8, *b*. In the case of the virtual test case presented above a set of training and test data has to be defined. An algorithm was developed that allows the prediction of the optimal distribution of test sets within the process parameter space. As indicated in Figure 8, *b*, this approach enables to identify areas where the number of experiments can be reduced and areas where the number of experiments has to be increased; the criterion for this selection was that the predicted model input for these test data should yield simulation results having a relative deviation to all experimental reference parameters which is lower than 20 %.

In Figure 9, *a* the local calibration results are shown exemplarily for the lower waist width. It is

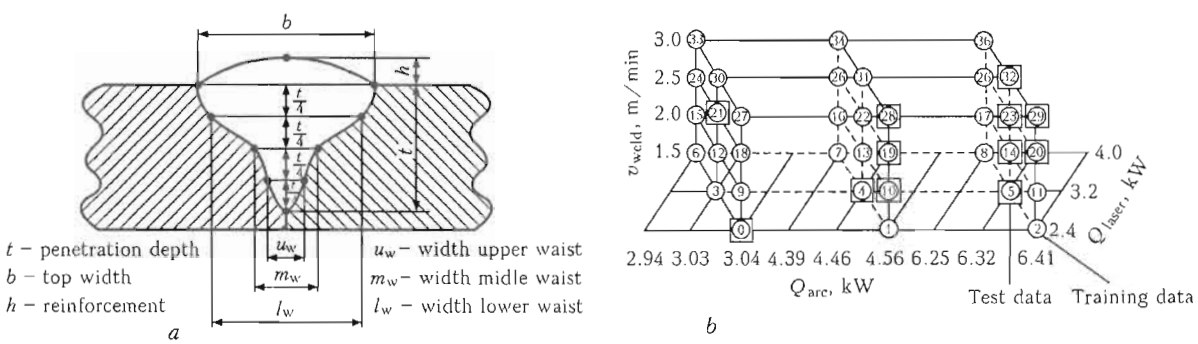


Figure 8. GMA-laser hybrid welding experiments: relevant weld parameters (26) (*a*), structured design of process parameters space and indication of optimal distribution of test data (*b*) (24 sets were taken as training data and 12 sets as test/verification data)

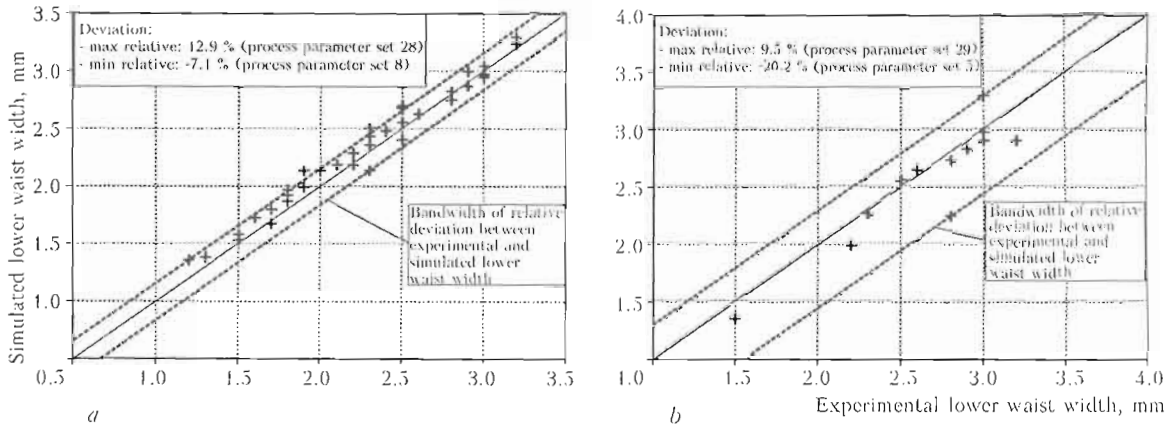


Figure 9. Local (*a*) and global (*b*) calibration result of experimental and simulated lower waist

worth noticing that for all experiments the phenomenological model can be adapted so that the simulation result is in best agreement with the experiments.

In Figure 9, *b* the result of the global calibration is shown. For the test data sets of Figure 8, *b* the tuning parameters of the phenomenological model were predicted as explained in Figure 3, *b*.

It is worth mentioning that the combined model is able to perform simulations for the indicated test data sets ensuring that the maximum deviation to the experimental reference is less than 20 %. This fact emphasises the importance of the presented combined modelling technique for welding simulation. A calibrated combined model is able to provide simulation results for process parameter sets that have not been considered for local calibration. Furthermore, it is possible to evaluate optimal test data sets for which the simulation results fulfil a given quality criterion. The latter fact enables to reduce the experimental effort significantly. Here, one-third of the process parameter space can be hold out for which the model input is predicted with high accuracy. The combined modelling technique contributes to optimise the design of experiments and bridges the gap between experimental and numerical investigations of welding processes.

Conclusion

The paper showed the application of a combined modelling technique to solve the IHCP that occurs in welding simulation. A multivariable global optimisation scheme based on neural networks was used to find the optimal model input. It could be shown that 3D transient temperature fields can be obtained within few minutes on an ordinary office computer. The simulations results showed good agreement with the experimental data.

However, due to the physical complexity of the welding process weld thermal models always contain a certain amount of uncertainty. It is therefore necessary to calibrate these models against multiple experiments in order to extend the validity for a wide range of process parameters. Based on multiple laser-GMA welding experiments it was presented that the combined modelling technique allows simulations for unknown process parameters to be performed. The simulation results for arbitrary process parameters showed a deviation to the experimental data that was within a bandwidth of 20 %. Furthermore, this capability can be used to evaluate an optimal configuration of test and training data within the process parameter window. Thus, the combined modelling technique also contributes to the design of experiments. For future work it has to be tested whether a further decrease of the experimental effort can be achieved by application of more complex process models since the weighting of the empirical model can be reduced.

Acknowledgement. The authors would like to acknowledge the SLV-MV, Germany, for supporting the experimental investigations presented. The second author is grateful to Sauer-Danfoss, Denmark, for providing a highly stimulating research environment.

1. Schwenk, C., Rethmeier, M., Dilger, K. et al. (2007) Sensitivity analysis of welding simulation depending on material properties value variation. In: *Mathematical modelling of weld phenomena 8*. TU Graz, 1107–1128.
2. Radaj, D. (1999) *Fachbuchreihe Schweißtechnik*. Bd. 141: Schweißprozeßsimulation: Grundlagen und Anwendungen. Dusseldorf: DVS.
3. Radaj, D. (1993) *Heat effects of welding*. Berlin: Springer.
4. Strauch, A. (2004) *Effiziente Losung des inversen Problems beim Laserstrahlschweißen durch Simulation und Experiment*: Dissertation Universitat Stuttgart. Munchen: Herbert Utz.
5. Karkhin, V.A., Plochikine, V.V., Bermann, H.W. (2001) Solution of inverse heat conduction problem for determining heat input, weld shape and grain structure during laser welding. *Sci. and Techn. of Welding*, **7**(4), 224–231.
6. Kumar, A., DebRoy, T. (2004) Guaranteed fillet weld geometry from heat transfer model and multivariable optimisation. *Int. J. Heat and Mass Transfer*, **47**, 5793–5806.
7. Jeberg, P.V. (2005) *Automatic process optimised weld planning of full penetration I-joint GMA welding*: Ph.D. thesis, Aalborg University.
8. Goncalves, C.V., Vilarinho, L.O., Scotti, A. et al. (2006) Estimation of heat source efficiency and thermal efficiency in GTAW process by using inverse techniques. *J. Mat. Proc. Technology*, **172**, 42–51.
9. Kim, I., Son, J., Lee, S. et al. (2004) Optimal design of neural networks for control in robotic arc welding. *Robotics and Computer-Integrated Manuf.*, **20**, 57–63.
10. Kumar, A., Debroy, T. (2007) Tailoring fillet weld geometry using genetic algorithm and a neural network trained with convective heat flow calculations. *Welding J.*, **86**(1), 26–33.
11. Kim, D., Rhee, S. (2001) Optimisation of arc welding process parameters using a genetic algorithm. *Ibid.*, **80**(7), 184–189.

12. Correia, D.S., Goncalves, C.V., Cunha, S.S. et al. (2005) Comparison between genetic algorithms and response surface methodology in GMA welding optimisation. *J. Mat. Proc. Technology*, **160**, 70–76.
13. Weiss, D., Christensen, K.H., Kristensen, J.K. (2004) Acceleration of numerical solution of inverse problems in gas metal arc welding. In: *Proc. of 14th Int. Conf. on Computer Technology in Welding and Manufacturing* (Sheffield, UK, 2004).
14. Weiss, D., Christensen, K.H., Kristensen, J.K. (2007) Computerized calibration of thermo-mechanical welding models. In: *Mathematical modelling of weld phenomena 8*. TU Graz, 469–484.
15. Sen, M., Stoffa, P.L. (1995) *Global optimisation methods in geophysical inversion*. Amsterdam: Elsevier.
16. Okui, N., Ketron, D., Bordelon, F. et al. (2007) A methodology for prediction of fusion zone shape. *Welding J.*, **86**(2), 35–43.
17. Gabriel, F., Ayrault, D., Fontes, A. et al. (2008) Global method for estimation of heat source parameters dedicated to narrow gap GTA welding. In: *Mathematical modelling of weld phenomena 8*, 891–906.
18. Pittner, A., Weiss, D., Schwenk, C. et al. A methodology to improve the applicability of welding simulation. *Sci. and Techn. of Welding* (to be publ.).
19. Pittner, A., Weiss, D., Schwenk, C. et al. (2008) A methodology for the fast temperature field generation for welding simulation. In: Proc. of 17th Int. Conf. *on Computer Technology in Welding and Manufacturing* (Cranfield, UK, 2008).
20. Rosenthal, D. (1941) Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. *Welding J.*, **20**(5), 220–234.
21. Rykalin, N.N. (1952) *Die Warmegrundlagen des Schweiß–vorganges*. Berlin: Technik.
22. Carslaw, H.S., Jaeger, J.C. (1959) *Conduction of heat in solids*. 2nd ed. Cambridge: Oxford Univ. Press.
23. Ngyuen, N.T., Ohta, A., Matsuoka, K. et al. (1999) Analytical solutions for transient temperature of semi-infinite body subjected to 3-D moving heat sources. *Welding J.*, **78**(8), 265–274.
24. Cao, Z., Brust, F., Nanjundan, A. et al. (2000) A new comprehensive thermal solution procedure for multiple pass and curved welds. *Assessment methodologies for preventing failure: deterministic and probabilistic aspects and weld residual stress*, **410**(1), 37–42.
25. Christensen, K.H. (2003) *Arc welding automation, process modelling and control based on neural networks*: Ph.D. thesis, TU of Denmark.
26. Ji, J., Jasnau, U., Seyffarth, P. (2007) Empirisch-statistische Modelle der Nahtgeometrie beim Nd:YAG-Laserstrahl-MSG-Hybrid-schweißen von Aluminiumlegierungen. *Schweißen und Schneiden*, **59**(4), 200–206.

SIMULATION INTERFACE AND EXPERIMENTAL VALIDATION OF SELECTED ASPECTS OF THE MICROSTRUCTURE EVOLUTION DURING GMA WELDING

E. ROSSITER[1] and M. APEL[2]
[1]MSF – Welding and Joining Institute, Aachen University, Germany
[2]ACCESS e.V., Aachen University, Germany

Project «Integrative Production Technology for High-Wage Countries. Virtual Process Chain» at Aachen University developed as integrative numerical simulation tool for the complete production process including models for microstructure transformations on the materials level is presented. Therewith it will be possible to make predictions about effective material properties and their change throughout the process based on computer simulations.

Each production process is based on the materials and their properties, which determine both the characteristics and reliability of the product and the stability of the process. On this note the aim of the project "Integrative Production Technology for High-Wage Countries. Virtual Process Chain" at the Aachen University is to develop an integrative numerical simulation tool for the complete production process including models for microstructure transformations on the materials level. Therewith it will be possible to make predictions about effective material properties and their change throughout the process based on computer simulations. This task requires links between different software codes which were originally developed to address specific aspects of the whole process chain on different level.

Interface definition. SimWeld is a program for the simulation of welding process. Actually SimWeld simulates MIG/MAG process for steel and aluminium. It has a modular structure, which allow an easy upgrading to other welding processes. The simulation considers thermophysical and electrical properties of the materials and gases as well as joint, welding parameters and the specific regulation algorithm of power sources. The program MICRESS (MICRostructure Evolution Simulation Software, www.micress.de) hase been developed since more than 10 years by ACCESS e.V.

MiCRESS calculates the microstructure development during thermal processes based on a homogeneous melt joint or a given microstructure.

SimWeld provides as result the welded joint geometry. In the post processor different informations about the welding process can be shown like energy, temperature field or equivalent heat source. Temperature progress for a specific point welding parame-

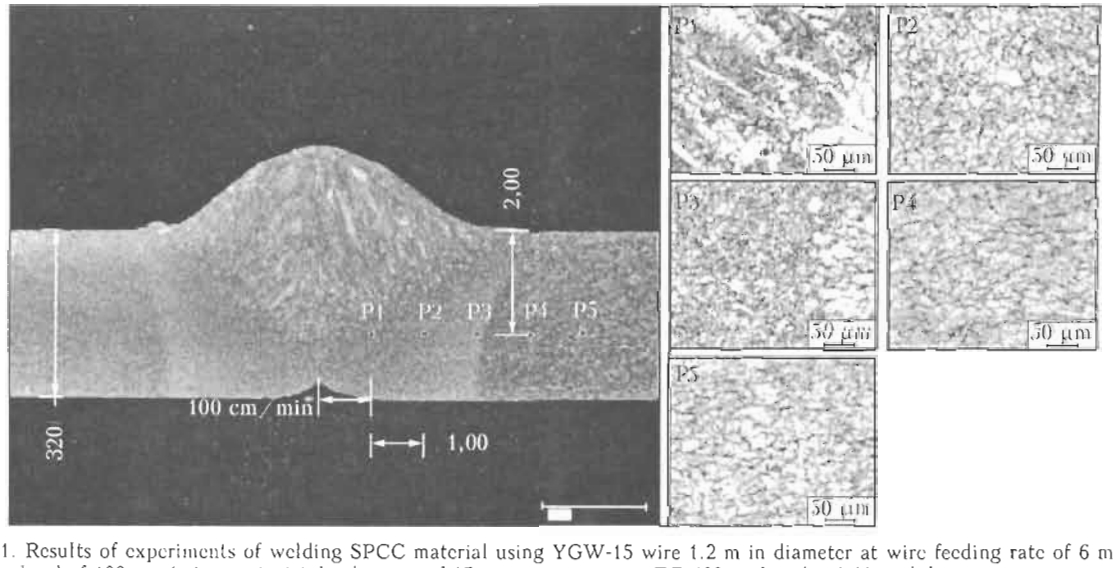


Figure 1. Results of experiments of welding SPCC material using YGW-15 wire 1.2 m in diameter at wire feeding rate of 6 m/min, welding sheed of 100 cm/min, contact tube distance of 15 mm, power source DP 400 with pulse I/I modulation

© E. ROSSITER and M. APEL, 2009

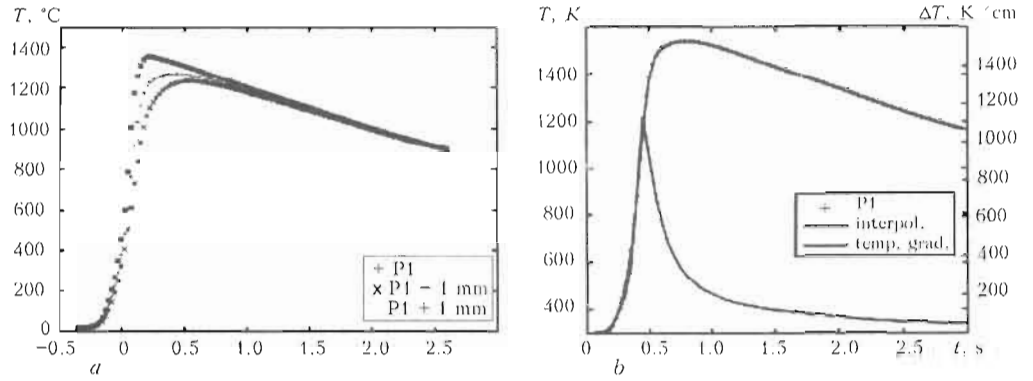


Figure 2. Temperature curves calculated by SimWeld in point P1 as the curves for both neighbour points right and left from P1 (*a*), interpolated temperature curve for MICRESS simulation and approximated mean temperature gradient for P1 (*b*)

ters, material properties and the coordinate of the measured point are transferred as input information for MICRESS.

Based on the chemical composition of the material the thermodynamic and mobility data can be extract from the MICRESS databank. However, there is a group of material data, in particular boundary layer properties and parameters for nucleation model, that are just for some materials well-know and therefore they should be determined based on comparison between the experiment and the simulation. The initial condition for the microstructure should be deduced from micrographics. Either an analogical preprocessed microstructure can be used, or a new one is processed with a similar morphology. The most important parameter is the grain size. Control data define the development of a simulation and they are chosen from the experimentally analyses.

Experimentally analyses. Welding sample would made to validate the simulation of the welding process and to deliver information about the initial condition of the microstructure. Figure 1 shows the results of the experiments.

Results. Figure 2 shows the temperature curve SimWeld-calculated for the point P1 directly next to the melting zone. Besides the temperature curves for the reference point SimWeld calculates the temperature curve for the 8 neighbour points (4 next neighbour and 4 in the diagonal) of the cubical grid. Temperature gradient can be also calculated for the microstructure simulation.

Figure 3 shows exemplary the calculated microstructure development in point P1 as in point P3 on the brink of the HAZ. Die initial grain structure was calculated with the aid of a Voronoj construction. The mean grain size was $r = 11$ μm. In the Figure the light gray is the ferritic phase, gray is the austenite. The grain boundary and phase boundary are dark gray.

In the point P3 the temperature of the austenite tranformation was reached just for a short period. Due to this ferritic grains sprout to austenite grains but they can not really grow ($t = 3$ s). With the falling of the temperature ($t = 6$ s) the austenite fraction drops, indeed a small fraction from residual austenite remains and it can develop to a intermediary structure (bainite). Due to the nucleation of new grains the

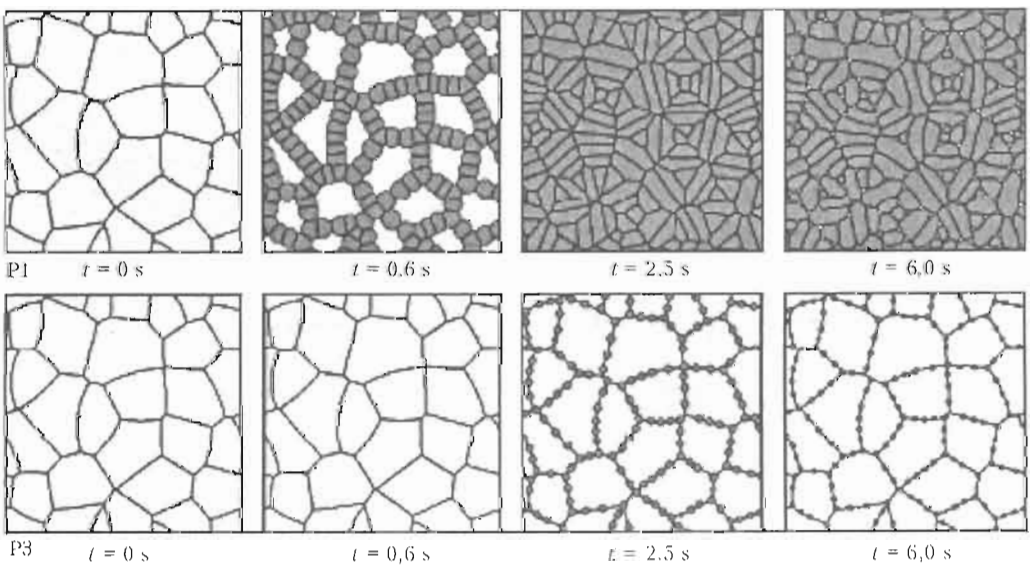


Figure 3. MICRESS simulation of the microstructure development for points P1 and P3 (edge length of the calculation domain — 200 μm)

mean grain size decreases. In comparison between the simulation and the experiment the border of the HAZ is identified as boundary to austenite formation. The uniform grain size distribution indicates that eitner the grain grow kinetics of the austenitic grains was not correctly reproduced yet the calculation of the temperature curves does not correspond the experiment. For the point P1 was found that a complete phase change from ferrite in austenite takes place. Melting was not observed. By cool down (t = 6 s) ferrite nucleates in the austenite grain boundary. After that the simulation was stoped. In the micrograph a predominant solidification structure can be identified for the point P1, which is not reproduced in the welding simulation temperature curves.

The microstructure simulation shows that next to the melting zone a complete ferrite-austenite phase change takes place. The microstructure observed after the welding is the result of multi solid phase change. A quantitative description of the resultant grain structure requires a good model for the nucleation process.

Acknowledgment. The depicted research has been funded by the German Research Foundation DFG as part of the Cluster of Excellence «Integrative Production Technology for High-Wage Countries».

РАСЧЕТ ДЛИННОКОНТУРНЫХ ВОЛНОВОДОВ ДЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ ПЛАСТМАСС

И. К. СЕНЧЕНКОВ[1], О. П. ЧЕРВИНКО[1], С. М. ДЯЧЕНКО[2]
[1]Ин-т механики им. С.П. Тимошенко НАНУ, Киев, Украина
[2]ТОВ «Путск», Киев, Украина

Рассмотрены особенности частотно-модального контроля сонотродов (инструментов-волноводов) в форме протяженных прямоугольных пластин переменной толщины с поршневой формой перемещений на длинных гранях, которые реализуют протяженные швы при ультразвуковой сварке пластмасс. В стандартном подходе поршневое перемещение формируется системой щелей, в предлагаемом — для указанной цели используются модальные особенности колебаний пластин в окрестности частоты первого толщинного резонанса слоя. При этом высокий уровень однородности перемещений достигается при отсутствии щелей надлежащей модификацией формы остальных граней.

Современные ультразвуковые технологические установки используют колебания частотой 20–60 кГц мощностью до 10 кВт. Проектирование пластинчатых сонотродов является одной из основных задач реализации технологии ультразвуковой сварки. Наибольшую сложность представляет расчет длинноконтурных сонотродов, работающих в высокочастотной области резонансного спектра. Протяженность их рабочей поверхности $2a$ может существенно превышать половину длины волны в стержне λ_e, $2a > \lambda_e/2$. Проблема проектирования сонотрода состоит в обеспечении поршневого перемещения рабочей кромки, необходимого для образования однородного сварного шва. В сонотродах, имеющих форму протяженных прямоугольных пластин, планарные моды колебаний с однородным (поршневым) распределением нормальных перемещений вдоль одной из кромок формируются с помощью ряда узких щелей, перпендикулярных кромке [1–3] (рис. 1). Этим достигается декомпозиция продольных и поперечных планарных движений, и искомая мода формируется из синфазных квазистержневых (обычно полуволновых) мод ансамбля межщелевых сегментов. Особенности расчета и систематизация таких сонотродов изложены в работах [4–6]. Преимуществами щелевых сонотродов являются относительно низкая чувствительность частоты и формы колебаний к изменению основных размеров и большой опыт их проектирования, к недостаткам относится концентрация напряжений в окрестности концов щелей, которая является основной причиной усталостного разрушения инструмента. Это обстоятельство практически исключает применение таких сонотродов в режиме непрерывной сварки, при котором быстро набирается количество циклов до разрушения.

Для сонотродов характерно ступенчатое изменение толщины с сужением от поверхности возбуждения к рабочей поверхности для усиления перемещений. Расчеты и опыт показывают, что усталостные трещины появляются в окрестности конца щели в тонкой части сонотрода. Типичная картина таких трещин показана на рис. 2. При этом в толстой части трещины обычно не возникают, поэтому актуальной задачей является разработка длинноконтурных сонотродов, не имеющих концентраторов вблизи рабочей, наиболее напряженной, части сонотрода.

В работе [6] был предложен новый подход к формированию поршневых движений кромок пластинчатых сонотродов, основанный на использовании моды толщинного резонанса бесконечного слоя. К настоящему времени накоплен определенный опыт их проектирования и эксплуатации. В данной работе обобщены результаты этих исследований.

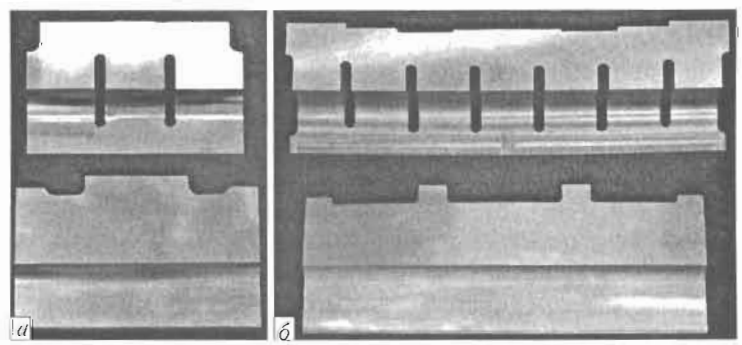


Рис. 1. Щелевой и толщинный вариант первого (*а*) и второго (*б*) сонотрода

© И. К. СЕНЧЕНКОВ, О. П. ЧЕРВИНКО, С. М. ДЯЧЕНКО, 2009

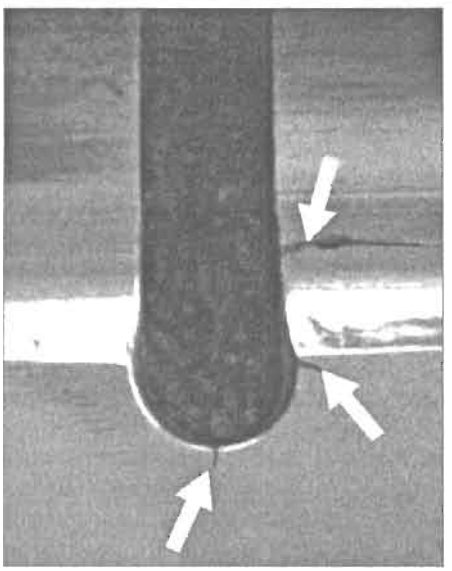


Рис. 2. Усталостные трещины у основания щели

Методология и задачи проектирования сонотродов. Типичная конфигурация пластинчатого сонотрода показана на рис. 3. При проектировании таких элементов в качестве базовых используются следующие параметры: $2a$ и $2b$ — длина рабочей поверхности и высота сонотрода; f — резонансная частота, кГц; k_y — коэффициент усиления нормальных перемещений на рабочей кромке; k_h — коэффициент однородности перемещений. Частота f обычно имеет значение 20, 40 и реже 60 кГц. Длина сонотрода определяется протяженностью сварного соединения. Коэффициент усиления — это отношение амплитуд нормального перемещения от точки возбуждения (обычно в центральной точке поверхности возбуждения) к нормальному перемещению рабочей поверхности, причем для малых толщин ($H_1 << \lambda_e$) справедлива оценка $k_y \approx H_1/H_2$; обычно $k_y = 1{,}5$–$4{,}0$. Значение k_y назначается априори, исходя из мощности генератора и условий свариваемости материала. Коэффициент однородности — отношение $k_h = \min u_y(x, -b)/\max u_y(x, -b)$; в зависимости от толщины свариваемой детали он изменяется в пределах 0,80–0,95.

Кроме указанных базовых параметров принимаются во внимание ограничения, определяющие усталостную прочность элемента, отстройку от паразитных частот в спектре, аномальную конфигурационно-частотную чувствительность сонотрода и

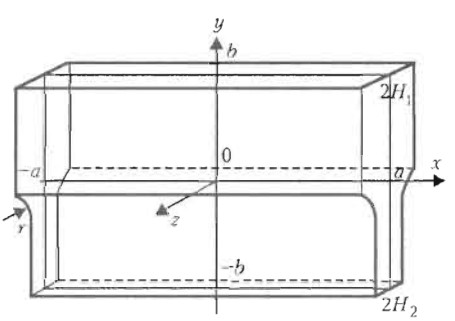


Рис. 3. Пластинчатый волновод

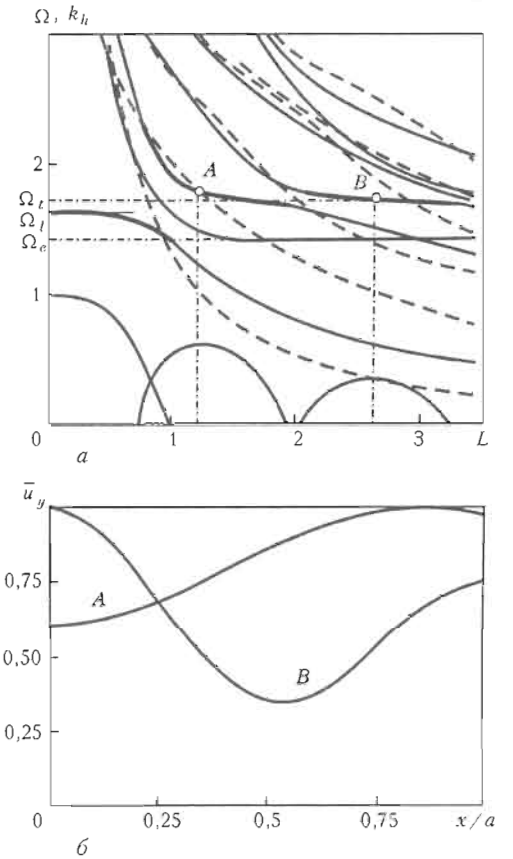


Рис. 4. Спектры мод: *а* — фрагмент резонансного спектра прямоугольной пластины; *б* — распределение нормальных перемещений на кромках пластины для точек *A* и *B* (пояснения см. в тексте)

т. п. В конкретных случаях ограничительные параметры могут становиться базовыми.

Задача проектирования состоит в том, чтобы по заданным значениям параметров f, $2a$, k_y и k_h определить конфигурацию сонотрода, отвечающего базовым и ограничительным параметрам.

Методологической основой решения этой задачи является спектр резонансных частот прямоугольной пластины постоянной толщины. Такой спектр симметричных мод колебаний пластины $|x| \le a$, $|y| \le b$ из материала с коэффициентом Пуассона $\nu = 0{,}34$ (алюминиевые сплавы) показан сплошными линиями на рис. 4, *а*. Здесь Ω — безразмерная частота; $\Omega = 2\omega b/\pi c_2$; ω — круговая частота; $c_2 = \sqrt{G/\rho}$;

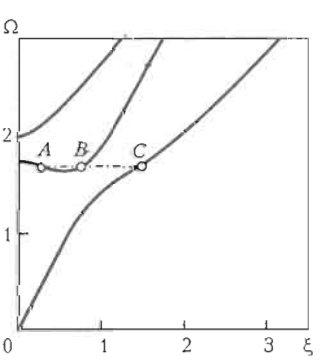


Рис. 5. Фрагмент дисперсионного спектра слоя (обозначения см. в тексте)

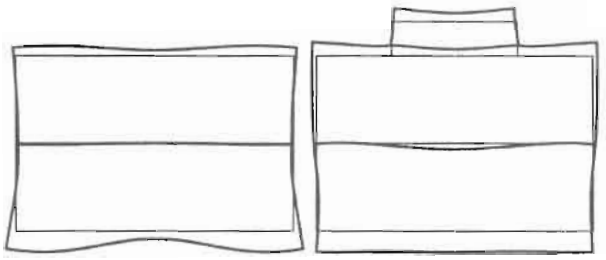


Рис. 6. Контурные колебания первого сонотрода

G — модуль сдвига; ρ — плотность; $L = a/b$. Штриховыми линиями показан спектр изгибных (симметричных по x и асимметричных по y) мод, которые также могут возбуждаться в сонотроде.

В рассматриваемой частотной области можно выделить ряд характерных частот. Для данной работы интерес представляет частота $\Omega_t \approx 1{,}74$ (т. е. частота второй серии плато, вдоль которых реализуется квазитолщинная мода колебаний). Для анализа структуры движений на этой моде обратимся к фрагменту дисперсионного спектра нормальных продольных волн в слое $|y| \le b$, $|x| < \infty$, представленному на рис. 5. Здесь ξ — безразмерная постоянная распространения; $\bar{\xi} = 2\xi b/\pi$; ξ — постоянная распространения. «Чистая» толщинная мода имеет идеально равномерное распределение перемещения u_y на гранях $|y| = b$ [7].

$$u_x = 0, \quad u_y = A \sin(\pi y/2b).$$

Ниже квазитолщинная мода в пластине определяется участками кривых спектра, вдоль которых на кромках пластины отсутствуют узлы нормального перемещения, т. е. выполняется условие $k_{l_i} > 0$. Обратимся снова к рис. 4. Анализ резонансного спектра пластины (см. рис. 4, *а*) показывает, что в движения, отвечающие центральным областям плато на частоте Ω_t, существенный вклад вносит полуволновая толщинная мода слоя. Это обстоятельство и обеспечивает относительно равномерное (без узлов) поле нормальных перемещений на сторонах $|y| = b$ пластины. Распределения нормированных перемещений $\bar{u}_y$, $\bar{u}_y = u_y(x, -b)/\max|u_y(x, -b)|$ для точек A и B (см. рис. 4, *а*) показаны на рис. 4, *б*. Этим точкам отвечают значения $L = 1{,}23$, $k_{l_i} = 0{,}61$ и $L = 2{,}63$, $k_{l_i} = 0{,}35$. Участки квазитолщинной моды показаны жирными линиями на кривых спектра на рис. 4, *а*. Жирной линией выделен также участок ветви первой продольной моды, выходящей из точки $\Omega = \Omega_l$, $L = 0$. Отвечающие им значения k_{l_i} представлены кривыми в нижней части рисунка. Видно, что зависимость $k_{l_i} = k_{l_i}(L)$ носит экстремальный характер, причем максимальные значения убывают с номером плато. Таким образом, можно выбрать пластину значительной длины, например, $2a = (1{,}5 - 2{,}0)\lambda_e$ и более, не имеющую узлов перемещений u_y на длинных гранях.

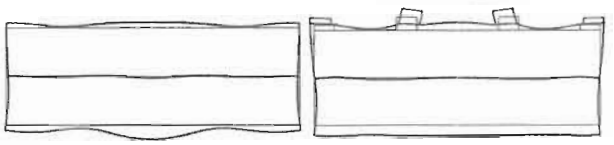


Рис. 7. Контурные колебания второго сонотрода

Сонотроды переменной толщины. С целью усиления перемещений на рабочей поверхности сонотоды изготавливаются в виде пластин ступенчато-переменной толщины:

$$H(y) = \begin{cases} H_2, & -b < y < 0, \\ H_1, & 0 < y < b. \end{cases}$$

Для снижения концентрации напряжений ступенька скругляется радиусом $r \ge H_1 - H_2$. Для достаточно тонких пластин ($H_1 \le \lambda_e/5$) планарные колебания можно моделировать в рамках уточненной постановки задачи о плоском напряженном состо-

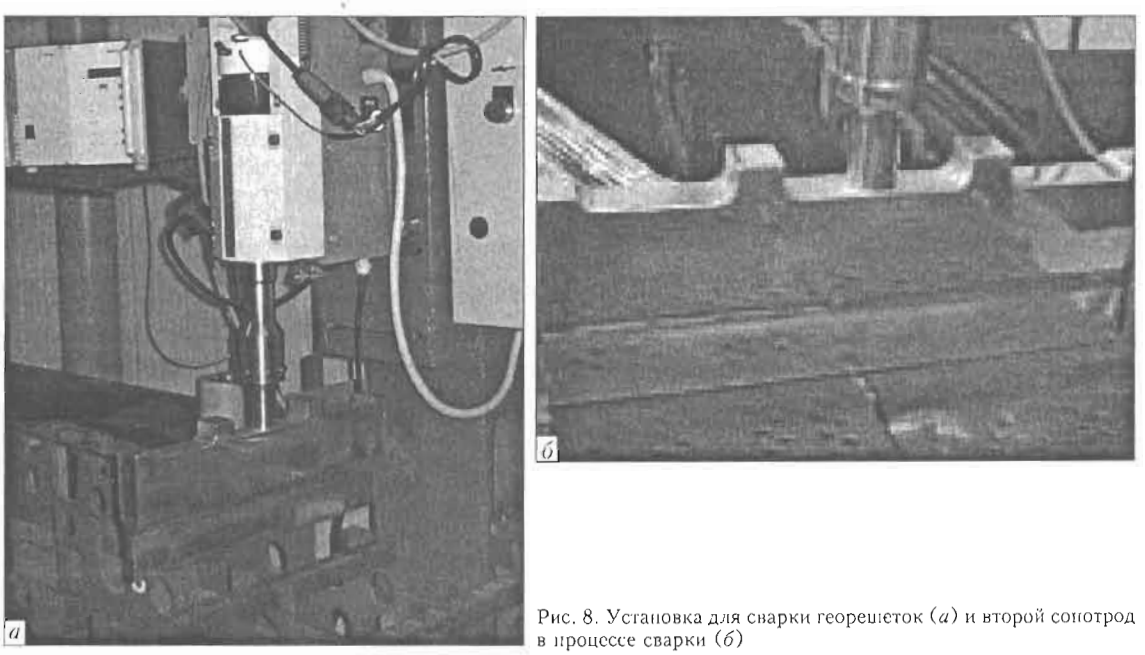


Рис. 8. Установка для сварки георешеток (*а*) и второй сонотрод в процессе сварки (*б*)

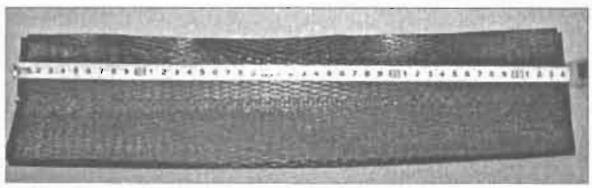


Рис. 9. Шов, выполненный ультразвуковой сваркой

янии, которая учитывает инерцию толщинных движений [8, 9]. Расчет пластин нерегулярной формы целесообразно проводить численными методами. В настоящей работе используется конечноэлементная методика, описанная в [8, 10]. В ее основе лежит лагранжева вариационная формулировка задачи для изотропного материала. Применяется восьмиузловой изопараметрический четырехугольный элемент.

Для иллюстрации данного подхода рассматриваются два сонотрода с размерами $L = 1{,}57$ и $L = 3{,}0$.

Выравнивание перемещения u_y на рабочей поверхности осуществляется с помощью выступов и впадин на верхней (нерабочей) и боковых гранях сонотрода. Для конкретизации их размеров и расположения разработана специальная методика, основанная на концепции конфигурационно-модальной чувствительности, позволяющей последовательно определять сначала положение первого выступа и его высоту, затем положение второго выступа и его высоту и т. д. При этом в качестве целевого выступает параметр k_h.

Контурные формы колебаний первого сонотрода ($L = 1{,}57$) в начальной и окончательной конфигурациях показаны на рис. 6. Видно, что однородное распределение имеет место лишь на нижней (рабочей) грани, тогда как изменяемость u_y на верхней грани весьма существенна. Технологические скругления достаточно малым радиусом в окрестности угловых точек не изменяют параметров сонотрода.

Перейдем к расчету второго сонотрода размером $L = 3{,}0$. Поскольку длина сонотрода значительна, требуемой однородности u_y с помощью одного выступа достичь не удается.

На рис. 7 показаны исходная и откорректированная контурные формы колебаний второго сонотрода.

Рассмотренные выше два сонотрода на квазитолщинной моде представлены в нижней части рис. 1. Для сравнения в верхней части показаны аналогичные по размерам элементы с традиционной щелевой конфигурацией. Полученные экспериментальные данные по частотам и формам колебаний хорошо согласуются с результатами расчета.

Представленные сонотроды внедрены и эксплуатируются в промышленных установках автоматической прессовой и непрерывной ультразвуковой сварки широкой номенклатуры изделий. В частности, второй сонотрод используется при сварке георешеток. Его внедрение позволило увеличить производительность в 2 раза за счет одновременной сварки двух ручьев георешеток. На рисунках 8, *а*, б показаны сварочная установка и второй сонотрод в процессе сварки, на рис. 9 — сварное соединение.

Выводы

Использование квазитолщинной моды колебаний в спектре пластин переменной толщины позволяет сформировать поршневой характер нормальных перемещений на кромках протяженных пластин без традиционно используемых для этих целей щелевых разрезов, которые являются концентраторами напряжений и, следовательно, причиной усталостного разрушения. Высокий уровень однородности перемещений достигается путем модификации кромок пластины с помощью выступов. Для практических целей возможно использование первых четырех плато квазитолщинной моды, ограниченных отношением длины пластины к высоте, равным 3. Для более протяженных пластин использование квазитолщинной моды ограничено плотностью спектра паразитных мод.

1. *Жук Я. А.* Модальный контроль планарных колебаний многосвязных пластин // Тр. XVIII науч. конф. мол. ученых Ин-та механики АН Украины (Киев, 18–21 мая 1993). — Ч. 2. — С. 44–48.
2. *Adachi K., Ucha S.* Modal vibration control of large ultrasonic tools with the use of wave trapped born // JASA. — 1990. — **87**, No. 1. — P. 208–214.
3. *Andoh E., Kagawa Y.* FE simulation of a ultrasonic vibrator for plastics welding // Proc. of IEEE Ultrasonic Symp. (San-Francisko, 1985). — No. 1. — P. 565–566.
4. *Сенченков И. К., Червинко О. П., Дяченко С. М.* Особенности расчета и возбуждения плоских длиннокоитурных волноводов-инструментов для ультразвуковой обработки материалов // Зб. праць акуст. симп. «КОНСОНАНС» (Киев, 1–3 жовтня 2003). — С. 219–222.
5. *Сенченков И. К.* Модальная классификация и проектирование сонотродов для ультразвуковой обработки материалов // Акуст. вестник. — 1998. — № 4. — С. 55–64.
6. *Жук Я. А., Козлов В. И., Сенченков И. К.* Новый класс волноводов, применяемых при ультразвуковой сварке пластмасс // Там же. — 1966. — **42**, № 4. — С. 517–521.
7. *Гринченко В. Т., Мелешко В. В.* Гармонические колебания и волны в упругих телах. — Киев: Наук. думка, 1981. — 284 с.
8. *О возможностях* уточненного метода расчета планарных колебаний пластинчатых тел / И. К. Сенченков, Е. И. Беспалова, В. И. Козлов, С. Н. Якименко // Прикл. механика. — 1991. — **27**, № 11. — С. 69–70.
9. *К расчету* колебаний и виброразогрева пластин переменной толщины / И. К. Сенченков, В. И. Козлов, С. Н. Якименко, Н. П. Нестеренко // Там же. — 1992. — **28**, № 5. — С. 64–69.
10. *Потураев В. Н., Дырда В. И., Карнаухов В. Г. и др.* Термомеханика эластомерных элементов конструкций при циклическом нагружении / Под ред. Потураева В. Н. — Киев: Наук. думка, 1987. — 288 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОССТАНОВИТЕЛЬНО-УПРОЧНЯЮЩЕЙ НАПЛАВКИ ИЗНОШЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ВБЛИЗИ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ

И. К. СЕНЧЕНКОВ[1], О. П. ЧЕРВИНКО[1], И. А. РЯБЦЕВ[2], О. Г. КУЗЬМЕНКО[2]
[1]Ин-т механики им. С. П. Тимошенко НАНУ, Киев, Украина
[2]Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

С помощью метода конечных элементов проведено математическое моделирование процесса наплавки изношенных деталей вблизи концентраторов эксплуатационных напряжений. Выполнен сравнительный анализ двух схем наплавки изношенных зубьев шестерни самоизмельчающей мельницы с точки зрения послеремонтной усталостной прочности. Дано сопоставление экспериментальных и расчетных данных.

В работах [1, 2] решены задачи по остаточным напряжениям в наплавленных роликах. В настоящей работе на примере зуба шестерни исследуются остаточные напряжения при наплавке в окрестности концентратора напряжения (основания зуба).

Форма изношенного зуба шестерни и две схемы его восстановления показаны на рис. 1, *а–в*.

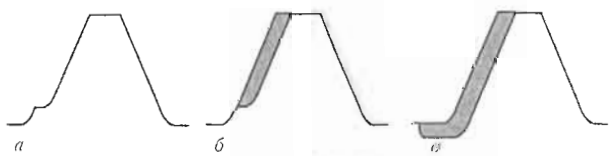


Рис. 1. Схемы восстановления (*б, в*) изношенного зуба (*а*) шестерни

Первая схема (рис. 1, *б*) — восстановительная — имеет целью восстановление формы зуба до исходной конфигурации путем наплавки на изношенную поверхность. Цель второй схемы (рис. 1, *в*) — восстановительно-упрочняющей — не только восстановить форму зуба, но и заменить наплавленным материалом поврежденную часть в зоне концентрации напряжений у основания зуба.

Тут характерным является существенное различие в распределении остаточных напряжений для двух схем после наплавки, что может оказывать влияние на послеремонтный усталостный ресурс детали.

Математическое моделирование остаточных напряжений. Поскольку разрушение зуба шестерни происходит путем образования усталостной трещины у основания зуба, экспериментально-теоретическое исследование можно проводить на образцах более простой формы, имеющих аналогичный концентратор напряжений. Выбранная форма образца показана на рис. 2.

Принятые размеры согласованы с определяющими размерами зуба заштрихованный участок — область гладкого закрепления; нагрузка на конце вызывает консольный изгиб образца из стали 40Х.

Напряженно-деформированное состояние образца под действием поперечной нагрузки. Данные расчеты проводились с целью моделирования напряженно-деформированного состояния в образце при усталостных испытаниях. Максимальное значение общей отнулевой нагрузки $Q = \sigma^0 S_{нагр} = 1$ т, что соответствует напряжению $\sigma_{yy} = \sigma_0 = 70$ МПа.

Конечноэлементная сетка показана на рис. 3. В качестве эквивалентного напряжения, ответственного за усталостное разрушение, выбирается максимальное главное напряжение σ_1. Математическая постановка задачи термовязкопластичности приведена в работах [1, 2], для расчета концентрации фаз распада переохлажденного аустенита использовали термокинетическую диаграмму из [3]. Рассматривается плоское (в плоскости XOY) напряженное состояние. Задача решалась методом конечных элементов, использовался четырехугольный восьмиузловой изопараметрический элемент. В образце будет две зоны концентрации напряжений — в окрестности скругления и на границе области закрепления.

Остаточные напряжения при восстановительной наплавке (по схеме 1). Перед наплавкой образец подогревался до температуры 200 °С. На рис. 4 штриховой показана наплавленная область, а также изолинии максимального главного остаточного напряжения σ_1; жирной точкой указано место достижения максимального на контуре значения σ_1 =

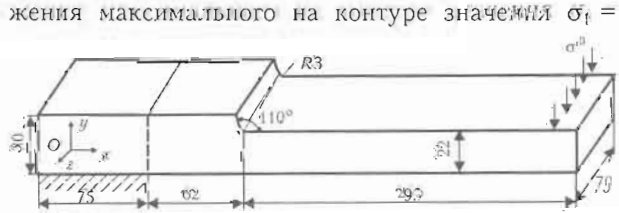


Рис. 2. Образец для усталостных испытаний

© И. К. СЕНЧЕНКОВ, О. П. ЧЕРВИНКО, И. А. РЯБЦЕВ, О. Г. КУЗЬМЕНКО,

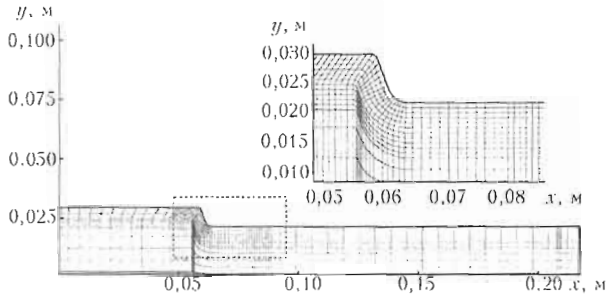


Рис. 3. Конечноэлементная разбивка области

= 190 МПа. Это напряжение действует на площадке, нормальной к контуру. Значения среднего напряжения $\sigma_0 = 1/3\sigma_{kk}$ также невелики, причем имеются обширные зоны сжимающих напряжений. Их наличие обусловлено присутствием значительной доли мартенситной фазы как в наплавленном, так и в основном материале образца, примыкающем к зоне наплавки. При этом уровень пластических деформаций, оцениваемый по интенсивности ε_i^p, не превышает 2 %. Для напряженного состояния наплавленного образца, подвергнутого последующей отнулевой нагрузке с максимальным значением $\sigma^0 = 70$ МПа в точке максимума циклического нагружения, с учетом максимальных значений, указанных на рис. 4, с хорошей точностью выполняется принцип суперпозиции остаточных и циклических напряжений:

$$\sigma_{1ост} = 190 \text{ МПа}, \ \sigma_{1цикл} = 399 \text{ МПа}, \ \sigma_{1цикл+ост} = 580 \text{ МПа}.$$

Это обусловлено близостью точек и согласованием площадок действия максимальных остаточных и осциллирующих циклических напряжений, а также отсутствием дополнительных пластических деформаций при наложении пульсирующей нагрузки, т. е. наложение происходит упруго. Возникающий при этом асимметричный цикл нагрузки за счет остаточных напряжений уже не является отнулевым. Этот цикл для максимального главного напряжения σ_1 показан сплошной кривой *1* на рис. 5.

Остаточные напряжения при восстановительно-упрочняющей наплавке (по схеме 2). Наплавляемая область показана штриховой на рис. 6. Перед наплавкой образец подогревался до температуры 200 °С. На рис. 6 показаны также изолинии максимального главного остаточного напряжения σ_1. Жирной точкой отмечено место достижения максимального на контуре значения $\sigma_1 = 24$ МПа. Это напряжение действует на площадке, перпендикулярной контуру.

Структурное состояние материала в области наплавки достаточно однородное: 60 % бейнита + 40 % мартенсита. Пластические деформации по интенсивности ε_i^p не превышают 2 %. Напряженное состояние наплавленного образца, подвергнутого последующей отнулевой нагрузке с максимальным значением $\sigma^0 = 70$ МПа в точке максимума циклического нагружения, удовлетворяет принципу суперпозиции:

$$\sigma_{1ост} = 24 \text{ МПа}, \ \sigma_{1цикл} = 399 \text{ МПа},$$
$$\sigma_{1цикл+ост} = 396 \text{ МПа}.$$

Сравнение двух схем наплавки. Усталостные характеристики образцов, наплавленных по схемам 1 и 2. Формирование высоких остаточных напряжений в окрестности основания зуба в первой схеме существенно повышает асимметрию цикла, при этом повышается и максимальное значение суммарных напряжений при наложении отнулевой циклической нагрузки испытательного или эксплуатационного характера. Во второй схеме суммарные максимальные напряжения в цикле σ_{max} существенно ниже. Для сравнительной оценки предела циклической выносливости схем предположим, что наплавленный металл изначально не имеет повреждений. Воспользуемся зависимостью, представленной на рис. 7 [4]. Здесь σ_a и σ_m соответственно амплитуда и среднее напряжение цикла; σ_{max} —

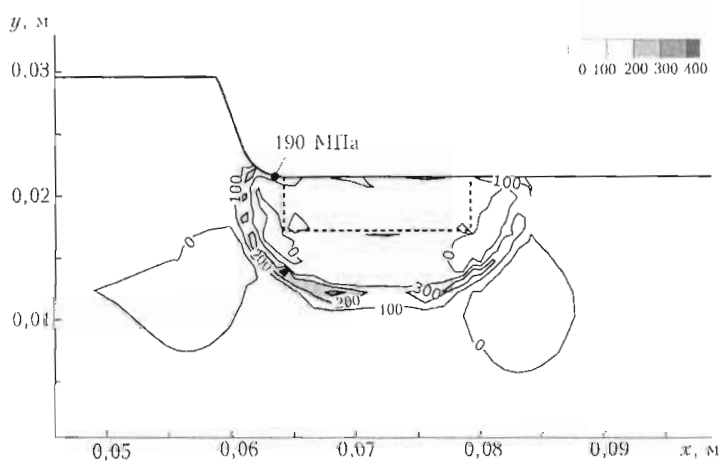


Рис. 4. Остаточные напряжения при восстановительной наплавке (схема 1)

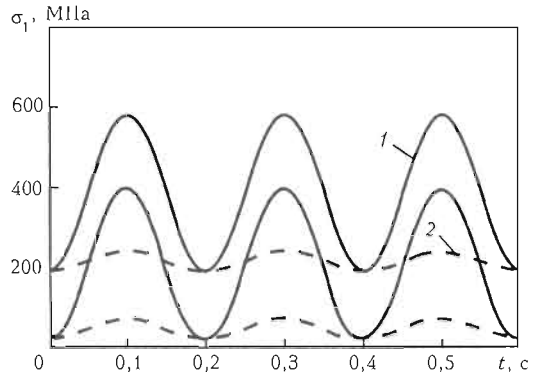


Рис. 5. Напряжения при циклических испытаниях наплавленных образцов (пояснения см. в тексте)

предел выносливости при симметричном изгибном цикле; σ_{02} — предел текучести:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}, \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}.$$

Указанная зависимость хорошо аппроксимируется линейной функцией

$$\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1b}}\right) = 1 - 0{,}412\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{0,2}}\right). \qquad (1)$$

В циклах *1* и *2* по рис. 5 получаем следующие значения средних напряжений для схем 1 и 2:

$$\sigma_{m1} = 390 \text{ МПа}, \ \sigma_{m2} = 224 \text{ МПа}. \qquad (2)$$

Для оценки ресурса необходимо трансформировать предельные соотношения типа (1) в кривые усталости. Положим, что соотношение (1) выполняется не только для предельной амплитуды, но и для всей кривой $\sigma_a(N)$ и что форма кривой усталости не изменяется в зависимости от параметра σ_m и определяется кривой усталости для симметричного цикла

$$\sigma_{as} = \sigma_{as}(N). \qquad (3)$$

Тогда на основе предельного соотношения (1) и обозначения (3) получаем кривую усталости по параметру среднего напряжения:

$$\sigma_a(N, \sigma_m) = \sigma_{as}(N)\left(1 - 0{,}412\,\frac{\sigma_m}{\sigma_{0,2}}\right). \qquad (4)$$

Очевидно, что в качестве основы для получения кривых усталости могут быть использованы и другие известные предельные соотношения типа Гудмана, Гербера и др. [4].

Были рассмотрены четыре следующих типа образцов:

1 — исходный, термообработанный (закалка: нагрев 850 °С, выдержка 1 ч, охлаждение в масло; отпуск: нагрев 500 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе);

2 — исходный, наплавленный (наплавка шириной 15 мм, глубиной 5 мм на расстоянии 5 мм от концентратора, схема 1);

3 — исходный, предварительно нагруженный на 100 тыс. циклов, наплавленный по схеме 1;

4 — исходный, предварительно нагруженный на 100 тыс. циклов, наплавленный (наплавка шириной 25 мм, глубиной 5 мм в зоне концентратора, схема 2).

Результаты расчета по формуле (4) для значений (2) для схем 1 и 2 показаны соответствующими кривыми на рис. 8: кривая *1* отвечает симметричному циклу для гладкого образца; *2* — для образца с надрезом ($\alpha_\sigma = 3{,}0$); *3* — отнулевому циклу, расчет по кривой *2*; *4* — кривая усталости для наплавки по схеме 2; *5* — по схеме 1. Результаты испытаний образцов на усталость показаны символами, они отвечают среднему количеству циклов до появления трещины длиной 3–4 мм, определенному по трем образцам каждого типа. Незаштрихованным кружком показано усредненное значение количества циклов до разрушения для образца без наплавки (тип образца 1); *3* — соответствующая усталостная кривая. Образец типа 2 (это образец типа 1, не нагруженный предварительно), наплавленный по схеме 1, демонстрирует примерно

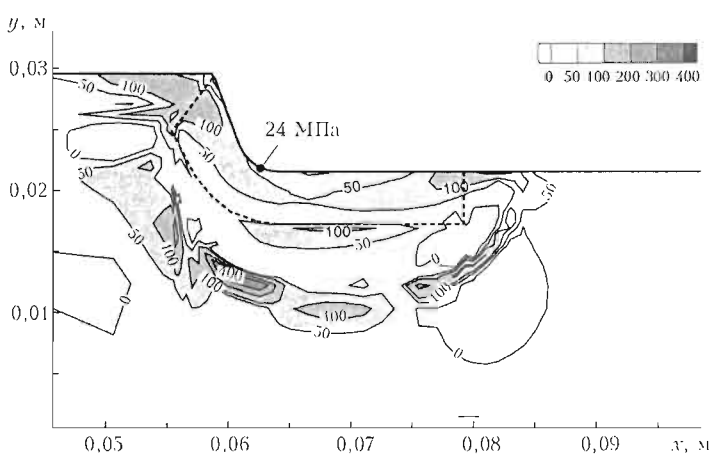


Рис. 6. Остаточные напряжения при восстановительно-упрочняющей наплавке (схема 2)

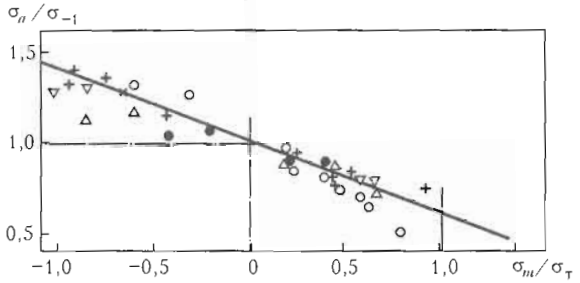


Рис. 7. Диаграммы $\sigma_a - \sigma_m$ для средних напряжений растяжения и сжатия: ○ — алюминиевый сплав BS1476; ● — NiCrMo сталь; + — углеродистая сталь; Δ — дуралюмин; ∇ — мягкая сталь; × — алюминиевый сплав 34S-T

то же количество циклов до разрушения, что и образец типа 1.

Влияние схемы наплавки на усталостную прочность наглядно иллюстрируется результатами испытаний образцов типа 3 и 4. Экспериментальные усталостные характеристики образцов, наплавленных по схеме 1 (образцы типа 3), представлены заштрихованным кружком и квадратом, наложенными на теоретическую усталостную кривую *5*. Заштрихованный кружок отвечает количеству циклов до появления трещины длиной 3–4 мм, заштрихованный квадрат — количеству циклов до полного разрушения. Усталостные характеристики образцов, наплавленных по схеме 2 (образцы типа 1), обозначены заштрихованным и незаштрихованным треугольниками, которым отвечает теоретическая кривая *4*.

Выводы

1. Результаты усталостных испытаний удовлетворительно согласуются с моделью (1), учитывающей влияние среднего напряжения на усталостную прочность материала.

2. Усталостная прочность образцов, наплавленных по схеме 2, несколько превосходит прочность исходного образца, но этот факт не следует считать

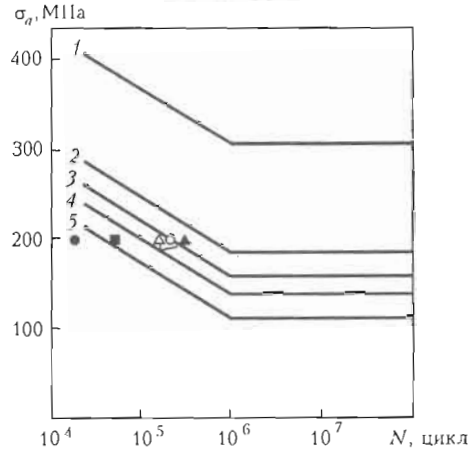


Рис. 8. Расчетные кривые усталости (пояснения см. в тексте)

характерным в силу ограниченного количества образцов.

3. Несмотря на ограниченный объем экспериментальных данных, можно заметить, что предварительно циклически нагруженные образцы, наплавленные по схеме 2, имеют на порядок больший по количеству циклов послеремонтный ресурс, чем образцы, наплавленные по схеме 1, вследствие значительно меньших растягивающих остаточных наплавочных напряжений.

1. *Сенченков И. К.* Термомеханическая модель растущих цилиндрических тел из физически нелинейных материалов // Прикл. механика. — 2005. — **41**, № 9. — С. 118–126.
2. *Расчет* остаточных напряжений при многослойной наплавке цилиндрических деталей на основе теории наращивания вязкопластических тел / И. К. Сенченков, И. А. Рябцев, Е. Турык, Г. А. Табиева // Сварочн. пр-во. — 2005. — № 9. — С. 18–25.
3. *Попов А. А., Попова Л. Е.* Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник термиста. — М.; Свердловск: ГНТТИ маш. лит, 1961. — 430 с.
4. *Трощенко В. Т., Сосновский Л. А.* Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справочник. — Киев: Наук. думка, 1978. — Ч. 1. — 506 с.; Ч. 2. — 1304 с.

ДЕТЕРМИНИРОВАННЫЙ ХАОС В ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ЦЕПИ СО СВАРОЧНОЙ ДУГОЙ

В. Н. СИДОРЕЦ
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

Исследована автономная электрическая цепь со сварочной дугой, которая описывается тремя обыкновенными дифференциальными уравнениями. При изменении двух параметров наблюдались режимы периодических и хаотических колебаний, а также много видов бифуркаций. Произведена классификация путей перехода к детермированному хаосу. В основу классификации были положены два свойства: мягкость либо жесткость возникновения; обратимость либо необратимость процесса. При подробном исследовании бифуркационных диаграмм особый интерес представляло окно с периодом $1T$, которое присутствует почти на всех бифуркационных диаграммах. Это существенное отличие исследуемой системы от известных, например, логистического уравнения. С целью исследования этого явления строились функции отображения исследуемой системы.

Исследования нелинейной электрической цепи с дугой [1–5], показанной на рис. 1, дает богатый материал для дальнейших исследований.

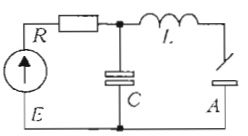


Рис. 1. Электрическая цепь с дугой, в которой возможно возникновение хаотических колебаний

Электрическая цепь с дугой описывается тремя уравнениями, два из которых — уравнения Кирхгофа для контура и узла, а третье — уравнение модели электрической дуги [6]. В безразмерном виде система нелинейных дифференциальных уравнений имеет вид:

$$x = \frac{1}{L}\left(y - xz^{\frac{n-1}{2}}\right);$$
$$y = \frac{1}{RC}\left(1 + R - y - Rx\right), \qquad (1)$$

где R, L, C — соответственно сопротивление, индуктивность и емкость электрической цепи; n — показатель степени в степенной аппроксимации статической вольтамперной характеристики дуги; x, y, z — безразмерные ток индуктора, напряжение на конденсаторе и квадрат тока дуги [6] соответственно.

В этой нелинейной цепи с электрической дугой было обнаружено наличие детерминированного хаоса [1].

Бифуркационные диаграммы странных аттракторов и их свойства. Исследование свойств детерминированного хаоса требует применения специальных методов и методик, одной из которых является построение бифуркационных диаграмм. Для этого по оси абсцисс откладывают значения бифуркационного параметра, по оси ординат — одну из координат точек сечения Пуанкаре. Нами в качестве плоскости сечения выбиралась полуплоскость

$$x^2 - z = 0, \qquad (2)$$

когда $x > 1$. Согласно уравнению системы (1) при такой плоскости точки сечения Пуанкаре будут максимумами (амплитудами) колебаний переменной z.

Бифуркационные диаграммы показывают не только эволюцию хаотических колебаний, но и неоднородность хаоса. В хаосе присутствуют окна периодических решений. Кратность периода этих решений не совпадает с кратностями периодов каскада удвоения периода. Особый интерес представляет окно с периодом $1T$, наличие которого не предсказывает современная теория.

Свойства масштабной инвариантности, подобия и самоподобия бифуркационных диаграмм позволило сделать классификацию структур, которые присутствуют в диаграммах на различных масштабных уровнях [3]. Классификация проводилась по двум важным свойствам:

- мягкость или жесткость возникновения хаоса или периодичности;
- обратимость или необратимость процесса при увеличении и уменьшении бифуркационного параметра. В исследуемой системе были обнаружены три основные структуры, которые обладают следующими свойствами:
- мягкость и обратимость;
- жесткость и необратимость;
- жесткость и обратимость.

По нашему мнению, и окна периодичности, и структуры бифуркационных диаграмм напрямую связаны с периодическими решениями системы (1).

Методика получения периодических решений. Для исследования этого вопроса было решено проследить поведение периодических решений в области хаоса. Устойчивое периодическое решение в результате, например, бифуркации удвоения периода может становиться неустойчивым, но оно не исче-

© В. Н. СИДОРЕЦ, 2009

зает, хотя и не наблюдается в явном виде. Более того, именно наличие бесконечного числа неустойчивых периодических решений определяет свойства хаоса.

Для нахождения периодических решений (устойчивых и неустойчивых) применялся метод стрельбы и его модификация [7]. Кратко напомним суть метода. Задача Коши для системы дифференциальных уравнений (1) заменяется краевой задачей. Однако в отличие от классической краевой задачи краевые условия задаются в одной и той же точке, но через период T. Если задаться одним из краевых условий, например,

$$\bar{x} = 1 = \text{const}, \tag{3}$$

задача сводится к решению системы нелинейных алгебраических уравнений:

$$\begin{aligned} F_1(C, T, \bar{y}, \bar{z}) &\equiv x(C, T, \bar{y}, \bar{z}) - \bar{x} = 0; \\ F_2(C, T, \bar{y}, \bar{z}) &\equiv y(C, T, \bar{y}, \bar{z}) - \bar{y} = 0; \\ F_3(C, T, \bar{y}, \bar{z}) &\equiv z(C, T, \bar{y}, \bar{z}) - \bar{z} = 0. \end{aligned} \tag{4}$$

Из четырех величин $(C, T, \bar{y}, \bar{z})$ *выбирались три:* $(T, \bar{y}, \bar{z})$, $(C, \bar{y}, \bar{z})$, $(C, T, \bar{y})$ *в качестве неизвестных, и система решалась методом Ньютона–Рафсона с использованием соответствующих матриц Якоби:*

$$DF = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial T} & \frac{\partial x}{\partial \bar{y}} & \frac{\partial x}{\partial \bar{z}} \\ \frac{\partial y}{\partial T} & \frac{\partial y}{\partial \bar{y}} - 1 & \frac{\partial y}{\partial \bar{z}} \\ \frac{\partial z}{\partial T} & \frac{\partial z}{\partial \bar{y}} & \frac{\partial z}{\partial \bar{z}} - 1 \end{bmatrix}; \tag{5}$$

$$DF = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial C} & \frac{\partial x}{\partial \bar{y}} & \frac{\partial x}{\partial \bar{z}} \\ \frac{\partial y}{\partial C} & \frac{\partial y}{\partial \bar{y}} - 1 & \frac{\partial y}{\partial \bar{z}} \\ \frac{\partial z}{\partial C} & \frac{\partial z}{\partial \bar{y}} & \frac{\partial z}{\partial \bar{z}} - 1 \end{bmatrix}; \tag{6}$$

$$DF = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial C} & \frac{\partial x}{\partial T} & \frac{\partial x}{\partial \bar{z}} \\ \frac{\partial y}{\partial C} & \frac{\partial y}{\partial T} & \frac{\partial y}{\partial \bar{z}} \\ \frac{\partial z}{\partial C} & \frac{\partial z}{\partial T} & \frac{\partial z}{\partial \bar{z}} - 1 \end{bmatrix}. \tag{7}$$

Чтобы найти производные решений по начальным условиям, периоду и параметру, система (1) дополнялась системой в вариациях. В основном применялся первый набор неизвестных, кроме случаев прохождения особенностей. Метод стрельбы позволяет получать как устойчивые, так и неустойчивые периодические решения.

Результаты исследования периодических решений и их обсуждение. Наши исследования показали, что периодические решения в нелинейной цепи с электрической дугой имеют складчатую структуру (рис. 2). Складки формируются постепенно при возрастании параметра L и амплитуды переменной z. При малых значениях параметра L функция зависимости амплитуды переменной z от бифуркационного параметра C монотонная. При увеличении параметра L на этой функции появляются складки, размах которых увеличивается с возрастанием L.

Складка образуется в результате тангенциальной бифуркации для циклов, когда два периодических решения (устойчивое и неустойчивое) сливаются и уничтожают друг друга, или, как пишут некоторые исследователи, «из сгущения траекторий» рождаются два периодических решения (устойчивое и неустойчивое). При возрастании амплитуды периодических решений участки аттракторов (мультипликатор отрицательный) и репеллеров (мультипликатор положительный) чередуются. При подходе к складке со стороны аттрактора наблюдается каскад удвоения периода. Количество складок может быть большим. Например, при $L = 0{,}1$ удалось обнаружить девять складок. При больших значениях параметра L количество складок, которые удалось обнаружить, не так велико. Это объясняется вычислительными трудностями

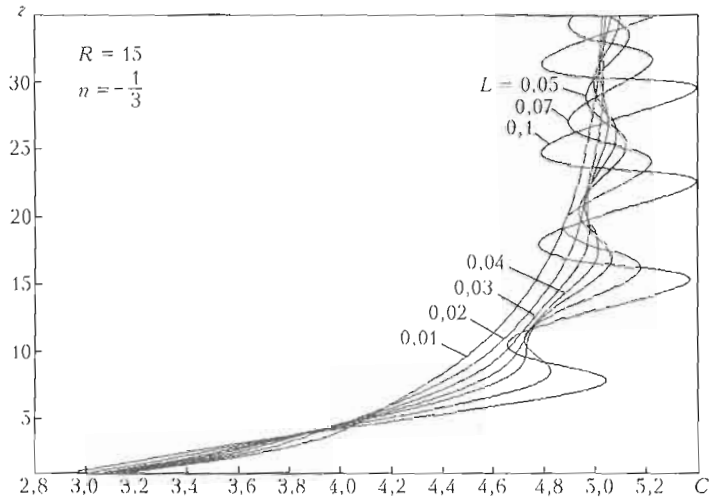


Рис. 2. Складчатая структура периодических решений при малых значениях параметра L

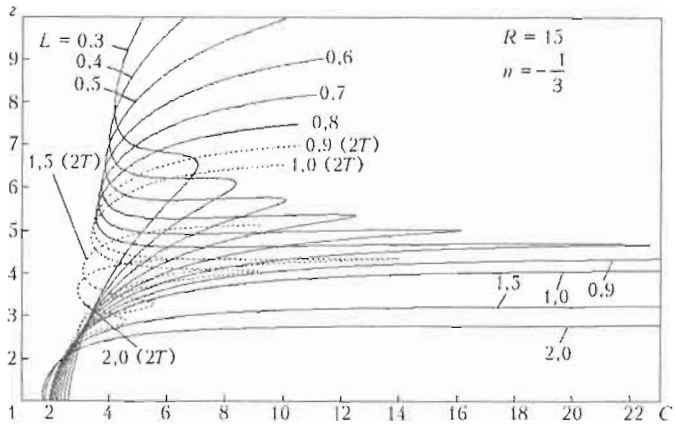


Рис. 3. Складчатая структура периодических решений при высоких значениях параметра L (периодические решения с периодом $2T$ показаны штриховой)

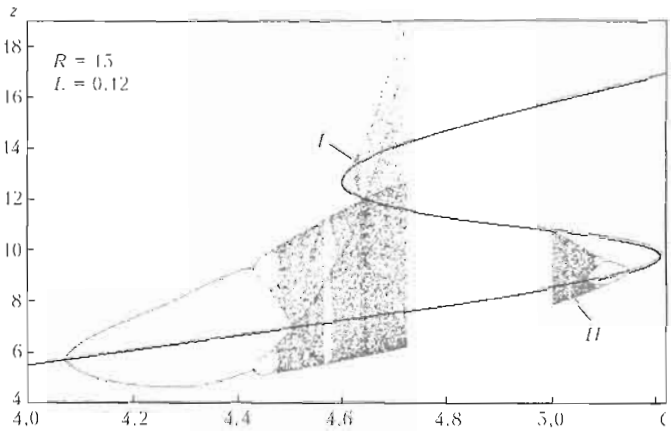


Рис. 4. Иллюстрация методики наложения периодических решений на бифуркационную диаграмму: I, II — изолированные участки бифуркационных диаграмм

при нахождении решений с большими величинами мультипликаторов. Наличием складок можно объяснить периодическое окно $1T$ [4]. Первая левая складка (рис. 3) как раз и соответствует этому окну. Это наблюдается только до $L = 0{,}8$. При значениях параметра $L = 0{,}9$ и выше первой левой складкой является складка решения с двойным периодом, а, значит, и окно в хаосе будет иметь кратность $2T$.

Новые аспекты понимания сути явлений дает способ наложения линий периодических решений на бифуркационные диаграммы. Этот способ иллюстрирует рис. 4.

Представляет также интерес явление, пересечения репеллера и хаотических колебаний, т. н. кризис странного аттрактора. В результате кризиса возникают изолированные области бифуркационных диаграмм (см. рис. 4), которые невозможно обнаружить путем обыкновенного физического или численного эксперимента [3].

Выводы

1. Нелинейные электрические цепи со сварочной дугой демонстрируют большое разнообразие периодических и хаотических колебаний.

2. Свойства масштабной инвариантности, подобия и самоподобия бифуркационных диаграмм, характерные для синергетических систем, позволяют сделать классификацию структур, присутствующих на диаграммах на различных масштабных уровнях, но не могут предсказать появление этих структур.

3. Обнаруженная складчатая структура периодических решений помогает понять свойства бифуркационных диаграмм и предсказывать их.

4. Знание фундаментальных свойств цепей со сварочной дугой позволит разработать новые и усовершенствовать существующие дуговые сварочные процессы и технологии.

1. *Сидорец В. Н., Пентегов И. В.* Возникновение и структура странного аттрактора в RLC-цепи с электрической дугой // Технич. электродинамика. — 1993. — № 2. — С. 28–32.
2. *Sidorets V.* Properties of the bifurcations and chaotic oscillations in electric circuit with arc // Abstr. of Int. Conf. on Nonlinear Dynamics (Kharkov, Sept. 14–16, 2004). — P. 69–70.
3. *Сидорец В. Н.* Структуры бифуркационных диаграмм электрических цепей с дугой // Технічна електродинаміка. — 1998. — № 6. — С. 15–18.
4. *Сидорець В. М., Пентегов І. В.* Сценарії розвитку детермінованого хаосу в електричному колі з дугою // Укр. фіз. журнал. — 1994. — 39, № 11/12. — С. 1080–1083.
5. *Сидорец В. Н.* Странные аттракторы в нелинейных цепях с электрической дугой // Моделирование-2006: Сб. тр. конф. (Киев, 16–18 мая 2006). — Киев: ИПМЭ им. Г. Е. Пухова, 2006. — С. 403–409.
6. *Пентегов И. В., Сидорец В. Н.* Энергетические параметры в математической модели динамической сварочной дуги // Автомат. сварка. — 1988. — № 11. — С. 36–40.
7. *Сидорец В. Н.* Метод многократной стрельбы для исследования бифурканий динамических систем // Электронное моделирование. — 2006. — 28, № 4. — С. 3–13.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГАЗОДИНАМИКИ, ТЕПЛО- И МАССООБМЕНА В ПОТОКЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПАРА ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ С ГЛУБОКИМ ПРОПЛАВЛЕНИЕМ

С. Б. СУХОРУКОВ, И. В. КРИВЦУН, В. Н. СИДОРЕЦ
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

Предложена самосогласованная математическая модель процессов испарения металла, поверхностной конденсации и газодинамики металлического пара внутри парогазового канала, формирующегося в сварочной ванне при лазерной сварке с глубоким проплавлением. Проведен численный анализ тепловых и газодинамических характеристик потока пара в парогазовом канале при лазерной сварке низкоуглеродистой стали. Исследовано влияние газодинамических процессов на состояние пара, заполняющего канал, его давление на стенку канала и теплообмен в ванне расплава за счет процессов испарения и конденсации на ее свободной поверхности. Разработана математическая модель процессов тепло- и массопереноса в потоке металлического пара, истекающего из парогазового канала во внешнюю газовую среду. Выполнено численное моделирование указанных процессов при истечении струи металлического пара (железо) в покоящийся газ (аргон, гелий) атмосферного давления. Определены пространственные распределения температуры, скорости и концентрации металлического пара в парогазовом факеле, возникающем над поверхностью металла при лазерной сварке с глубоким проплавлением.

Процессы соединения и обработки материалов с использованием высококонцентрированных источников тепловой энергии привлекают в последнее время все большее внимание исследователей. Одним из таких процессов является лазерная сварка металлов в режиме глубокого, или «кинжального», проплавления. Необходимая для реализации данного технологического процесса плотность мощности излучения в сфокусированном лазерном пучке должна быть не менее 10^5 Вт/см^2 [1]. Под воздействием такого концентрированного источника энергии свариваемый металл не только плавится, но и локально перегревается до температур, превышающих температуру его кипения. Подобный нагрев вызывает интенсивное испарение металла и разлет пара, сопровождающийся появлением реактивной силы, искривляющей поверхность расплава [1, 2]. В результате в ванне расплавленного металла формируется заполненный металлическим паром глубокий и узкий канал, который называется парогазовым (ПГК).

Имеется большое количество публикаций, посвященных теоретическому исследованию и математическому моделированию физических явлений, протекающих при лазерной сварке с глубоким проплавлением [3, 4], изучению закономерностей формирования ПГК [5–7] и его устойчивости [8, 9], которая определяет стабильность процесса сварки. Вместе с тем при описании процесса испарения металла и газодинамических процессов в потоке металлического пара, определяющих давление на поверхность расплава и, в конечном итоге, форму и размеры ПГК, в большинстве указанных работ используются достаточно грубые приближения, а именно: либо пар внутри канала предполагается равновесным (насыщенным) [3, 8], либо его скорость вблизи испаряющейся поверхности выбирается равной местной скорости звука [7]. Подобные приближения не позволяют корректно рассчитать газодинамические характеристики течения пара в ПГК, а, следовательно, и распределение полного (включая реактивное) давления пара на стенку канала. Кроме того, авторы указанных работ не рассматривают возможность конденсации металлического пара на некоторой части поверхности канала, что в совокупности с интенсивным испарением остальной поверхности расплава может существенно влиять на локальный энергетический баланс этой поверхности.

Основными задачами данной работы являются разработка самосогласованной математической модели процессов испарения металла, поверхностной конденсации и газодинамики металлического пара как внутри ПГК, так вне его (в парогазовом факеле, возникающем над поверхностью свариваемого металла при лазерной сварке с глубоким проплавлением), а также детальный численный анализ тепловых и газодинамических характеристик потока пара. Важной особенностью такой модели должен быть учет неравновесности пара, связанной с возможностью его оттока от поверхности расплавленного металла (испарение) или притока к ней (конденсация), движением пара вдоль канала и последующим истечением во внешнюю газовую среду.

Модель процессов испарения металла, поверхностной конденсации и газодинамики металлического пара в парогазовом канале. Предлагаемая математическая модель основывается на аппрок-

© С. Б. СУХОРУКОВ, И. В. КРИВЦУН, В. Н. СИДОРЕЦ, 2009

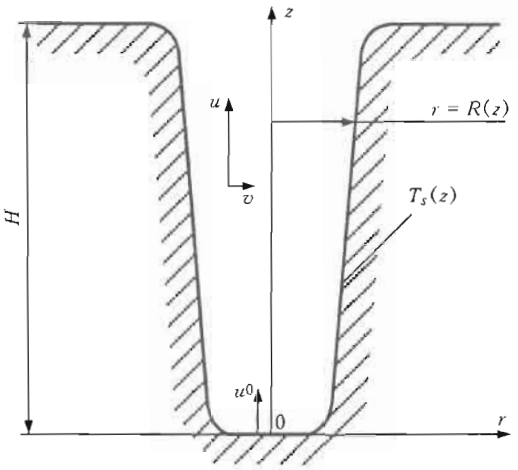


Рис. 1. Аппроксимация ПГК осесимметричным углублением в расплаве

симации реального парогазового канала соответствующим осесимметричным углублением в расплаве (рис. 1), свободная поверхность, которого в цилиндрической системе координат задается зависимостью $r = R(z)$. Здесь $R(z)$ — локальное значение радиуса ПГК, который предполагается медленно изменяющимся по длине канала. Вместо известного (определяемого из решения уравнения переноса тепла в свариваемом металле) пространственного распределения температуры свободной поверхности расплава при построении модели вводится эффективное осесимметричное распределение температуры стенки ПГК $T_s(z)$. Возможностью объемной конденсации металлического пара как внутри, так и вне парогазового канала пренебрегается. Наконец, предполагается, что пар, заполняющий канал и истекающий из него, не ионизирован, что является достаточно хорошим приближением в случае лазерной сварки с использованием коротковолнового излучения твердотельных лазеров.

Зависимость давления насыщенного пара p_s вблизи поверхности расплавленного металла от его температуры может быть определена с помощью уравнения Клапейрона–Клаузиуса, записанного, например, в виде [1]

$$p_s = p_0 \exp\left[\frac{\lambda}{k}\left(\frac{1}{T_b} - \frac{1}{T_s}\right)\right], \qquad (1)$$

где p_0 — атмосферное давление; k — постоянная Больцмана; λ — работа выхода атома из расплава; T_b — температура кипения металла (температура, при которой давление насыщенного пара равно атмосферному). Для учета влияния неравновесности пара, возникающей при конвективном режиме испарения или поверхностной конденсации, на его характеристики вблизи стенки ПГК используем подход, предложенный в работе [10] для описания процесса быстрого поверхностного испарения металлов в условиях интенсивного лазерного воздействия и обобщенный в [11] для случая поверхностной конденсации. Суть данного подхода заключается в рассмотрении тонкого кнудсеновского слоя, формирующегося в паровой фазе вблизи границы с жидким металлом, как газодинамического разрыва при определенных предположениях относительно вида функций распределения частиц пара на границах этого слоя и использовании балансных соотношений, получаемых с помощью законов сохранения потоков частиц, потоков их импульса и энергии.

Для обоснования правомерности использования такого подхода следует принять во внимание, что в условиях лазерной сварки с глубоким проплавлением толщина слоя Кнудсена, равная нескольким длинам свободного пробега частиц пара ($L_K \le 10^{-2}$ мм), существенно меньше радиуса ПГК ($R \le 1$ мм). Последнее означает, что кнудсеновский слой можно считать плоским и локально одномерным, а границу газодинамической области течения пара в ПГК совместить с поверхностью канала.

В рамках такого рассмотрения можно получить систему алгебраических уравнений для нахождения распределений по длине канала температуры $\overline{T}(z)$, массовой плотности $\overline{\rho}(z)$ (или давления $\overline{p}(z)$) металлического пара на границе кнудсеновского слоя с газодинамической областью течения [10, 11]:

$$\begin{cases} \dfrac{\overline{T}}{T_s} = 1 + \dfrac{\overline{m}^2\pi}{32}\left(1 - \dfrac{8}{\overline{m}\sqrt{\pi}}\sqrt{1 + \dfrac{\overline{m}^2\pi}{64}}\right); \\ \dfrac{\overline{\rho}}{\rho_s} = \left\{\left(\overline{m}^2 + \dfrac{1}{2}\right)\exp\left(\overline{m}^2\right)\left[1 - \Phi\left(\overline{m}\right)\right] - \dfrac{\overline{m}}{\sqrt{\pi}}\right\}\dfrac{T_s^{1/2}}{\overline{T}^{1/2}} + \\ + \dfrac{1}{2}\left\{1 - \overline{m}\sqrt{\pi}\exp\left(\overline{m}^2\right)\left[1 - \Phi\left(\overline{m}\right)\right]\right\}\dfrac{T_s}{\overline{T}}, \end{cases} \qquad (2)$$

где $\overline{m}(z) = \overline{v}\left(\dfrac{M_1}{2k\overline{T}}\right)^{1/2}$; M_1 — масса атома металла; $\overline{v}(z)$ — локальное значение среднемассовой скорости его движения по нормали к поверхности канала ($\overline{v} > 0$ соответствует испарению, $\overline{v} < 0$ — конденсации); $\rho_s(z) = \dfrac{p_s M_1}{kT_s}$ — плотность насыщенного пара, соответствующая данному значению $T_s(z)$; $\Phi(x) = \dfrac{2}{\sqrt{\pi}}\int_0^x \exp(-\xi^2)d\xi$ — интеграл вероятности. Здесь и далее все величины, относящиеся к границе газодинамической области течения, будем отмечать чертой над буквой.

Считая металлический пар одноатомным идеальным газом, его газостатическое давление на указанной границе можно определить с помощью известного соотношения

$$\overline{p} = \frac{\overline{\rho}k\overline{T}}{M_1}, \qquad (3)$$

а распределение полного (с учетом реактивной составляющей) давления $P(z)$, оказываемого движущимся (расширяющимся или конденсирующимся) паром на поверхность ПГК, используя выражения [1]:

$$P = \overline{p}\left(1 + \frac{5}{3}\overline{\mathrm{M}}^2\right), \qquad (4)$$

где $\overline{M}(z) \equiv \overline{v}/\overline{s}$ — значение числа Маха на границе газодинамической области со слоем Кнудсена; $\overline{s} = \sqrt{5kT/3M_1}$ — местная скорость звука. Необходимо отметить, что скорость пара на этой границе должна быть ограничена условием $\overline{M} \le 1$ [10].

Расчетные значения безразмерных величин $\overline{\rho}/\rho_s$, $\overline{T}/T_s$, $\overline{p}/p_s$ и величины P/p_s, характеризующей давление на поверхность расплава, в зависимости от числа Маха потока пара через границу газодинамической области представлены в таблице. Как следует из приведенных данных, при увеличении скорости оттока пара от испаряющейся поверхности его газостатическое давление и давление на указанную поверхность становятся значительно ниже соответствующего давления насыщенного пара. Что касается величин $\overline{p}/p_s$ и P/p_s в случае поверхностной конденсации, то их значения могут намного превышать p_s.

Проведенный анализ кнудсеновского слоя вблизи поверхности расплава не дает информации о величине $\overline{M}$ потока пара через границу газодинамической области течения. Иными словами, нормальная к поверхности расплава скорость пара здесь может быть выбрана произвольно без нарушения законов сохранения при переходе через кнудсеновский слой [10]. Этот результат не является необычным, поскольку то же самое справедливо и в отношении условий Рэнкина–Гюгонио для ударных волн [12]. Распределение величины $\overline{v}$ (или $\overline{M}$) вдоль поверхности ПГК должно определяться только на основе решения газодинамических уравнений, описывающих течение пара в этом канале.

Для моделирования газодинамики и теплового состояния металлического пара в рассматриваемом осесимметричном канале (см. рис. 1) используем систему уравнений, описывающих ламинарное движение сжимаемого газа [12]. Полагая, что аксиальная (в направлении оси канала) компонента скорости течения пара $u(r, z)$ существенно больше радиальной компоненты $v(r, z)$, и считая изменения всех величин наиболее существенными в радиальном направлении, эту систему уравнений можно записать в приближении пограничного слоя для внутренних осесимметричных течений [13]:

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(r\rho v) + \frac{\partial}{\partial z}(r\rho u) = 0; \qquad (5)$$

$$\rho\left(v\frac{\partial u}{\partial r} + u\frac{\partial u}{\partial z}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\eta\frac{\partial u}{\partial r}\right) - \frac{d\overline{p}}{dz}; \qquad (6)$$

$$\rho C_p\left(v\frac{\partial T}{\partial r} + u\frac{\partial T}{\partial z}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\chi\frac{\partial T}{\partial r}\right) + u\frac{d\overline{p}}{dz} + \eta\left(\frac{\partial u}{\partial r}\right)^2, \qquad (7)$$

где $\rho(T, \overline{p})$ – массовая плотность; $\eta(T)$, $\chi(T)$ – коэффициенты динамической вязкости и теплопроводности пара; C_p — его удельная теплоемкость при постоянном давлении; $T(r, z)$ — пространственное распределение температуры в потоке пара. Поскольку в рамках приближения пограничного слоя давление постоянно по его сечению [13], в этих уравнениях используется соответствующее значение газостатического давления пара вблизи стенки ПГК $\overline{p}(z)$.

Распределение величины $d\overline{p}/dz$, а, следовательно, и давления пара $\overline{p}$ по длине канала может быть найдено из интегрального условия баланса массового расхода пара через поперечное сечение ПГК [14] с учетом поступления пара в газодинамическую область (за счет испарения стенки) или его ухода (за счет конденсации на стенке канала):

$$G(z) \equiv 2\pi\int_0^{R(z)} r\rho(r, z)u(r, z)dr =$$

$$= G(0) + 2\pi\int_0^z R(r)\overline{\rho}(z)\overline{v}(z)dz. \qquad (8)$$

Здесь $G(0)$ — массовый расход пара в начальном сечении канала (при $z = 0$), а величина $\overline{\rho}(z)$ выражается через плотность насыщенного пара $\rho_s(z)$, соответствующую заданной температуре поверхности ПГК $T_s(z)$, и скорость пара $\overline{v}(z)$, определяемую в каждом сечении канала с помощью уравнений (2) и соотношения (3) при подстановке в него найденного значения $\overline{p}(z)$.

Для замыкания системы уравнений (5)–(7) необходимо определить зависимости плотности, удельной теплоемкости и коэффициентов переноса металлического пара от температуры и давления. Учитывая сделанное ранее предположение о том, что пар является идеальным одноатомным газом, по аналогии с (3) можем записать

$$\rho = M_1 n_1 = \frac{\overline{p}M_1}{kT}, \qquad (9)$$

Характеристики пара у поверхности расплава при конвективном испарении и поверхностной конденсации

$\overline{M}$		$\overline{T}/T_s$		$\overline{\rho}/\rho_s$		$\overline{p}/p_s$		P/p_s	
0		1		1		1		1	
0,05	−0,05	0,980	1,021	0,927	1,081	0,908	1,104	0,912	1,108
0,1	−0,1	0,960	1,041	0,861	1,171	0,827	1,219	0,841	1,240
0,2	−0,2	0,922	1,084	0,748	1,384	0,690	1,501	0,736	1,602
0,4	−0,4	0,851	1,175	0,576	1,985	0,490	2,333	0,621	2,956
0,6	−0,6	0,785	1,274	0,457	2,693	0,358	3,774	0,573	6,039
0,8	−0,8	0,725	1,380	0,371	4,619	0,269	6,376	0,556	13,181
1,0	−1,0	0,669	1,495	0,308	7,531	0,206	11,256	0,549	30,023

где n_1 — концентрация атомов металлического пара, а его теплоемкость при постоянном давлении можем определить как [15]

$$C_p = \frac{5}{2}\frac{k}{M_1}. \qquad (10)$$

Что касается коэффициентов вязкости и теплопроводности металлического пара, то, например, в рамках модели твердых упругих шариков эти величины могут быть рассчитаны следующим образом [16]:

$$\chi = \frac{75}{64}\frac{\sqrt{k^3T}}{\sqrt{\pi M_1 r_1^2}}; \quad \eta = \frac{5}{16}\frac{\sqrt{kTM_1}}{\sqrt{\pi r_1^2}}, \qquad (11)$$

где r_1 — эффективный радиус атома металла.

Для решения системы газодинамических уравнений (5)–(7) необходимо также задать соответствующие краевые и начальные (входные) условия на границах расчетной области $\{0 \le r \le R(z);\ 0 \le z \le H\}$ (см. рис. 1). Граничные условия на оси ПГК выбираются из соображений, что течение пара обладает цилиндрической симметрией:

$$\frac{\partial u}{\partial r} = 0;\ v = 0;\ \frac{\partial T}{\partial r} = 0 \text{ при } r = 0. \qquad (12)$$

На боковой поверхности канала, точнее, на внешней границе кнудсеновского слоя, полагается, что касательная к поверхности компонента скорости пара равна нулю, а его температура выбирается равной соответствующему значению температуры на границе газодинамической области, определяемому по известным значениям $T_s(z)$ и $\overline{v}(z)$ при помощи первого уравнения (2), т. е.

$$u = 0;\ T(z) = \overline{T}(z) \text{ при } r = R(z) \qquad (13)$$

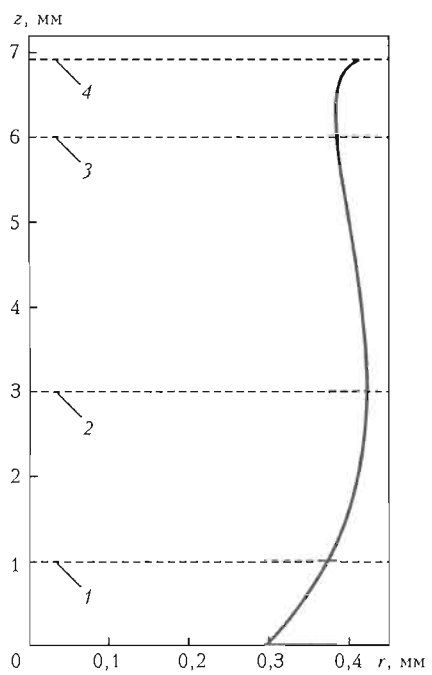


Рис. 2. Форма и размеры ПГК, используемые при проведении расчетов: *1–4* — контрольные сечения канала

Входные условия на дне ПГК задаются исходя из предположения, что здесь существует некоторая скорость пара u^0, направленная вдоль оси OZ и постоянная по сечению канала:

$$u(r) = u^0;\ v(r) = 0;\ T(r) = \overline{T}(0) \text{ при } z = 0. \qquad (14)$$

Здесь величина $\overline{T}(0)$, как и ранее, может быть найдена с помощью первого уравнения (2) при подстановке в него $T_s(0)$ и $\overline{v}(0) = u^0$. Выбранные условия позволяют определить входящий в интегральный баланс (8) массовый расход пара в начальном сечении канала:

$$G(0) = \pi R^2(0)\overline{\rho}(0)u^0, \qquad (15)$$

где $\overline{\rho}(0)$ — соответствующее указанным выше значениям температуры и скорости металлического пара значение его плотности; и вычислить также давление пара вблизи дна канала $\overline{p}(0)$, которое может быть рассчитано с помощью соотношения (3). Наконец, для нахождения неизвестной величины u^0 можно использовать условие

$$\overline{p}(H) = \overline{p}(0) + \int_0^H \frac{d\overline{p}}{dz}dz, \qquad (16)$$

где $\overline{p}(H)$ — давление металлического пара на выходе из канала, равное давлению во внешней газовой среде.

Численный анализ характеристик течения пара внутри парогазового канала. Система нелинейных дифференциальных уравнений (5)–(7) решалась численно, методом конечных разностей с использованием основной разностной схемы для интегрирования уравнений пограничного слоя [17]. Уравнения второго порядка (6), (7) аппроксимировались по неявной двухслойной шеститочечной разностной схеме, а уравнение первого порядка (5) — по явной четырехточечной. Полученная алгебраическая система разностных уравнений решалась методом прогонки с применением итераций.

На основе описанной вычислительной схемы было создано соответствующее программное обеспечение и проведен детальный численный анализ тепловых и газодинамических характеристик течения металлического пара (железо) в ПГК заданной формы. При проведении расчетов использовались зависимости температуры поверхности расплава $T_s(z)$ и радиуса ПГК $R(z)$, полученные с помощью математической модели [3] для условий лазерной сварки низкоуглеродистой стали (мощность лазерного пучка 2,5 кВт, радиус пучка в фокальной плоскости 0,25 мм, фокусное расстояние линзы 150 мм, скорость сварки 0,8 см/с, защитный газ — гелий, давление во внешней среде — атмосферное). Форма и размеры такого канала представлены на рис. 2.

Радиальные распределения скорости и температуры металлического пара в контрольных сечениях рассматриваемого канала показаны на рис. 3. Как следует из приведенных здесь расчетных данных,

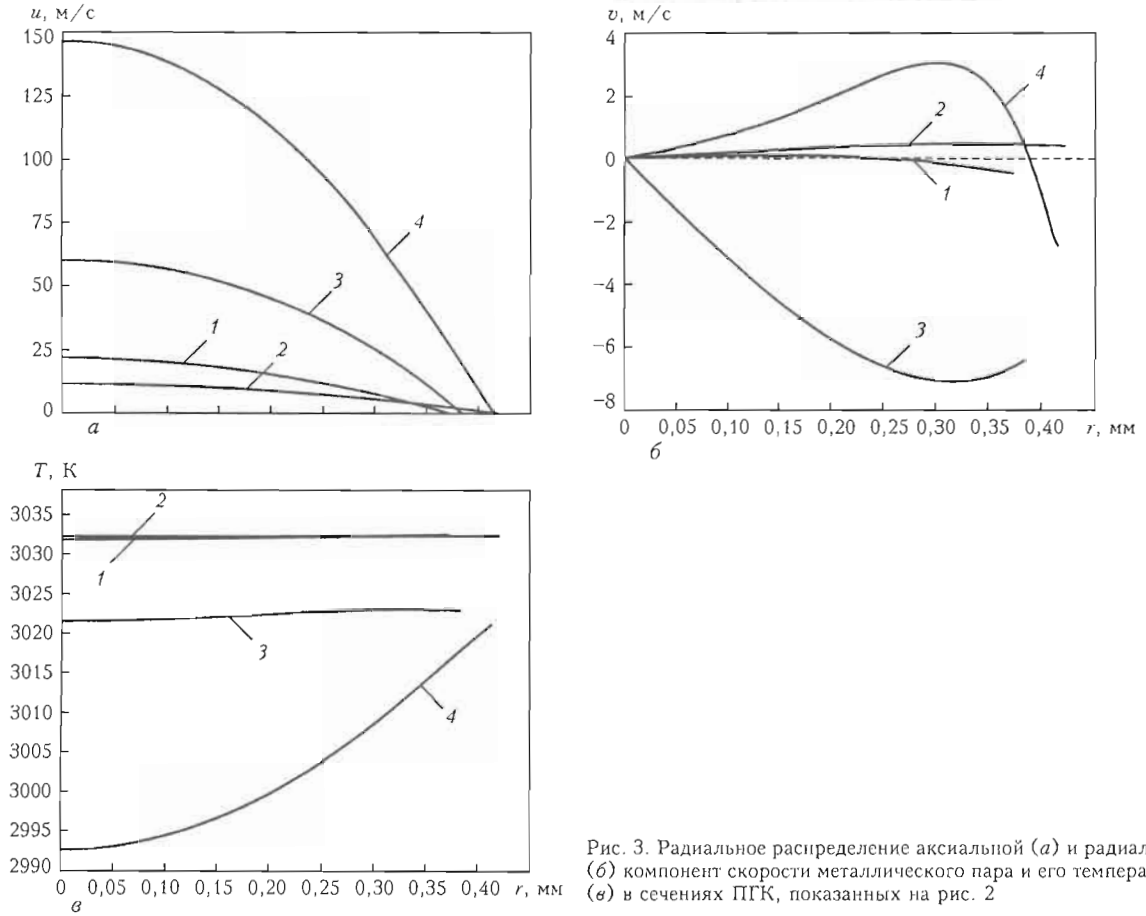


Рис. 3. Радиальное распределение аксиальной (*а*) и радиальной (*б*) компонент скорости металлического пара и его температуры (*в*) в сечениях ПГК, показанных на рис. 2

аксиальная компонента скорости пара во всех сечениях ПГК имеет наибольшее значение на его оси и убывает до нуля по мере приближения к стенке канала (см. рис. 3, *а*), а ее профиль напоминает профиль скорости при течении Пуазейля [12]. На выходе из канала (при $z = H = 6{,}9$ мм) максимальная скорость пара достигает значений около 150 м/с. Расчетные значения радиальной компоненты скорости оказываются существенно меньшими (см. рис. 3, *б*), что позволяет полностью оправдать использование приближения пограничного слоя, вместе с тем течение пара в радиальном направлении имеет достаточно сложную структуру. Вблизи дна ПГК (при $z = 1$ мм) радиальная скорость практически равна нулю, за исключением небольшой области, примыкающей к боковой стенке канала, где v отрицательна, что соответствует движению пара от испаряющейся поверхности к оси ПГК (кривая *1* на рис. 3, *б*). При $z = 3$ мм радиальная скорость становится положительной по всему сечению канала (кривая *2*), что означает переход от испарения стенки к поверхностной конденсации пара. Далее (при $z = 6$ мм) пар опять движется от испаряющейся стенки к оси канала (кривая *3*) и, наконец, в выходном сечении (при $z = 6{,}9$ мм) пар в приосевой зоне ПГК движется в направлении стенки, а в пристеночной — в направлении оси канала (кривая *4*).

Расчет температуры металлического пара показал, что наименьшей температурой в любом сечении канала обладает пар, находящийся в приосевой зоне, причем по мере приближения к выходному сечению канала неравномерность распределения температуры усиливается (см. рис. 3, *в*). Это связано с известным эффектом охлаждения пара при его расширении [12, 15].

Распределения скорости пара на оси $u_0(z) \equiv u(0, z)$ и вблизи стенки канала $v_R(z) \equiv v(R, z) = -\overline{v}(z)$ по его глубине представлены на рис. 4. Как следует из рис. 4, *а*, при движении металлического пара вдоль ПГК пар вначале ускоряется, потом несколько тормозится, а затем снова ускоряется. Это связано с изменением его массового расхода через поперечное сечение ПГК вследствие процессов испарения и поверхностной конденсации на стенке канала. Действительно, радиальная скорость пара у стенки канала (на границе газодинамической области) отрицательна вблизи дна ПГК (см. рис. 4, *б*), т. е. пар втекает в канал, что соответствует участку испарения; затем при $z > 1{,}4$ мм она становится положительной, что соответствует участку поверхностной конденсации и, как следствие, уменьшения величин G и u_0; наконец, при $z > 3{,}7$ мм поверхностная конденсация опять сменяется испарением стенки, причем величина $\overline{v}$ достигает вблизи выходного сечения максимального значения, составляющего около 15 м/с (см. рис. 4, *б*).

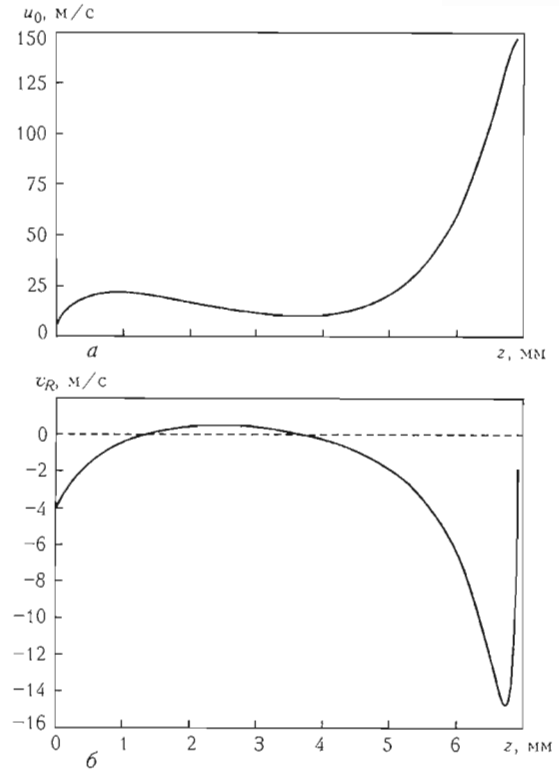


Рис. 4. Распределение аксиальной скорости металлического пара на оси ПГК (*а*) и радиальной скорости пара вблизи поверхности расплава (*б*) по глубине канала

Наличие участка поверхностной конденсации пара хорошо видно и на рис. 5, 6, где показано распределение температуры, а также давления пара по длине канала. Как следует из представленных на этом рисунке расчетных данных, температура и давление пара вблизи стенки ПГК на участке $1{,}4 < z < 3{,}7$ мм превышают соответствующие значения T_s и p_s (ср. кривые *1*, *2* на рис. 5 и 6), т. е. здесь имеет место конденсация металлического пара на поверхности канала. Что касается числовых значений давления пара и его полного (включая реактивное) давления на стенку канала, то, например, вблизи выходного сечения ПГК указанные величины могут быть почти на $5 \cdot 10^3$ Па меньше, чем

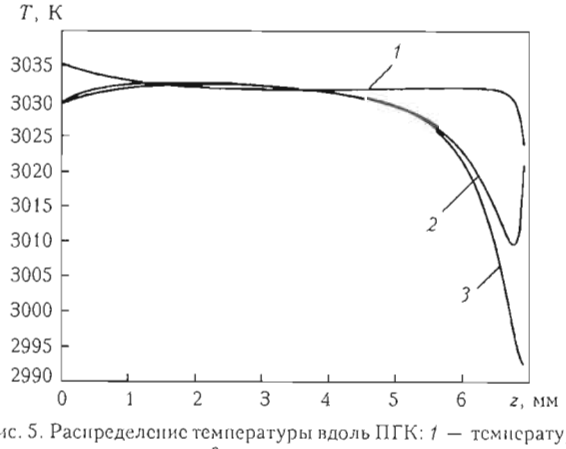


Рис. 5. Распределение температуры вдоль ПГК: *1* — температура поверхности расплава; *2* — температура металлического пара вблизи этой поверхности; *3* — температура пара на оси канала

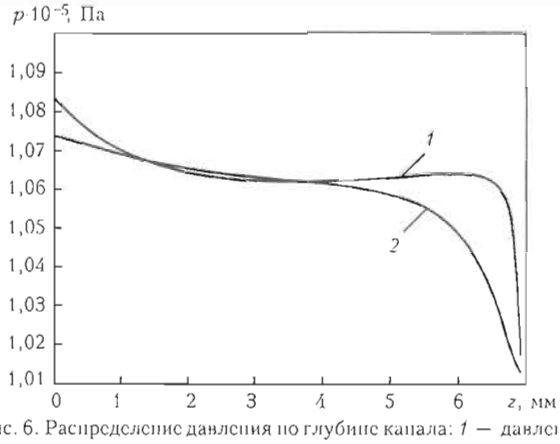


Рис. 6. Распределение давления по глубине канала: *1* — давление насыщенного пара, соответствующее данному значению температуры поверхности ПГК; *2* — давление металлического пара, полученное в результате решения газодинамической задачи

при использовании модели насыщенного пара (см. рис. 6). Таким образом, при определении формы парогазового канала, а, следовательно, и распределения мощности лазерного излучения, поглощаемого свободной поверхностью расплава, следует, вообще говоря, учитывать газодинамику пара внутри ПГК.

Еще одним фактором, который может оказаться существенным при рассмотрении энергетического баланса поверхности ПГК, является теплообмен за счет процессов испарения и поверхностной конденсации металлического пара на стенке канала. На рис. 7 показано распределение по глубине канала теплового потока, переносимого металлическим паром через поверхность ПГК:

$$q(z) = \frac{\overline{\rho}(z)}{M_1}\,\overline{v}(z)\left[\lambda + \frac{5}{2}\,k\overline{T}(z) + \frac{1}{2}\,M\overline{v}^2(z)\right]. \qquad (17)$$

Как следует из расчетных данных, представленных на этом рисунке, поверхность парогазового канала можно разделить на три участка. Участок положительного теплового потока на стенку канала (нагрев за счет поверхностной конденсации пара и выделяющейся при этом энергии связи атомов в расплаве) разделяет два участка, где пар уносит энергию (охлаждение поверхности расплава в резуль-

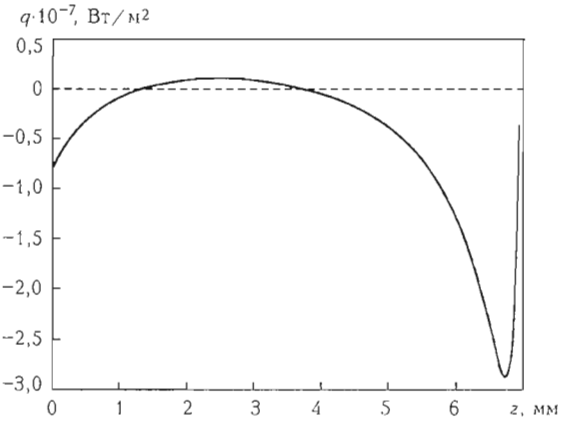


Рис. 7. Распределение по глубине канала потока тепла, переносимого паром через его поверхность

тате испарения). Максимальное по абсолютной величине значение потока тепла, уносимого паром с поверхности ПГК, достигается вблизи выхода из канала и составляет порядка $3 \cdot 10^7$ Вт/м^2. Полученные значения теплового потока, переносимого паром, свидетельствуют о необходимости его учета при анализе процессов теплообмена на поверхности сварочной ванны в условиях лазерной сварки с глубоким проплавлением.

Модель конвективной диффузии металлического пара во внешней газовой среде. При рассмотрении истечения струи металлического пара из ПГК во внешнюю газовую среду и формирования парогазового факела будем предполагать, что внешний (защитный) газ является инертным (аргон, гелий), т. е. не вступает в химические реакции с атомами металла, а степень ионизации образующейся парогазовой смеси пренебрежимо мала. В этом случае для моделирования процессов тепло- и массопереноса в потоке пара, истекающего из рассматриваемого канала, также можно использовать систему газодинамических уравнений в приближении пограничного слоя (5)–(7), дополнив ее уравнением конвективной диффузии атомов металла во внешнем газе [13]:

$$\rho\left(v\frac{\partial m_1}{\partial r}+u\frac{\partial m_1}{\partial z}\right)=\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\rho D_{1,2}\frac{\partial m_1}{\partial r}\right). \qquad (18)$$

Здесь $\rho = \rho_1 + \rho_2$; $\rho_1 = M_1 n_1$; $\rho_2 = M_2 n_2$, где n_2, M_2 — концентрация и масса атомов защитного газа; $m_i = \rho_i/\rho$ — относительные массовые концентрации металлической ($i = 1$) и газовой ($i = 2$) компонент в парогазовой смеси. Температурная зависимость коэффициента диффузии атомов пара во внешнем газе $D_{1,2}(T)$ в рамках модели твердых упругих шариков может быть определена с помощью выражения [16]

$$D_{1,2}=\frac{3}{8nr_{1,2}^2}\left(\frac{kT}{2\pi M_{1,2}}\right)^{1/2}, \qquad (19)$$

где $n = n_1 + n_2$ — полная концентрация атомов в смеси; $M_{1,2} = \dfrac{M_1 M_2}{M_1 + M_2}$ — приведенная масса; $r_{1,2} = (r_1 + r_2)/2$, где r_2 — радиус атома газа.

Для вычисления коэффициентов переноса $\eta(T)$ и $\chi(T)$ парогазовой смеси, входящих в уравнения (6) и (7), использовали правила смеси [18]:

$$\eta=\sum_{i=1}^{2}\left(\frac{n_i}{\sum_{j=1}^{2} n_j L_{i,j}}\right)\eta_i; \quad \chi=\sum_{i=1}^{2}\left(\frac{n_i}{\sum_{j=1}^{2} n_j L_{i,j}}\right)\chi_i. \qquad (20)$$

Здесь η_i, χ_i — парциальные значения вязкости и теплопроводности металлической ($i = 1$) и газовой ($i = 2$) компонент, вычисляемые по формулам (11), а L_{ij} определяются выражением

$$L_{i,j}=\sqrt{\frac{2M_{i,j}}{M_i}\frac{r_{i,j}^2}{r_i^2}}. \qquad (21)$$

Для расчета удельной теплоемкости смеси при постоянном давлении можно использовать соотношение

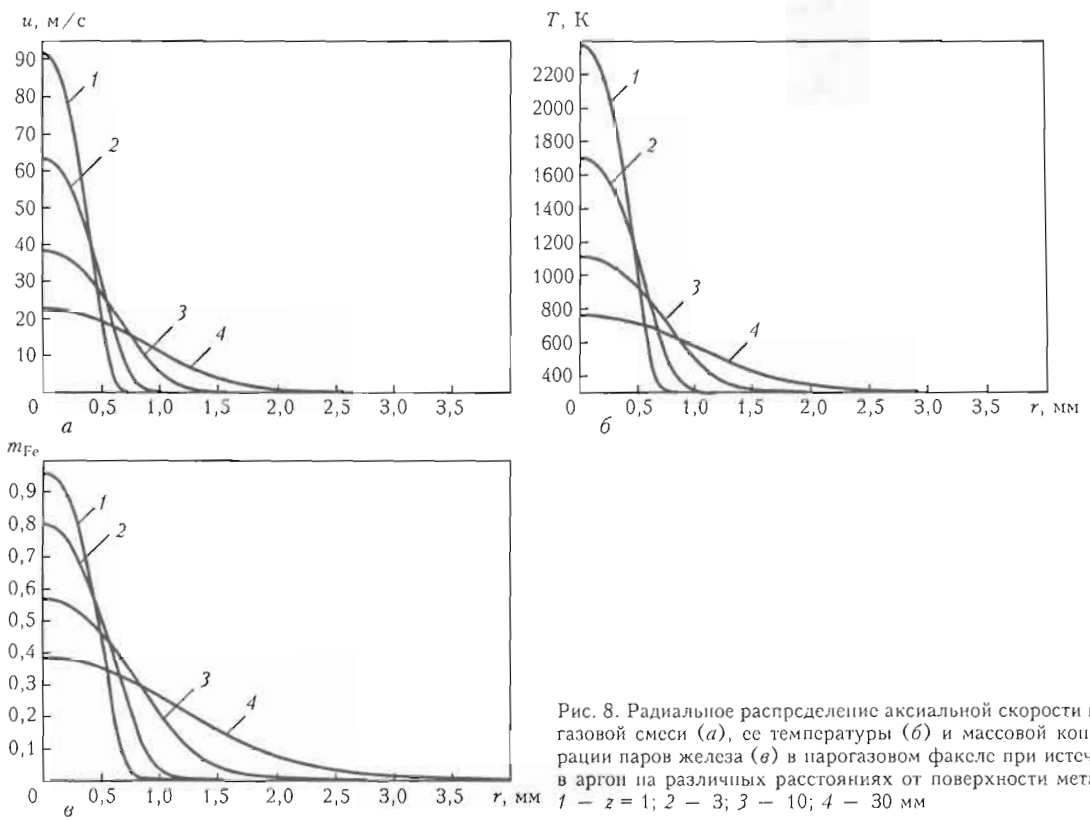


Рис. 8. Радиальное распределение аксиальной скорости парогазовой смеси (*а*), ее температуры (*б*) и массовой концентрации паров железа (*в*) в парогазовом факеле при истечении в аргон на различных расстояниях от поверхности металла: *1* — $z = 1$; *2* — 3; *3* — 10; *4* — 30 мм

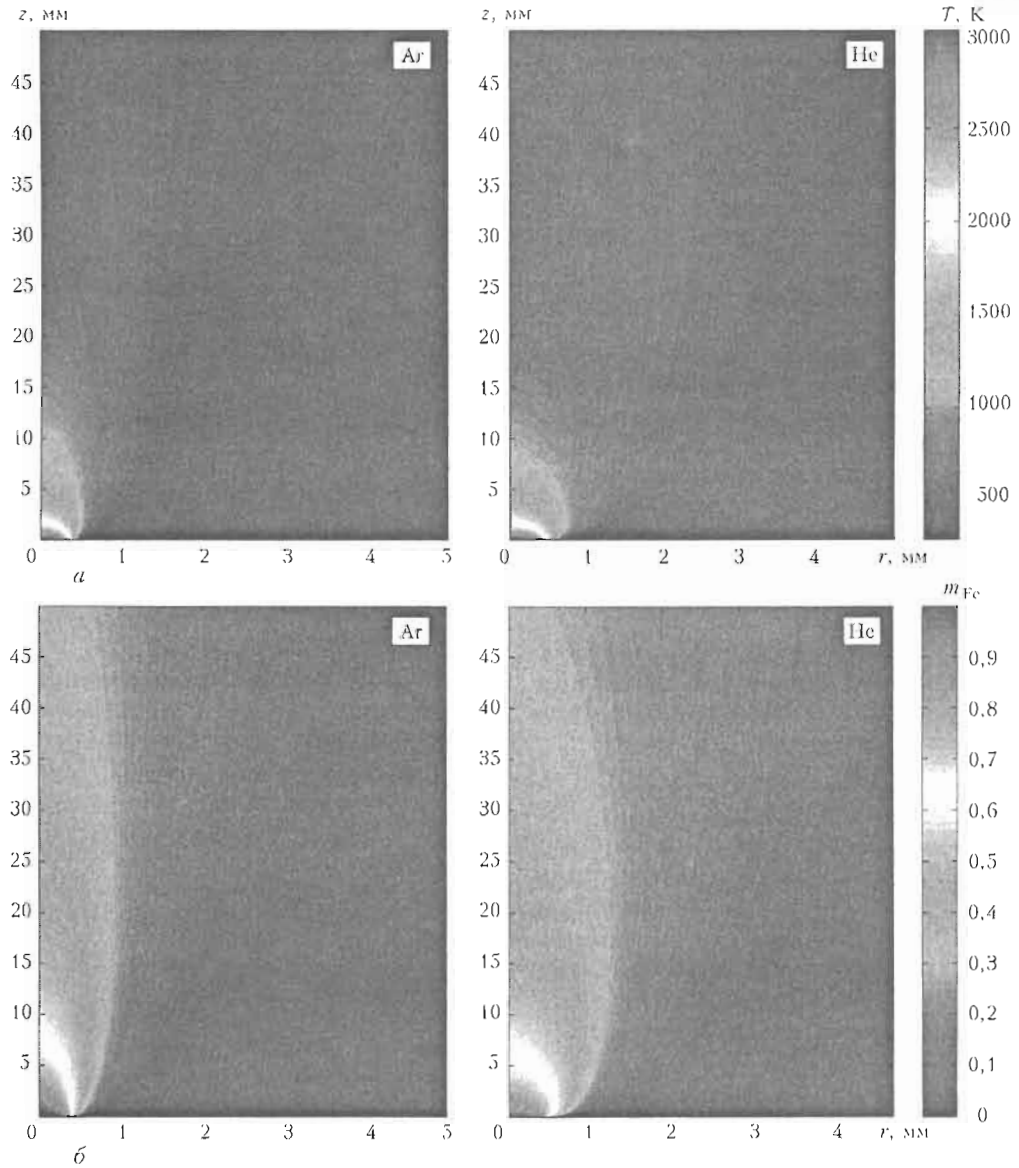


Рис. 9. Поля температуры (*а*) и массовой концентрации железа (*б*) в парогазовом факеле при истечении в аргон и гелий

$$C_p = m_1 C_{p1} + m_2 C_{p2}, \qquad (22)$$

где C_{pi} — удельные теплоемкости соответствующих компонент парогазовой смеси, определяемые согласно (10).

Для решения системы уравнений (5)–(7), (18) ее необходимо дополнить краевыми и входными условиями на границах расчетного участка $\{0 \le r < R_\infty;\ 0 \le z\}$, где R_∞ — радиус расчетного участка течения вне ПГК. Из условия цилиндрической симметрии имеем

$$\frac{\partial u}{\partial r} = 0;\ v = 0;\ \frac{\partial T}{\partial r} = 0;\ \frac{\partial m_1}{\partial r} = 0 \text{ при } r = 0. \qquad (23)$$

На внешней границе расчетного участка, расположенной на достаточном удалении от оси канала, предполагается, что концентрация атомов пара здесь исчезающе мала, внешний газ покоится и имеет температуру T_∞ = 300 К. Тогда граничные условия для искомых величин примут вид:

$$u = 0;\ T = T_\infty;\ m_1 = 0 \text{ при } r = R_\infty. \qquad (24)$$

Входные условия при $z = 0$ (т. е. в плоскости выходного сечения ПГК) определяются распределениями соответствующих значений, полученными в результаты решения задачи газодинамики пара в ПГК. Распределение массовой концентрации металлического пара в этой плоскости определяется следующим образом:

$$m_1 = 1 \text{ при } 0 \le r \le R(H) \text{ и } m_1 = 0 \text{ при } r > R(H). \qquad (25)$$

Численный анализ характеристик течения пара вне парогазового канала. Система дифференциальных уравнений (5)–(7), (18), описывающих течение металлического пара вне ПГК, решалась численно, с использованием метода, описанного выше. На рис. 8 показаны радиальные распределения аксиальной скорости и температуры в парогазовом факеле, образующемся при истечении струи пара (железо) из рассматриваемого канала в аргон

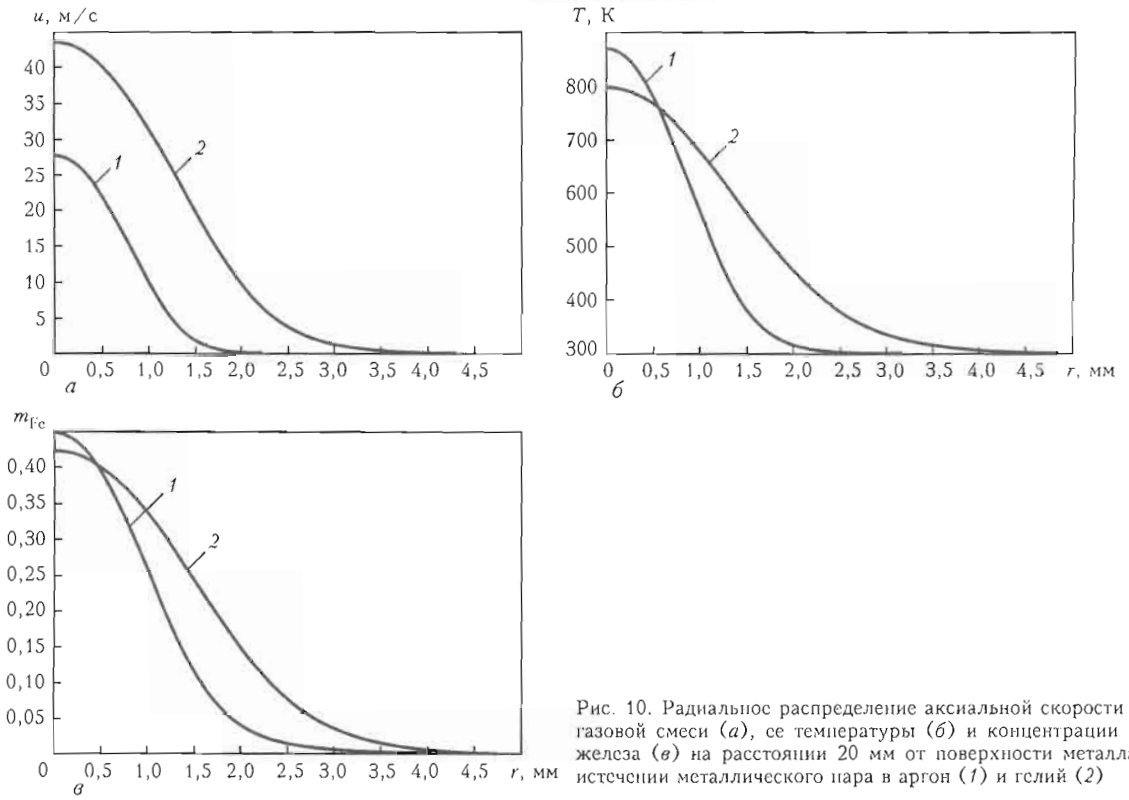


Рис. 10. Радиальное распределение аксиальной скорости парогазовой смеси (*а*), ее температуры (*б*) и концентрации паров железа (*в*) на расстоянии 20 мм от поверхности металла при истечении металлического пара в аргон (*1*) и гелий (*2*)

атмосферного давления. Здесь же приведены радиальные распределения массовой концентрации атомов пара в парогазовой смеси для различных расстояний от поверхности металла. Как следует из представленных на рис. 8, *в* расчетных данных, прямоугольный профиль (25) массовой концентрации атомов железа, который имеет место в плоскости выходного сечения канала, постепенно размывается, так что при $z = 30$ мм $m_{Fe} \equiv m_1$ на оси струи становится меньше 0,4, а радиус области, где концентрация металлического пара отлична от нуля, достигает 4 мм. Подобным образом ведут себя температура парогазовой смеси и ее аксиальная скорость за исключением того, что области теплового и газодинамического возмущения внешнего газа оказываются более узкими (см. рис. 8, *а*, *б*).

Рис. 9 и 10 позволяют сравнить пространственные распределения температуры, скорости и массовой концентрации металлического пара при его истечении в аргон и гелий атмосферного давления. Представленные здесь расчетные данные свидетельствуют о том, что диффузия пара в гелий происходит более интенсивно, чем в аргон, в результате чего ширина области, занятой паром, в гелии оказывается больше (см. рис. 9, *б*; 10, *в*). Расчетные поля температуры парогазовой смеси также свидетельствуют о более широкой зоне теплового воздействия на внешний газ струи пара, истекающей в гелий (см. рис. 9, *а*; 10, *б*), что связано с его высокой теплопроводностью. Что касается скорости парогазовой смеси, то струя пара, истекающая в аргон, тормозится более интенсивно, чем при истечении в гелий (см. рис. 10, *а*). Последнее обстоятельство можно связать с более высокой вязкостью аргона.

Чтобы охарактеризовать состояние металлического пара как вне, так и внутри ПГК, можно использовать безразмерный параметр θ, определяющий степень переохлаждения пара [19]:

$$\theta = \frac{T_p - T}{T_p}, \qquad (26)$$

где T_p — температура насыщенного пара при заданной плотности; T — его фактическая температура. При таком задании степени переохлаждения условие $\theta > 0$ соответствует пересыщенному (переохлажденному) пару, а $\theta < 0$ — перегретому (в первом случае пар может конденсироваться в объеме, образуя частицы конденсата, рассеивающие лазерное излучение).

Как следует из расчетных данных, приведенных на рис. 11, по состоянию пара рассматриваемый ПГК можно разделить на три зоны. Там, где имеет место испарение стенки канала, пар оказывается переохлажденным, что соответствует данным [2], а там, где происходит поверхностная конденсация, он является перегретым. Степень переохлаждения металлического пара в канале невелика и составляет всего несколько процентов, поэтому пренебрежение объемной конденсацией пара здесь является вполне оправданным. Совершенно иная картина наблюдается в парогазовом факеле: при выходе из канала пар становится сильно пересыщенным (см. рис. 11), поэтому здесь необходимо учитывать возможность его объемной конденсации и образование частиц конденсированной фазы.

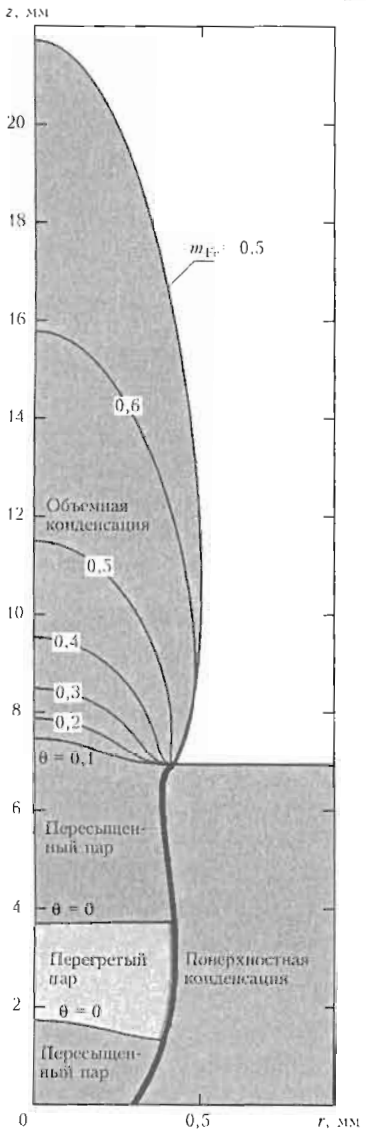


Рис. 11. Состояние металлического пара внутри ПГК и в парогазовом факеле над поверхностью металла

В заключение авторы благодарят проф. Г. А. Туричина за предоставленные им расчетные данные о форме, размерах и температуре поверхности парогазового канала при лазерной сварке низкоуглеродистой стали.

Выводы

1. Модель процесса быстрого поверхностного испарения, предложенная в [10], может быть использована для описания поверхностной конденсации пара.

2. Распределение вдоль поверхности ПГК скорости металлического пара через границу кнудсеновского слоя, примыкающего к поверхности расплава, может быть определено только на основе самосогласованного описания процессов испарения металла и поверхностной конденсации пара, а также процессов газодинамики и теплообмена в потоке пара, заполняющего канал.

3. Скорость пара, истекающего из ПГК во внешний газ атмосферного давления при лазерной сварке низкоуглеродистой стали, достигает около 150 м/с, а температура пара в выходном сечении канала имеет минимальное значение вблизи оси канала.

4. На поверхности ПГК существуют участки испарения, разделенные участком поверхностной конденсации. Поток энергии, переносимой паром, может оказывать существенное влияние на тепловой баланс поверхности расплавленного металла, а давление пара на эту поверхность может значительно отличаться от давления насыщенного пара.

5. При истечении металлического пара (железо) из ПГК в покоящийся газ (аргон, гелий) атмосферного давления струя пара более интенсивно тормозится в аргоне, в то время как охлаждение и диффузия пара, напротив, более интенсивно происходят в гелии.

6. Степень переохлаждения металлического пара в ПГК достаточно мала, поэтому объемную конденсацию пара в канале можно не учитывать. При выходе из ПГК пар становится сильно пересыщенным, следовательно, необходимо учитывать образование частиц конденсированной фазы.

1. *Воздействие* лазерного излучения на материалы / Р. В. Арутюнян, В. Ю. Баранов, Л. А. Большов и др. // М.: Наука, 1989. — 367 с.
2. *Действие* излучения большой мощности на металлы / С. И. Анисимов, Я. А. Имас, Г. С. Романов и др. // М.: Наука, 1970. — 272 с.
3. *Лопота В. А., Сухов Ю. Т., Туричин Г. А.* Модель лазерной сварки с глубоким проплавлением для применения в технологии // Изв. АН СССР. Сер. Физ. — 1997. — **61**, № 8. — С. 1613–1618.
4. *Heat* transfer and fluid flow during keyhole mode laser welding of tantalum, Ti-6Al-4V, 304L stainless steel and vanadium / R. Rai, J.W. Elmer, T.A. Palmer, et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2007. — **40**. — P. 5733–5766.
5. *Kaplan A.* A model of deep penetration laser welding based on calculation of the keyhole profile // Ibid. — 1994. — **27**. — P. 1805–1814.
6. *Transition* model for the keyhole during laser welding / V.V. Semak, W.D. Bragg, B. Damkroger, et al. // Ibid. — 1999. — **32**. — P. 61–64.
7. *Amara E. H., Fabbro R., Bendib A.* Modeling of the compressible flow induced in a keyhole during laser welding // J. Appl. Phys. — 2003. — **93**, No. 7. — P. 4289–4296.
8. *Туричин Г. А.* Гидродинамические аспекты устойчивости парогазового канала при лучевых видах сварки // Физика и химия обраб. материалов. — 1996. — № 4. — С. 74–82.
9. *Mechanism* of keyhole formation and stability in stationary laser welding / J.Y. Lee, S.H. Ko, D.F. Farson, et al. // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2002. — **35**. — P. 1570–1576.
10. *Knight Ch.J.* Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure // AIAA J. — 1979. — **17**, No. 5. — P. 519–523.
11. *Демченко В. Ф., Крівцун І. В., Нестеренков В. М.* Модель процесів випаровування-конденсації на плоскій поверхні // Доп. НАНУ. — 2004. — № 1. — С. 90–94.
12. *Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М.* Теоретическая физика. — М.: Наука, 1986. — Т. VI. Гидродинамика. — 736 с.
13. *Лойцянский Л. Г.* Ламинарный пограничный слой. — М.: Физматгиз, 1962. — 480 с.
14. *Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р.* Вычислительная гидромеханика и теплообмен. — М.: Мир, 1990. — Т. 1. — 384 с.
15. *Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М.* Теоретическая физика. — М.: Наука, 1976. — Т. V. Статистическая физика. — 585 с.
16. *Смирнов Б. М.* Физика слабоионизованного газа. — М.: Наука, 1978. — 416 с.
17. *Пасконов В. М., Полежаев В. И., Чудов Л. А.* Численное моделирование процессов тепло- и массообмена. — М.: Наука, 1984. — 286 с.
18. *Митчер М., Кругер Ч.* Частично ионизированные газы. — М.: Мир, 1976. — 496 с.
19. *Зельдович Я. Б., Райзер Ю. П.* Физика ударных волн и высокотемпературных гидродинамических явлений. — М.: Наука, 1966. — 688 с.

ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ УРАВНЕНИЙ, ОПИСЫВАЮЩИХ ТЕЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ В ПРИБЛИЖЕНИИ ПОГРАНИЧНОГО СЛОЯ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МНОГОПРОЦЕССОРНЫХ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНЫХ СИСТЕМ

М. Ю. ХАРЛАМОВ
Восточноукраинский нац. ун-т им. В. Даля, Луганск, Украина

Предложен алгоритм численного решения уравнений, описывающих турбулентное течение электродуговой плазмы в приближении пограничного слоя, адаптированный для использования на многопроцессорных вычислительных системах, что позволяет добиться значительного сокращения времени решения подобных задач (на 22 % и более) в зависимости от степени детализации расчетной области.

В настоящее время компьютерное моделирование достаточно широко используется при проведении научных исследований [1], при этом высокая мощность современной вычислительной техники позволяет сейчас даже на персональных компьютерах проводить достаточно сложные научные расчеты, выполнявшиеся ранее на так называемых больших машинах — кластерах и суперкомпьютерах. Одним из наиболее интересных направлений развития современной вычислительной техники является применение многопроцессорных систем, которые начали интенсивно распространяться и в среде персональных компьютеров. Их использование в научных расчетах позволяет повысить эффективность проводимых вычислений при одновременном усложнении постановки задач и учете большего количества факторов. Тем более это актуально для задач, традиционно требующих использования мощных вычислительных ресурсов, таких, например, как течение газов и жидкостей в пограничных слоях (так называемое приближение погранслоя) [2, 3]. Отдельно следует отметить магнитогазодинамические уравнения погранслоя, применяемые, например, при описании течения плазмы, генерируемой дуговыми плазмотронами различного технологического назначения [4, 5]. Важность численных исследований электродугового течения плазмы обусловлена активным развитием комплексного научного направления — инженерии поверхности [6], рассматривающей методы и способы модифицирования поверхностных слоев изделий с целью придания им новых функциональных свойств, в том числе и при помощи плазменных технологий. Поэтому развитие методов расчета уравнений пограничного слоя, адаптированных под архитектуру современных многопроцессорных ЭВМ и пригодных для исследования течения электродуговой плазмы, представляет собой большой научный и практический интерес.

© М. Ю. ХАРЛАМОВ, 2009

Решение дифференциальных уравнений в частных производных, являющихся составными частями системы уравнений пограничного слоя, достаточно подробно изложено во множестве классических и современных работ. Ввиду того, что адекватные модели реальных систем и объектов зачастую описываются уравнениями с существенно нелинейными коэффициентами (это связано с зависимостью свойств веществ от температуры, давления и другими факторами, а также сложностью постановки краевых условий), большинство задач на практике решаются численными методами [1, 7], обычно методом прогонки [3, 7]. Однако проблемы адаптации широко известных численных алгоритмов к вычислениям на многопроцессорных ЭВМ до сих пор слабо освещены в литературе. Можно лишь отметить некоторые работы [8, 9], посвященные параллельным алгоритмам решения обыкновенных дифференциальных уравнений и дифференциальных уравнений в частных производных. Что касается использования параллельных вычислений в решении газодинамических задач, то основная суть предлагаемых методов сводится либо к разбиению расчетной области на отдельные участки, каждый из которых обсчитывается выделенным процессором, либо к параллельному решению уравнения Пуассона, применяемого, например, при описании поля давлении [10]. Методы параллельного счета уравнений пограничного слоя в литературе практически не рассмотрены.

В данной работе предложен алгоритм численного решения уравнений, описывающих турбулентное течение электродуговой плазмы в приближении пограничного слоя, адаптированный для использования на многопроцессорных вычислительных системах (МВС), что позволяет добиться значительного сокращения времени решения подобных задач.

Рассмотрим обобщенную форму записи системы уравнений пограничного слоя, представленную в

цилиндрической системе координат. Такая форма записи чаще всего используется при описании течения плазмы в дуговых плазмотронах [4, 5]. Система уравнений будет состоять из уравнения неразрывности и двух или более уравнений сохранения, представленных в форме уравнения переноса [3, 4]:

$$\frac{\partial}{\partial z}(\rho u) + \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(r\rho v) = 0; \qquad (1)$$

$$\rho v \frac{\partial \phi_m}{\partial r} + \rho u \frac{\partial \phi_m}{\partial z} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda_\phi \frac{\partial \phi}{\partial r}\right) + S_\phi, \qquad (2)$$

где ρ — осредненная плотность среды; u, v — осевая и радиальная составляющие скорости среды; ϕ_m — обобщенная переменная; λ_ϕ — обобщенный коэффициент диффузии; S_ϕ — источниковый член.

В простейшем случае, когда исследуется ламинарное течение газа или жидкости, а также при использовании алгебраических моделей турбулентности обобщенная переменная ϕ_m будет совпадать со скоростью u для уравнения сохранения движения и энергией $h = C_pT$ (где C_p — удельная теплоемкость при постоянном давлении; T — осредненная температура среды) для уравнения сохранения энергии. Использование же более сложных моделей турбулентности может потребовать включения в систему (1), (2) дополнительных уравнений сохранения. Для κ–ε модели [5] такими уравнениями будут уравнения сохранения для кинетической энергии турбулентности $\bar{k}$ и скорости диссипации турбулентности ε. В этом случае $\phi_m = \{u, h, \bar{k}, \varepsilon\}$, $m = 1$–4. В систему (1), (2) также могут входить дополнительные уравнения сохранения, например, уравнение конвективной диффузии при описании течения в многокомпонентной среде.

Для системы уравнений пограничного слоя (1), (2) вдоль границ Γ расчетной области Ω должны быть заданы граничные и начальные (входные) условия для всех зависимых переменных ϕ_m, которые в простейшем случае соответствуют граничным условиям первого рода:

$$\phi_m(z, r)\big|_\Gamma = \phi_m^{(0)}(z, r). \qquad (3)$$

Помимо граничных условий система (1), (2) может также замыкаться дополнительными соотношениями. При расчете плазмотронов таковым может быть [4, 5] условие сохранения полного расхода газа через канал, условие сохранения полного тока дуги и другие условия. И, наконец, при описании уравнений пограничного слоя следует отметить, что в частности при моделировании плазменных потоков коэффициенты уравнений (1), (2) являются нелинейными, зависящими в общем случае от температуры и давления.

Возможности аналитического решения подобных систем нелинейных дифференциальных уравнений весьма ограничены, поэтому чаще всего решение поставленной задачи выполняется численно, методом конечных разностей [3, 7]. Важной особенностью численного решения системы уравнений типа уравнений пограничного слоя является то, что решение ищется маршево [3] (т. к. уравнение (2) является параболическим), т. е. путем последовательного движения наружу от поверхности, на которой заданы начальные условия, обычно в направлении оси z. В качестве примера на рис. 1 показана использованная в работе [5] расчетная схема плазмотрона с внешней проволокой-анодом, на которой указаны поверхность задания начальных и граничных условий и маршевое направление. Вычислительная схема численного решения описанной системы уравнений приводится, например, в работе [4].

Результирующее пространственное распределение всех искомых функций ϕ_m и v получается в результате последовательного прохода всех поперечных сечений $i = 1, \ldots, N_z$. Учитывая, что конечноразностные аналоги уравнений (1), (2) являются нелинейными алгебраическими уравнениями, коэффициенты которых зависят от искомых функций, для их решения применяется метод итераций [3]. При этом на $i + 1$ слое значения коэффициентов уравнений полагается такими же, как на предыдущем слое, и из решения системы уравнений определяются значения неизвестных ϕ_m и v на $i + 1$ слое, после чего значения коэффициентов обновляются и расчет повторяется итерационно, вплоть до достижения сходимости на $i + 1$ пространственном слое.

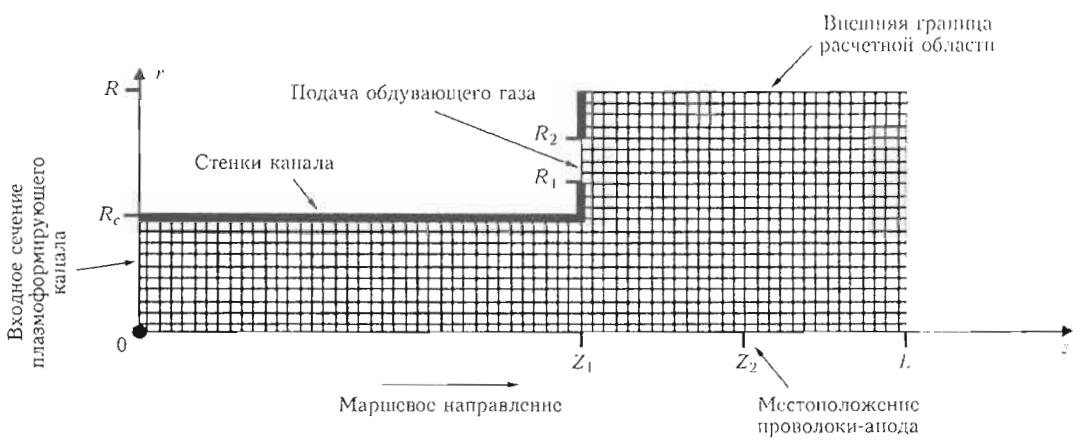


Рис. 1. Расчетная схема плазмотрона

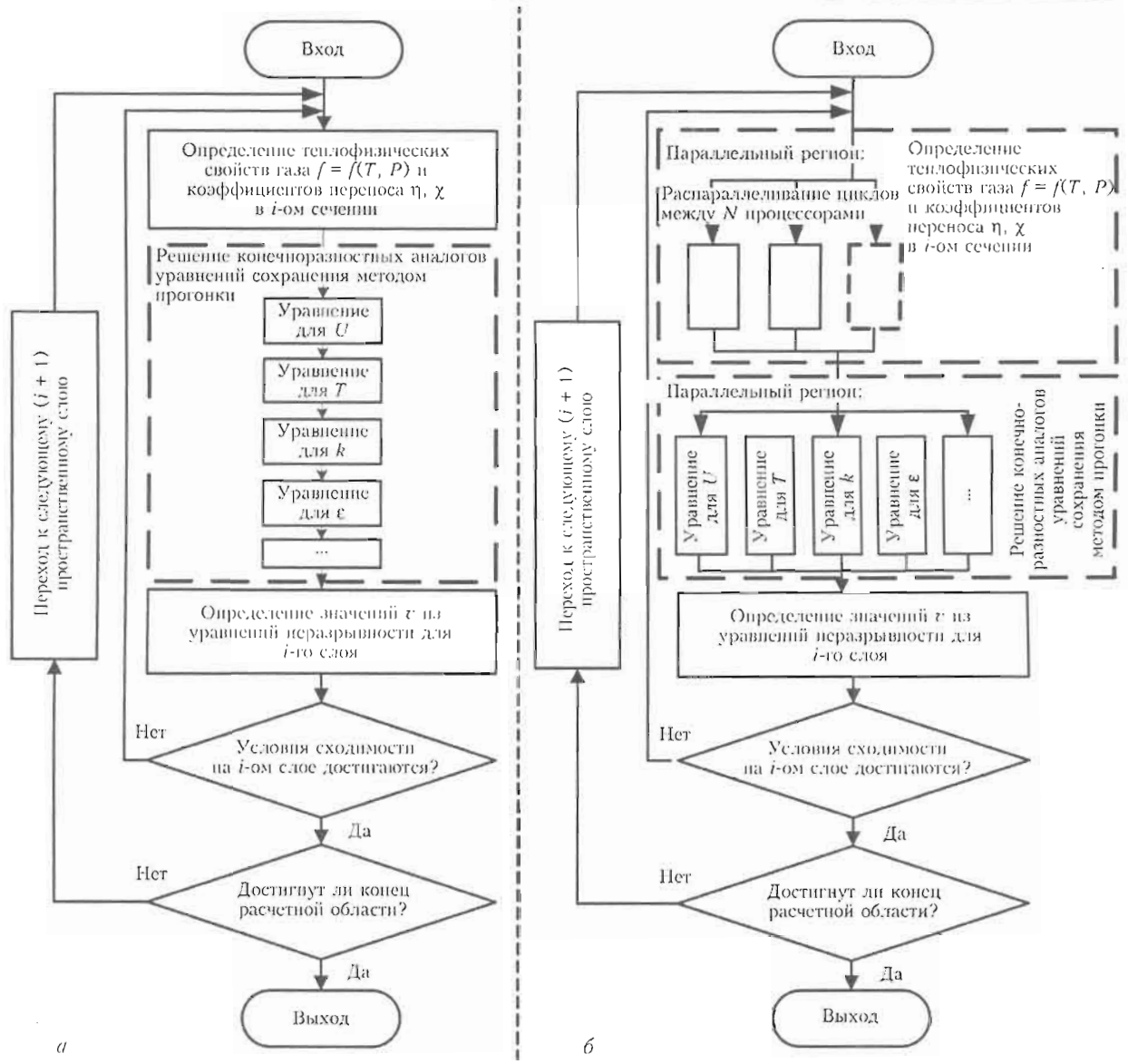


Рис. 2. Последовательный (*а*) и параллельный (*б*) алгоритмы решения уравнений пограничного слоя

При моделировании течения плазмы внутри канала плазмотрона в качестве условий сходимости полагаются [4, 5] условия сохранения полного тока, а также расхода плазмообразующего газа через $i + 1$ сечение плазмотрона.

Таким образом, традиционный метод решения системы уравнений типа уравнений пограничного слоя, используемый также при численном моделировании электродугового течения плазмы, состоит из ряда однотипных выполняемых последовательно операций. Укрупненный алгоритм численного решения представлен на рис. 2, *а*. На каждом слое $i + 1$ итерационно проводится расчет коэффициентов уравнений; последовательно решаются их конечноразностные аналоги; определяется распределение радиальной компоненты скорости; оценивается условие сходимости и, при необходимости, с обновленными значениями коэффициентов уравнений расчет параметров системы в $i + 1$ слое производится снова.

Рассмотрим, каким образом можно повысить эффективность описанного выше алгоритма за счет использования МВС с p-процессорами. Описание алгоритма будем приводить для многопроцессорных систем с общей памятью [9, 11]. Такие системы соответствуют современным ПК с многоядерными процессорами, наиболее доступны по стоимости и в использовании.

В настоящее время процесс построение параллельных программ формализован недостаточно и зачастую определяется знаниями и опытом разработчика. В МВС с общей памятью работа приложения начинается с единственного (основного) потока. Приложение может содержать параллельные регионы, входя в которые основной поток создает группы потоков, выполняемых одновременно, поэтому процесс распараллеливания программы должен быть предварен анализом ее исходной последовательной версии с целью выделения потенциаль-

ных участков для распараллеливания, каждый из которых впоследствии будет интегрирован в параллельный регион. Эти участки прежде всего должны содержать большое число однородных действий над однотипными данными, допускающие их разделение на слабо взаимодействующие друг с другом фрагменты. Необходимо также, чтобы потенциальные участки распараллеливания имели относительно большое время выполнения, с тем, чтобы эффект от реализации параллелизма не перекрывался соответствующими накладными расходами: созданием потоков, их синхронизацией, передачей сообщений и т. д.

По изложенному выше последовательному алгоритму решения системы погранслойных уравнений нами была разработана вычислительная программа для моделирования плазменных потоков, реализованная на языке C++. С целью приведения данной программы к параллельному виду проведено ее профилирование (сбор характеристик работы программы) и определен относительный вклад отдельных функциональных блоков программы во время ее выполнения. Полученные результаты представлены на рис. 3, *а*. Показано, что наиболее ресурсоемкими с точки зрения затрачиваемого процессорного времени являются следующие функциональные блоки программы, %: определение теплофизических параметров газа и коэффициентов переноса (14,56); непосредственное решение конечноразностных аналогов уравнений сохранения (13,20); выборка теплофизических параметров и параметров переноса из базы данных (БД) и их интерполяция (41,73). Оставшееся процессорное время (около 30 %) отводилось для выполнения других операций.

Проанализируем, какие из упомянутых функциональных блоков программы можно будет представить в параллельном виде. Следует отметить, что блок определения теплофизических параметров газа и коэффициентов переноса обращается к блоку выборки данных из БД для получения табличных значений коэффициентов уравнений, т. е. эти блоки являются связанными. В то же время операции обращения к БД по сути являются унитарными и их достаточно сложно распараллеливать, поэтому

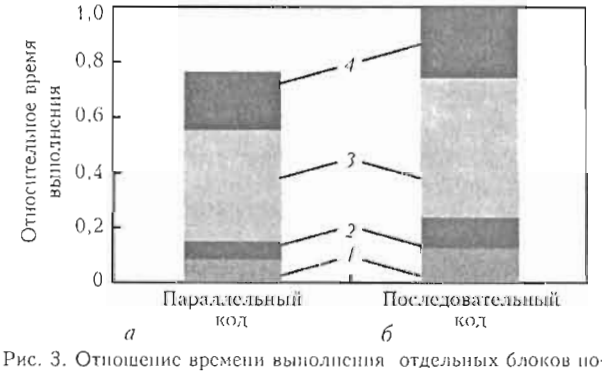


Рис. 3. Отношение времени выполнения отдельных блоков последовательной версии программы к времени работы программы: *1* — определение теплофизических параметров газа и коэффициентов переноса; *2* — решение разностных уравнений; *3* — выборка данных из БД и их интерполяция; *4* — прочие операции

полного распараллеливания блока выборки данных из БД достигнуть не удастся. Однако и в этом случае можно несколько повысить эффективность вычислений на МВС, если использовать так называемые параллельные БД, общая производительность которых при обработке данных оказывается выше традиционных БД благодаря использованию нескольких процессоров.

Распараллеливание функционального блока программы, отвечающего за определение теплофизических параметров газа и коэффициентов переноса, можно будет выполнить исходя из следующих соображений. В реализованном нами варианте алгоритма расчета уравнений пограничного слоя в начале каждой внутренней итерации счета i-го пространственного слоя производится обновление значений коэффициентов уравнений. Соответствующие вычисления происходят в цикле от 1 до $N_r(i)$, где $N_r(i)$ — число узлов конечноразностной сетки вдоль оси r в i-ом пространственном сечении. Циклы же являются самыми распространенными конструкциями, где выполнение кода можно распараллелить. В этом случае в результате равномерного линейного разбиения узлов сетки на связанные подмножества $\{n_1^{(k)}, \ldots, n_2^{(k)}\}$ $\left(k = 1, \ldots, p,\ n_1^{(k)} < n_2^{(k)} \le N_r(i)\right)$ каждый процессор с номером k будет обрабатывать $\left(n_2^{(k)} - n_1^{(k)} + 1\right)$ точек.

Хотя система уравнений пограничного слоя (1), (2) по сути является взаимосвязанной, в процессе численного решения производится расщепление системы алгебраических уравнений и конечноразностные аналоги уравнения (2) решаются отдельно. Связь уравнений обеспечивается при вычислении коэффициентов решаемых уравнений в начале каждой внутренней итерации расчета i-го пространственного сечения, поэтому решение каждого конечноразностного уравнения можно осуществлять в отдельном потоке параллельного региона. В конце параллельного региона выполняется барьерная синхронизация, в результате чего ни один поток не сможет перейти его границу, пока все потоки не достигнут конца параллельного региона. После этого продолжается выполнение главного потока вычислительной программы.

Приведем теперь полную последовательность действий в алгоритме решения уравнений пограничного слоя, модифицированном для выполнения на МВС (рис. 3, *б*). Начало каждой внутренней итерации счета на i-ом пространственном слое предваряется вычислением коэффициентов конечноразностных аналогов дифференциальных уравнений сохранения (2), которое проводится в параллельном цикле. Далее методом прогонки решаются уравнения (4), причем решение каждого уравнения проводится в отдельном потоке параллельного региона, которое выполняется на МВС одновременно. После этого основной поток программы последовательно проводит остальные операции вычислительного алгоритма: определение значений радиальной компоненты скорости v для i-го сечения из урав-

нения неразрывности (1), проверку условий сходимости и прочие действия.

Так было указано, вычислительная программа была реализована нами на языке C++, причем для реализации многопоточности использовался стандарт OpenMP [12], широко применяемый при распараллеливании программ для систем с общем полем памяти.

Остановимся на эффективности предложенного алгоритма. Для соответствующей оценки обычно используются такие показатели, как ускорение параллельного алгоритма S_p и его эффективность E_p, определяемые по формулам [11]

$$S_p = \frac{t_1}{t_p}, \quad E_p = \frac{S_p}{p} \cdot 100\ \%, \qquad (4)$$

где t_1 — время решения исходной задачи на одном процессоре; t_p — время решения исходной задачи по параллельному алгоритму на p-процессорах. Оценки (4) были получены нами на основе проведения серии тестовых расчетов для исходной версии программы и ее многопоточного варианта. Моделировалось течение турбулентной электродуговой плазмы, генерируемой плазмотроном (см. рис. 1). Подробная математическая постановка данной задачи приведена в [5]. В базовом варианте дискретизации расчетной области использовалась равномерная расчетная сетка, с детализацией 20-ти ячеек на миллиметр. В этом случае число ячеек вдоль координат R и Z полагалось равным (240×5060). Характерное время счета в исходной версии программы на МВС с двуядерным процессором Intel Core 2 Duo T7100 составляло 120 с. Для многопоточной версии программы характерное время счета при базовом варианте дискретизации равнялось 92 с (на двухпроцессорной системе). В этом случае ускорение параллельного алгоритма составляло 1,31 %, показатель эффективности — 65,2 %.

Зависимость ускорения предложенного параллельного алгоритма от степени детализации N расчетной области показана на рис. 4. Видно, что уменьшение шага сетки приводит к увеличению выполняемых процессором операций, вследствие чего ускорение параллельного алгоритма увеличивается практически по линейному закону: от 1,29 для детализации десяти ячеек на миллиметр до 1,34 при детализации сорока ячеек на миллиметр. Соответственно, показатель эффективности предложенного алгоритма изменялся в пределах 64,4–67,2 %.

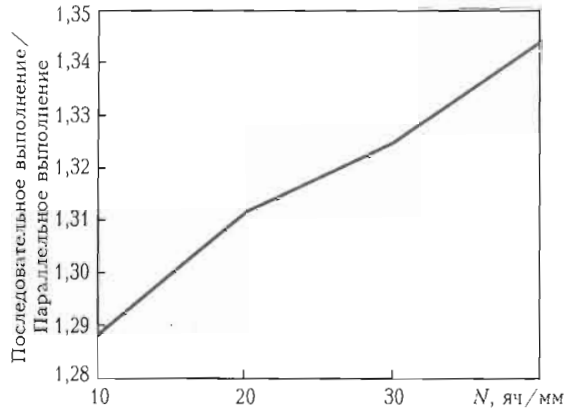


Рис. 4. Сравнение времени последовательного и параллельного выполнения кода в двухпроцессорной системе в зависимости от детализации расчетной области N

Выводы

1. Предложен модифицированный вариант вычислительного алгоритма решения системы уравнений типа уравнений пограничного слоя, предназначенный для численного исследования течения электродуговой плазмы и других, сходных по конфигурации погранслойных течений на многопроцессорных вычислительных системах.

2. Показано, что использование даже двухпроцессорной вычислительной системы позволяет добиться ускорения предложенного параллельного алгоритма приблизительно в 1,3 и более раз в зависимости от степени детализации расчетной области.

1. *Самарский А. А., Михайлов А. П.* Математическое моделирование: Идеи. Методы. Примеры. — М.: Наука, 1997. — 320 с.
2. *Лойцянский Л. Г.* Механика жидкости и газа. — М.: Наука, 1973. — 847 с.
3. *Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р.* Вычислительная гидромеханика и теплообмен. — М.: Мир, 1990. — Т. 1. — 384 с.
4. *Математическое* моделирование электрической дуги / В. С. Энгельшт, Д. С. Асанов, В. Ц. Гурович и др. — Фрунзе: Илим, 1983. — 363 с.
5. *Математическая* модель дуговой плазмы, генерируемой плазмотроном с проволокой-анодом / М. Ю. Харламов, И. В. Кривцун, В. Н. Коржик, С. В. Петров и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 12. — С. 14–20.
6. *Інженерія* поверхні: Підручник / К. А. Ющенко, Ю. С. Борисов, В. Д. Кузнецов та ін. — Київ: Наук. думка, 2007. — 558 с.
7. *Самарский А. А.* Введение в теорию разностных схем. — М.: Наука, 1971. — 552 с.
8. *Кудряшова Т. А., Поляков С. В.* О некоторых методах решения краевых задач на многопроцессорных вычислительных системах // Труды 4-ой междунар. конф. по математическому моделированию (27 июня – 1 июля 2000 г.). — М.: Станкин, 2001. — Т. 2. — С. 134–145.
9. *Шпаковский Г. И., Серикова Н. В.* Программирование для многопроцессорных систем в стандарте MPI. — Минск: БГУ, 2002. — 323 с.
10. *Chung T.J.* Computational fluid dynamics. — Cambridge: Cambridge Univ. Press, 2002. — 1012 p.
11. *Якобовский М. В.* Распределенные системы и сети: Уч. пособие. — М: Станкин, 2000. — 118 с.
12. *http://openmp.org*

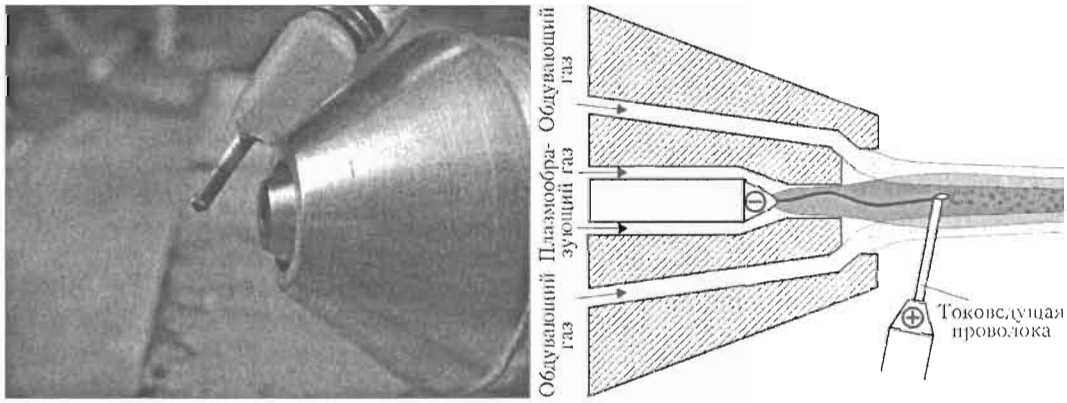
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТУРБУЛЕНТНОГО ПОТОКА ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ, ФОРМИРУЕМОГО ПЛАЗМОТРОНОМ С ПРОВОЛОКОЙ-АНОДОМ

М. Ю. ХАРЛАМОВ[1], И. В. КРИВЦУН[2], В. Н. КОРЖИК[2], С. В. ПЕТРОВ[2], А. И. ДЕМЬЯНОВ[2]
[1]Восточноукраинский нац. ун-тет им. В. Даля, Луганск, Украина
[2]Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, Украина

Представлена математическая модель, описывающая газодинамику и теплообмен в условиях турбулентного течения дуговой плазмы при плазменно-дуговом напылении, с учетом процессов турбулентной диффузии, имеющих место при смешении плазмообразующего газа с внешней газовой средой. Путем численного моделирования исследовано влияние условий обдува, а также состава окружающего и обдувающего газов на параметры аргоновой плазменной струи. Рассмотрены особенности электромагнитных процессов в дуге, горящей в плазмотроне с внешней проволокой-анодом. Показано существенное влияние метода описания указанных процессов на расчетные распределения характеристик дуговой плазмы, генерируемой рассматриваемым плазмотроном.

Методы инженерии поверхности, основанные на использовании электрической дуги в качестве источника тепловой энергии, достаточно широко применяются в промышленности при нанесении покрытий различного функционального назначения [1]. К известным и широко используемым методам можно отнести процессы электродугового напыления, плазменного напыления и др. [1]. Вместе с тем современное машиностроение предъявляет к покрытиям все более высокие требования, которые могут быть удовлетворены только на основе новых подходов. Это, например, требования обеспечить близкую к нулю пористость, получить прочность покрытия, приближающуюся к прочности компактного материала, а также свести к минимуму потери при напылении в случае использования дорогих материалов и больших объемов производства деталей с покрытиями. К этому следует добавить необходимость обеспечения точности процесса, воспроизводимости показателей качества при длительной работе оборудования.

Перспективным для решения таких задач представляется процесс плазменно-дугового проволочного напыления с использованием аргоновой дуги, обдуваемой интенсивным спутным воздушным потоком (рис. 1). Здесь дуга горит между вольфрамовым катодом, обдуваемым потоком аргона с небольшим расходом, и плавящейся токоведущей проволокой, подаваемой за срезом двойного сопла плазмотрона. В зазор между соплами подается обдувающий газ, как правило, воздух. Особенностями данного процесса является то, что плавление и струйное течение материала проволоки происходит в защитной атмосфере аргона, а дробление расплава и разгон дисперсных частиц — в плазменной струе, обжатой спутным потоком воздуха, истекающего из кольцевого зазора между соплами плазмотрона. Это обеспечивает минимальные потери на испарение материала проволоки, минимальное его насыщение



а *б*

Рис. 1. Внешний вид (*а*) и схема плазмотрона (*б*) с внешней проволокой-анодом

© М. Ю. ХАРЛАМОВ, И. В. КРИВЦУН, В. Н. КОРЖИК, С. В. ПЕТРОВ, А. И. ДЕМЬЯНОВ, 2009

кислородом и азотом воздуха, получение оптимального фракционного состава дисперсной фазы, достижение частицами напыляемого материала достаточно высоких скоростей в момент встречи с основой, получение значительной объемной концентрации напыляемых частиц и минимального угла раскрытия двухфазного потока, составляющего несколько градусов. Эти обстоятельства создают предпосылки для вывода получаемых таким способом покрытий на современный конкурентоспособный уровень. Важную роль при совершенствовании конструкций плазмотронов с проволокой-анодом и выборе рациональных режимов их работы играет возможность прогнозирования характеристик формируемых плазменных и двухфазных потоков. Эти задачи могут быть успешно решены путем разработки соответствующих физико-математических моделей, создания программного обеспечения для их компьютерной реализации и численного моделирования исследуемых потоков дуговой плазмы [2].

Исследованию дугового разряда и его использованию для нагрева и ускорения газа с помощью дуговых генераторов плазмы посвящено большое количество работ (например, [3–6]). Однако в большинстве подобных публикаций рассматривается электрическая дуга косвенного действия, горящая внутри сопла-анода плазмотрона. Сопутствующие же плазменному распылению проволоки-анода процессы теплового, газодинамического и химического взаимодействия плазменной струи с потоком обдувающего газа и внешней газовой средой на данный момент изучены явно недостаточно. Поэтому существует необходимость разработки унифицированной физико-математической модели указанных процессов, применимой для широкого класса плазменных технологий и учитывающей взаимодействие электрической дуги и плазменной струи с обдувающим потоком газа, что и являлось целью данной работы.

Моделирование процесса формирования плазменного потока проводилось при следующих условиях. Предполагается, что дуга постоянного тока I горит между тугоплавким водоохлаждаемым катодом и токоведущей проволокой, находящейся за срезом сопла плазмотрона на расстоянии Z_2 от начального сечения ($z = 0$), расположенного вблизи рабочего конца катода. Далее (при $z > Z_2$) имеет место бестоковое инерционное движение плазмы. Подающийся в сопло плазмообразующий газ (аргон) с объемным расходом G_1 нагревается электрической дугой и истекает из электродного сопла длиной Z_1 и радиусом R_c во внешнюю среду. Здесь следует отметить, что, изменяя в параметрах модели длину дуги Z_2, можно смоделировать ее горение внутри сопла плазмотрона ($Z_2 < Z_1$), что соответствует плазмотрону косвенного действия. Открытый участок разряда может обдуваться потоком газа (аргона или воздуха) с объемным расходом G_2. В этом случае обдувающий газ подается через кольцевой канал $R_1 \le r \le R_2$ под углом α к оси плазмотрона. Давление во внешней среде полагается атмосферным.

Таким образом, при теоретическом анализе процессов нагрева и движения газа в условиях плазменно-дугового напыления расчетный участок можно условно разделить на три области (рис. 2): 1 — область течения дуговой плазмы внутри сопла плазмотрона ($0 \le z < Z_1$); 2 — область внешнего течения дуговой плазмы и ее взаимодействия с потоком обдувающего газа ($Z_1 \le z \le Z_2$); 3 — область инерционного движения бестоковой плазмы ($z > Z_2$).

В плазмотронах рассматриваемого типа осуществляется прокачка относительно небольшого количества плазмообразующего газа (аргона), в них, как правило, реализуется слаботурбулентный режим течения плазмы, поскольку вязкость газа с ростом температуры увеличивается.

С учетом вышесказанного для математического описания процессов, протекающих при формировании плазменной дуги и истечении дуговой плазмы из сопла плазмотрона, примем следующие допущения:

- рассматриваемая плазменная система обладает цилиндрической симметрией, а протекающие процессы предполагаются стационарными;
- обдувающий газ подается осесимметричным потоком через кольцевой канал, течение этого газа в канале полагается ламинарным;

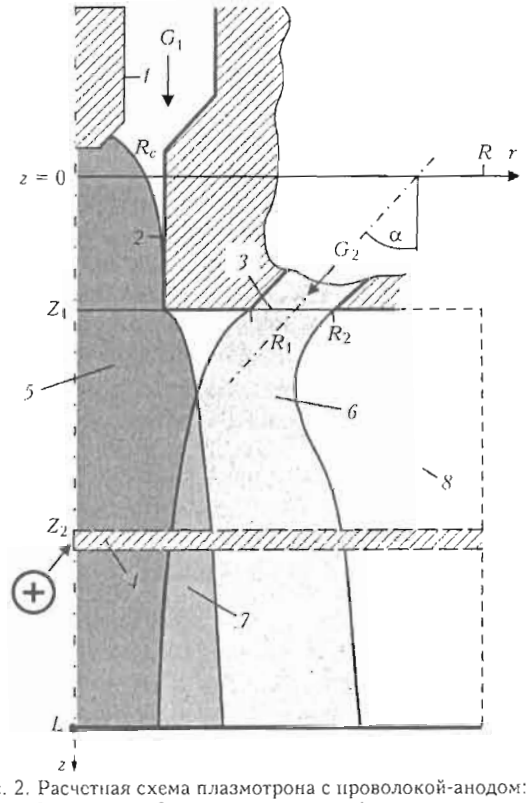


Рис. 2. Расчетная схема плазмотрона с проволокой-анодом: *1* — катод; *2* — сопло; *3* — канал подачи обдувающего газа; *4* — проволока-анод; *5* — дуговая плазма; *6* — обдувающий газ; *7* — область смешения; *8* — внешняя газовая среда

• плазма находится в состоянии локального термодинамического равновесия, собственное излучение плазмы — объемное;

• основным механизмом нагрева плазмы являются джоулево тепловыделение (работой сил давления и вязкой диссипацией можно пренебречь), а перенос энергии в столбе происходит за счет теплопроводности и конвекции (естественная конвекция в расчет не принимается);

• течение плазмы вязкое, дозвуковое, режим течения турбулентный;

• внешние магнитные поля отсутствуют.

Так как в плазмотронах рассматриваемой схемы течение газа происходит преимущественно в осевом направлении, а радиальные градиенты температуры и скорости существенно больше аксиальных, для расчета тепловых и газодинамических характеристик плазмы будем использовать приближение пограничного слоя [7]. Полагая турбулентность гидродинамической (т. е. пренебрегая пульсациями электромагнитных величин), считая пульсации давления малыми и используя гипотезу Буссинеска, можно показать, что система МГД уравнений в приближении турбулентного пограничного слоя для осредненных по времени значений температуры и скорости плазмы имеет вид [6, 8]:

$$\frac{\partial}{\partial z}(\rho u) + \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(r\rho\bar{v}) = 0; \qquad (1)$$

$$\rho\left(u\frac{\partial u}{\partial z} + \bar{v}\frac{\partial u}{\partial r}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\bar{\eta}\frac{\partial u}{\partial r}\right) - \frac{\partial}{\partial z}\left(p + \mu_0\frac{H_\varphi^2}{2}\right); \qquad (2)$$

$$\rho C_p\left(u\frac{\partial T}{\partial z} + v\frac{\partial T}{\partial r}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\bar{\chi}\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{j^2}{\sigma} - \psi. \qquad (3)$$

Здесь T – осредненная температура плазмы; $\bar{v} = (\rho v + \rho' v')/\rho$ (где v — осредненная радиальная скорость; ρ — осредненная плотность плазмы; ρ' и v' — пульсации плотности и радиальной скорости); u — осредненная аксиальная скорость плазмы; p — давление; C_p — удельная теплоемкость при постоянном давлении; σ — удельная электропроводность плазмы; $\mathbf{j}$ — вектор плотности электрического тока; ψ — объемная плотность мощности собственного излучения; $\bar{\eta}$ и $\bar{\chi}$ — полные коэффициенты динамической вязкости и теплопроводности плазмы, представляющие собой суммы молекулярной и турбулентной вязкости и теплопроводности соответственно; μ_0 — универсальная магнитная постоянная; $H\varphi$ — азимутальная составляющая магнитного поля тока дуги:

$$H_\varphi = \frac{1}{r}E_z\int_0^r \sigma r dr, \qquad (4)$$

где E_z — осевая составляющая напряженности электрического поля.

При использовании приближения пограничного слоя описание распределенных электромагнитных характеристик дуги проводится при условии $j_r << j_z$. В этом случае слагаемое j^2/σ в уравнении (3), описывающее выделение энергии в плазме за счет протекания электрического тока, примет вид j_z^2/σ. В рамках такого приближения осевая составляющая напряженности электрического поля дуги практически постоянна по сечению канала [6] и определяется из условия сохранения полного тока:

$$I = 2\pi E_z\int_0^{R_\sigma(z)} \sigma r dr, \qquad (5)$$

где $R_\sigma(z)$ — радиус токопроводящей области. Учитывая, что за пределами этой области проводимость плазмы практически равна нулю, в качестве верхнего предела интегрирования в формуле (5) можно использовать радиус расчетной области, т. е. положить $R_\sigma(z) = R_c$ при $0 \le z \le Z_1$ и $R_\sigma(z) = R$ при $z > Z_1$ (см. рис. 2).

Распределение давления в пределах канала сопла определяется с учетом магнитной составляющей давления:

$$p = p_{ext} - \int_z^{Z_1}\frac{dp_c}{dz}dz + \mu_0 E_z\int_r^{R_c}\sigma H_\varphi dr, \qquad (6)$$

где p_{ext} — давление во внешней среде. Градиент газостатического давления dp_c/dz в приближении пограничного слоя также постоянен по сечению канала [7] и определяется из условия сохранения полного массового расхода плазмообразующего газа:

$$\rho_0 G_1 = 2\pi\int_0^{R_c}\rho u r dr, \qquad (7)$$

где ρ_0 — массовая плотность газа при нормальных условиях. На открытом участке разряда ($z > Z_1$) давление определяется выражением

$$p = p_{ext} + \mu_0 E_z\int_r^{R_c}\sigma H dr. \qquad (8)$$

Система уравнений (1)–(8) дополняется соотношениями

$$\begin{aligned} &\rho = \rho(T, p); \quad C_p = C_p(T, p);\\ &\chi = \chi(T, p); \quad \eta = \eta(T, p);\\ &\sigma = \sigma(T, p); \quad \psi = \psi(T, p), \end{aligned} \qquad (9)$$

определяющими зависимости термодинамических характеристик, молекулярных коэффициентов переноса и оптических свойств плазмы от температуры и давления. Подробные таблицы указанных величин для используемых плазмообразующих газов приведены, например, в [6, 9].

Эта же система газодинамических уравнений может быть использована для описания бестокового (инерционного) участка течения плазмы за проволокой-анодом ($z > Z_2$) в приближении турбулентного пограничного слоя, если положить $E_z = H_\varphi = 0$.

Для замыкания системы уравнений (1)–(3) необходимо задать соотношения для определения турбулентных составляющих коэффициентов перено-

са. Коэффициенты динамической вязкости и теплопроводности плазмы, используемые в приведенных выше уравнениях, имеют вид:

$$\bar{\eta} = \eta + \eta_t; \quad \bar{\chi} = \chi + \chi_t, \tag{10}$$

где η и χ — коэффициенты молекулярной вязкости; η_t и χ_t — коэффициенты турбулентной вязкости и теплопроводности соответственно.

Для описания турбулентности была использована двухпараметрическая k–ε модель [10], получившая широкое распространение в мировой практике. К ее отличительным особенностям можно отнести учет предыстории течения, а также общность модели для различных условий течения. В рамках данной модели коэффициенты турбулентной вязкости и теплопроводности определяются по следующим формулам:

$$\eta_t = \frac{C_\mu \rho \bar{k}^2}{\varepsilon}; \quad \chi_t = \eta_t \frac{C_p}{\mathrm{Pr}_t}, \tag{11}$$

где $\bar{k}$, ε — кинетическая энергия и скорость диссипации турбулентности; C_μ — эмпирическая константа, равная 0,09; Pr_t — турбулентное число Прандтля, которое выбирается согласно рекомендациям [11] или принимается равным единице [6]. Первое соотношение (11) замыкается уравнениями переноса для кинетической энергии турбулентности и скорости диссипации:

$$\rho\left(u\frac{\partial \bar{k}}{\partial z} + \bar{v}\frac{\partial \bar{k}}{\partial r}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left[r\left(\eta + \frac{\eta_t}{\mathrm{Pr}_k}\right)\frac{\partial \bar{k}}{\partial r}\right] + S - \rho\varepsilon; \tag{12}$$

$$\rho\left(u\frac{\partial \varepsilon}{\partial z} + \bar{v}\frac{\partial \varepsilon}{\partial r}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left[r\left(\eta + \frac{\eta_t}{\mathrm{Pr}_\varepsilon}\right)\frac{\partial \varepsilon}{\partial r}\right] + C_1 S\frac{\varepsilon}{\bar{k}} - C_2\rho\frac{\varepsilon^2}{\bar{k}}. \tag{13}$$

Здесь $S = \eta_t\left(\frac{\partial u}{\partial} r\right)^2$ — источниковый член; C_1, C_2, Pr_ε, Pr_k — константы k–ε модели турбулентности, равные 1,44; 1,92; 1,3 и 1,0 соответственно.

Для решения системы дифференциальных уравнений (1)–(3), (12), (13) задавались следующие граничные и начальные (входные) условия. На оси симметрии системы ($r = 0$) полагаются справедливыми условия

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0; \quad \frac{\partial u}{\partial r} = 0; \quad \bar{v} = 0; \quad \frac{\partial \bar{k}}{\partial r} = 0; \quad \frac{\partial \varepsilon}{\partial r} = 0. \tag{14}$$

На стенке канала (при $r = R_c$ и $0 \le z < Z_1$) ставится условие «прилипания» и задается температура охлаждаемой стенки T_w, т. е.

$$u = 0; \quad T = T_w. \tag{15}$$

Для задания величин $\bar{k}$ и ε вблизи стенки канала необходимо использовать пристеночную функцию [10, 12], определяя указанные величины следующим образом:

$$\bar{k} = \frac{u_*^2}{\sqrt{C_\mu}}, \quad \varepsilon = \frac{u_*^3}{k_0(R_c - r)}, \tag{16}$$

где $k_0 = 0{,}41$, а u_* является решением трансцендентного уравнения (логарифмический закон стенки):

$$\frac{u}{u_*} = \frac{1}{k_0}\ln\left(\frac{\Lambda\rho u_*(R_c - r)}{\eta}\right), \tag{17}$$

где $\Lambda = 9{,}0$ — параметр шероховатости стенки.

Для корректного учета вязкого подслоя при определении $\bar{k}$ и ε в пристеночной области, т. е. при $y^+ = \rho(R_c - r)u_*/\eta < f^+$, где f^+ выбирается в диапазоне 20–100 [12], используются выражения (16), (17). Для описания внутренней области течения ($y^+ \ge f^+$) используются уравнения (12), (13) полностью развитого турбулентного течения.

На внешней границе расчетной области (открытого участка) принимаются условия гладкого сопряжения с окружающей средой:

$$T = T_{ext}; \quad u = 0; \quad \bar{k} = 0; \quad \varepsilon = 0, \tag{18}$$

где T_{ext} — температура окружающей среды.

В качестве начальных условий во входном сечении плазмоформирующего канала ($z = 0$) задаются распределения скорости плазмообразующего газа, величин $\bar{k}$ и ε [10], а также плотности тока в прикатодной области [13, 14]:

$$u(r, 0) = u_0\left[1 - \left(\frac{r}{R_c}\right)^n\right], \tag{19}$$

$$\bar{k}(r, 0) = i_t(u^2 + \bar{v}^2), \quad \varepsilon(r, 0) = 3\frac{\bar{k}(r, 0)^{3/2}}{R_c}, \tag{20}$$

$$j_z(r, 0) = j_{0c}e^{-r/r_c}, \tag{21}$$

где $n = 15$; u_0 выбирается из условия сохранения массового расхода плазмообразующего газа через канал сопла плазмотрона (7); $i_t = 0{,}003$ — интенсивность турбулентности; j_{0c} — константа, зависящая от силы тока (при $I = 200$ А $j_0 = 1{,}2\cdot10^8$ А/м^2 [14]); r_c — радиус катодной области дуги, определяемый из условия сохранения полного тока (5) и закона Ома:

$$j_z = \sigma E_z. \tag{22}$$

Температура плазмообразующего газа в начальном сечении выбирается исходя из эмпирической зависимости плотности тока в области катода (21) с использованием зависимости $\sigma = \sigma(T, p)$ и соотношения (22). При этом исходя из приближения $j_r << j_z$ напряженность электрического поля E_z при $z = 0$ полагается не зависящей от координаты r и соответствующей j_0 и $\sigma(T_c)$, где T_c — максимальная температура плазмы вблизи поверхности катода, аппроксимированная нами по экспериментальным данным [14] для диапазона $I = 100$–300 А многочленом

$$T_c(I) = -250\cdot10^{-4}I^2 + 32{,}5I + 15300. \tag{23}$$

Граничные условия на выходе из канала для подачи обдувающего газа (при $z = Z_1$ и $R_1 \le r \le R_2$) задаются с учетом сделанных допущений о характере течения этого газа. При этом температуру газа примем равной температуре окружающей среды T_{ext}, а компоненты его скорости будем описывать модельными зависимостями

$$u = u_1 \left[1 - \left(\frac{2r}{R_1 + R_2} \right)^2 \right], \quad \overline{v} = u \, tg \, \alpha, \qquad (24)$$

где u_1 выбирается из условия сохранения полного расхода газа через рассматриваемый канал:

$$\rho_0 G_2 = 2\pi \int_{R_1}^{R_2} \rho u r dr. \qquad (25)$$

Граничные условия для $\overline{k}$ и ε на выходе из канала для подачи обдувающего газа выбираются по аналогичным (20) зависимостям в соответствии с условием (24).

Поставленная задача решалась численно, методом конечных разностей [15, 16]. Использовалась основная разностная схема для интегрирования систем уравнений типа уравнений пограничного слоя [17]. Дифференциальные уравнения второго порядка (2), (3), (12), (13) аппроксимировались по неявной двухслойной шеститочечной разностной схеме, а уравнение первого порядка (1) — по явной четырехточечной. Полученная алгебраическая система разностных уравнений решалась методом прогонки с применением итераций.

На основе разработанной вычислительной схемы было создано соответствующее программное обеспечение и проведен численный анализ характеристик слаботурбулентного течения аргоновой плазмы, генерируемой плазмотроном с проволокой-анодом при различных режимах его работы. Тепловые и газодинамические характеристики такой плазмы рассчитывали как на дуговом участке течения, простирающемся от катода плазмотрона до проволоки-анода, так и на инерционном участке, т. е. в бестоковой плазменной струе. Исследовался стационарный плазменно-дуговой поток, обдуваемый осесимметричным кольцевым потоком холодного газа (аргон), а также поток аргоновой плазмы, истекающий в неподвижную газовую среду того же состава (затопленная струя) при атмосферном давлении.

При проведении всех расчетов параметры плазмотрона и режимы его работы выбирали следующими: радиус и длина канала сопла равны соответственно 1,5 и 3,0 мм; проволока-анод расположена при $z = Z_2 = 9{,}3$ мм; кольцевой канал для подачи газа, обдувающего поток, имеет в выходном сечении ($z = Z_1 = 3$ мм) внутренний радиус 4,78 мм и внешний 7,22 мм и наклонен под углом 37,5° к оси симметрии плазмотрона (см. рис. 2); температура холодных стенок каналов и окружающего газа — 300 К. Режим работы плазмотрона соответствовал току дуги 200 А, расходу плазмообразующего газа $G_1 = 1$ м^3/ч и обдувающего газа $G_2 = 20$ (0) м^3/ч.

Представляет интерес оценить влияние наличия обдувающего потока газа на пространственное распределение характеристик плазменной струи. Результаты расчетов для обдуваемого потока и соответствующей затопленной струи представлены на рис. 3. Здесь кривые *1*, *2* соответствуют распределениям параметров плазменного потока при выходе из плазмоформирующего канала, а также в области проволоки-анода. На таком достаточно небольшом (~6–7 мм) расстоянии от среза сопла плазмотрона параметры дугового потока практически не зависят от условий обдува и в обоих случаях (с обдувом и без такового) остаются практически идентичными. В дальнейшем поток газа, обдувающего плазменную струю, препятствует ее расширению и на расстоянии около 50 мм от среза сопла плазмотрона ширина ядра затопленной плазменной струи превышает ширину обдуваемой струи приблизительно в 2 раза (ср. кривые *4* и *3* на рис. 3). Расчеты [2] также показали, что существенное снижение скорости и температуры необдуваемой струи начинается на расстоянии 35–40 мм от среза сопла плазмотрона. Уже на расстоянии 150 мм от среза сопла затопленная струя практически полностью распадается вследствие ее неограниченного расширения, в то время как даже на расстоянии 250 мм от среза сопла обдуваемая струя имеет скорость ~400 м/с и температуру ~5500 К. Таким образом, плазменная струя,

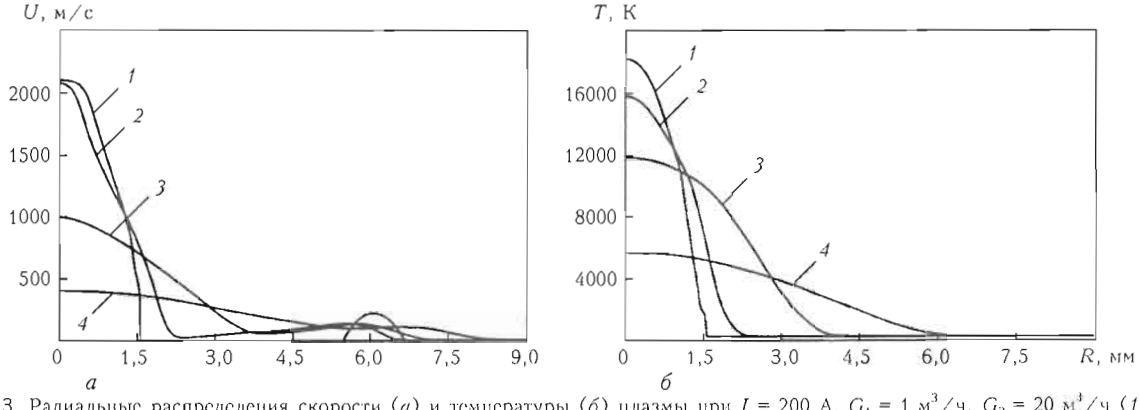


Рис. 3. Радиальные распределения скорости (*а*) и температуры (*б*) плазмы при $I = 200$ А, $G_1 = 1$ м^3/ч, $G_2 = 20$ м^3/ч (*1–3*) и $G_2 = 0$ м^3/ч (*1, 2, 4*) в области среза сопла металлизатора ($z = 3$ мм) (*1*) и проволоки-анода ($z = 9{,}3$ мм) (*2*); *3, 4* — $z = 50$ мм

обдуваемая спутным потоком холодного газа, значительно дольше сохраняет импульс и энергию.

Зачастую турбулентные потоки плазмы, формируемые плазмотронами, истекают во внешнюю газовую среду иного, нежели используемый плазмообразующий газ, химического состава, чаще всего в воздух. При этом поток дуговой плазмы во внешней области может представлять собой как бестоковую плазменную струю (когда оба электрода дуги находятся внутри плазмотрона), так и содержать открытый участок столба дугового разряда, как в рассматриваемом нами плазмотроне (см. рис. 2). Несомненно, что состав внешней газовой среды (если он отличается от состава плазмообразующего газа) будет оказывать определенное влияние на характеристики формируемого потока дуговой плазмы. Поэтому достаточно важным представляется дополнить предлагаемую нами модель соотношениями, учитывающими процессы конвективной диффузии, которые имеют место при смешении плазмообразующего газа с внешней газовой средой и соответствующего изменения состава, теплофизических свойств и коэффициентов переноса плазмы. Будем полагать, что если составы плазмообразующего газа и внешней газовой среды (обдувающего газа) отличаются, то при $z > Z_1$ начинается их смешение (см. рис. 2). Для описания смешения потока дуговой плазмы с внешним газом примем следующие допущения:

- плазменная компонента смеси является инертной (аргон) и не вступает в химические реакции с внешним газом;
- смешение плазмообразующего газа с внешней газовой средой иного состава описывается уравнением конвективной диффузии с учетом турбулентной составляющей коэффициента взаимной диффузии компонент;
- в случае турбулентной плазменной струи, обдуваемой коаксиальным ламинарным потоком холодного газа, предполагается, что этот газ имеет такой же состав, что и окружающая газовая среда.

Для описанных условий уравнение конвективной диффузии плазмообразующего газа во внешней газовой среде будет иметь следующий вид:

$$\rho\left(u\frac{\partial m_1}{\partial z}+\bar{v}\frac{\partial m_1}{\partial r}\right)=\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\rho\bar{D}_{12}\frac{\partial m_1}{\partial r}\right), \qquad (26)$$

$$m_1+m_2=1.$$

Здесь $m_1(r, z)$ и $m_2(r, z)$ — относительные массовые концентрации плазмообразующего и внешнего газа в плазменной смеси (здесь и далее индексом 1 будем обозначать характеристики плазмообразующего газа, индексом 2 — внешнего газа), определяемые как

$$m_i=\frac{\rho_i}{\rho}, \qquad (27)$$

где ρ_i — приведенные плотности компонент (i = 1, 2), характеризующие их массы в единице объема плазменной смеси; ρ — осредненная плотность смеси; $\bar{D}_{12}$ — коэффициент бинарной диффузии, имеющий вид

$$\bar{D}_{12}=D_{12}+D_t=D_{12}+\frac{\eta_t}{\rho\,\mathrm{Sm}_t}. \qquad (28)$$

Здесь D_{12} — коэффициент взаимной молекулярной диффузии в плазменной смеси; D_t — турбулентная составляющая коэффициента диффузии; Sm_t — турбулентное число Шмидта, которое согласно рекомендациям [6] принималось равным единице.

Коэффициент взаимной диффузии для бинарной плазменной смеси рассчитывался по формуле Чепмена–Энскога [18]:

$$D_{12}=2{,}66\cdot10^{-2}\,\frac{\sqrt{T^3(M_1+M_2)/(2M_1M_2)}}{p\,\sigma_{12}^2\,\Omega^{(1,1)}(T_{12}^*)}, \qquad (29)$$

где M_1, M_2 — молекулярная масса плазмообразующего и внешнего газа соответственно; σ_{12} — эффективное сечение столкновений частиц в модели твердых сфер для составляющих смесь газов; $\Omega^{(1,1)}(T^*)$ — функция приведенной температуры $T^*=kT/\varepsilon_{12}$, таблица значений которой приведена, например, в [18]; k — постоянная Больцмана; ε_{12} — эффективный энергетический параметр взаимодействия частиц составляющих смесь газов.

Теплофизические характеристики, коэффициенты переноса и прочие свойства (9) плазменной смеси помимо зависимости от температуры и давления будут также зависеть от концентрации компонент. Для определения молекулярных коэффициентов вязкости и теплопроводности плазменной смеси можно воспользоваться следующими соотношениями [9, 18]:

$$\eta_{\text{см}}=\sum_{j=1}^{2}x_j^2\left[x_j^2/\eta_j+1{,}385\sum_{\substack{k=1,\\k\neq j}}^{2}x_jx_kRT/(PM_jD_{jk})\right]^{-1}, \qquad (30)$$

$$\chi_{\text{см}}=\left(\sum_{j=1}^{2}\chi_jx_j+\left[\sum_{j=1}^{2}x_j/\chi_j\right]^{-1}\right)/2, \qquad (31)$$

где $\eta_{\text{см}}$, η_j — коэффициенты вязкости смеси и j-й компоненты соответственно (j = 1, 2); $\chi_{\text{см}}$, χ_j — коэффициенты теплопроводности смеси и j-й компоненты соответственно; x_j — объемная концентрация j-й компоненты, определяемая соотношением

$$x_j=\frac{m_j/(\rho_jM_j)}{\sum_{k=1}^{2}m_k/(\rho_kM_k)}.$$

Остальные свойства плазмы при смешении приближенно вычислялись следующим образом:

$$\Gamma(T)=m_1\Gamma_1(T)+m_2\Gamma_2(T), \qquad (32)$$

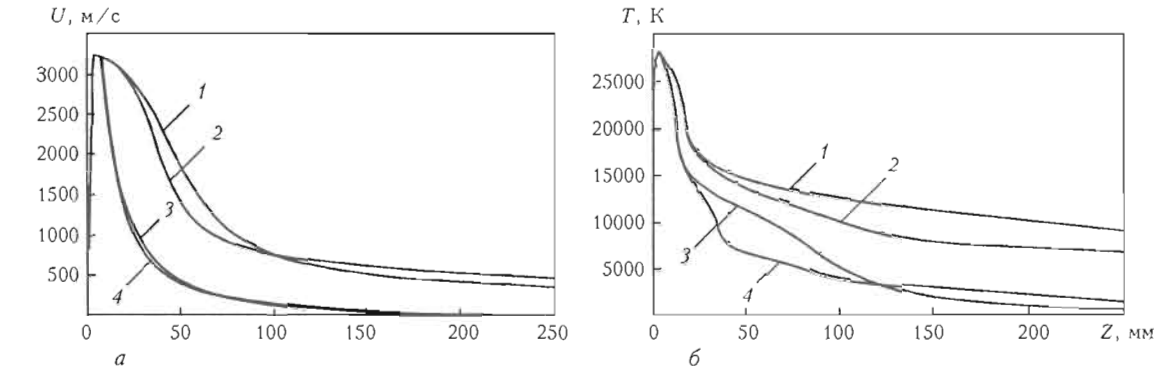


Рис. 4. Продольные изменения скорости (*а*) и температуры (*б*) плазмы в плазменной струе, истекающей в аргоновую (*1, 3*) и воздушную (*2, 4*) среду при различных режимах работы плазмотрона: *1* — G_2 = 20 (аргон); *2* — 20 (воздух) м^3/ч ; *3, 4* — G_2 = = 0 м^3/ч; I = 200 А, G_1 = 1 м^3/ч

где $\Gamma = (\rho, C_p, \sigma, \psi)$.

Рассмотрим теперь постановку граничных условий для уравнения конвективной диффузии (26). На оси ($r = 0$) используется условие симметрии

$$\frac{\partial m_1}{\partial r} = 0. \qquad (33)$$

Полагая, что в сопле плазмотрона может находиться только плазмообразующий газ, во входном сечении ($z = 0$ и $0 \le r \le R_c$) ставится начальное условие

$$m_1(r, 0) = 1, \qquad (34)$$

а на стенках сопла плазмотрона (при $r = R_c$ и $0 \le z < Z_1$) задается

$$m_1 = 1. \qquad (35)$$

На внешних границах открытого участка расчетной области, т. е. при $r = R$ и $z > Z_1$, полагается

$$m_1 = 0. \qquad (36)$$

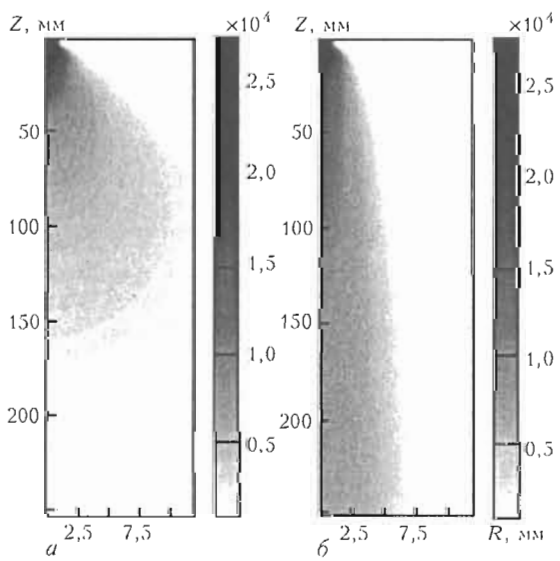


Рис. 5. Распределение температуры аргоновой плазменной струи, истекающей в воздушное пространство без обдува (*а*) и с обдувом (*б*)

По аналогии с уравнениями движения и энергии уравнение конвективной диффузии (26) решали методом конечных разностей [15, 16], совместно с описанной выше системой МГД уравнений турбулентного пограничного слоя. Результаты численного моделирования характеристик потока аргоновой плазмы при истечении в воздушную среду и среду аргона как при наличии обдувающего газового потока, так и для соответствующей затопленной струи представлены на рис. 4–6. В частности, на рис. 4 представлены продольные распределения аксиальной компоненты скорости и температуры плазмы при истечении в каждую из рассматриваемых сред. Понятно, что состав окружающего газа не оказывает существенного влияния на скорость потока. На начальных этапах внешнего течения температура также изменяется незначительно. Однако в дальнейшем на расстоянии около 25–30 мм от среза сопла струя, обдуваемая воздухом, начинает охлаждаться интенсивнее струи, обдуваемой аргоном.

Влияние состава внешней среды на тепловые характеристики течения дуговой плазмы особенно заметно для затопленной струи, истекающей в воздушное пространство. В этом случае смешение аргоновой плазмы с воздухом активизируется (см. рис. 4), теплопроводность смеси ввиду существенно большей величины для воздуха увеличивается, что приводит к более быстрому снижению температуры струи.

Соответствующие истечению в воздушную среду поля концентрации аргона и температуры плазмы для обдуваемой ламинарным потоком и затопленной турбулентной плазменной струи представлены на рис. 5, 6. Как следует из представленных на этих рисунках результатах моделирования, при обдуве струи спутным потоком воздуха наблюдается более существенная перестройка течения по сравнению с затопленной струей. Струя, истекающая в покоящееся среду, втягивает в столб дуги окружающий газ с периферии, достаточно быстро расширяется, при этом интенсивно смешиваясь с окружающей средой. Немалую роль в этом играют процессы турбулентного массопереноса. Обдув же плазменной струи кольцевым потоком холодного газа препятствует ее расширению, при этом турбулентность частично

гасится окружающим струю кольцевым потоком. В частности, формируется высокотемпературный след дуги, концентрация аргона в котором остается достаточно высокой. Так, например, на расстоянии около 50 мм от среза сопла содержание аргона на оси плазменной струи превышает 80 %, на расстоянии 100 мм — 60 % (см. рис. 6). Поперечное сечение обдуваемой струи с расстоянием увеличивается незначительно, а ядро струи имеет достаточно равномерные распределения характеристик.

Обычно при использовании приближения пограничного слоя делается допущение о меньшей радиальной компоненте плотности электрического тока в дуге по сравнению с аксиальной ($j_r << j_z$). Такой подход не позволяет вполне адекватно описывать электромагнитные характеристики дуги, горящей в рассматриваемом плазмотроне, поскольку в прикатодной области, на выходе из плазмоформирующего канала и в области анодной привязки дуги могут наблюдаться достаточно высокие значения j_r, соизмеримые с j_z, поэтому модель электромагнитных процессов для дуги в плазмотроне с внешней токоведущей проволокой-анодом требует уточнения.

С целью более корректного описания электромагнитных характеристик дуги (не делая допущения о малости радиальной компоненты плотности электрического тока по сравнению с аксиальной) будем использовать выражение для напряженности магнитного поля тока дуги [19]

$$\frac{\partial}{\partial r}\left[\frac{1}{r\sigma}\frac{\partial(rH_\varphi)}{\partial r}\right]+\frac{\partial}{\partial z}\left[\frac{1}{\sigma}\frac{\partial H_\varphi}{\partial z}\right]=0. \qquad (37)$$

Азимутальная составляющая напряженности магнитного поля $H_\varphi(r, z)$ связана с компонентами плотности электрического тока следующими уравнениями [19]:

$$j_z=\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(rH_\varphi);\quad j_r=-\frac{\partial H_\varphi}{\partial z}. \qquad (38)$$

Следует отметить, что, поскольку в уточненной модели электромагнитных характеристик дуги во внимание принимаются как аксиальная, так и радиальная компоненты плотности электрического тока, джоулев источник в уравнении энергии (3) должен быть записан в виде $\frac{j_r^2+j_z^2}{\sigma}$.

Решение дифференциального уравнения второго порядка (37) невозможно без задания краевых условий по всему контуру расчетной области $\{0 \le r \le R_c$ при $0 \le z \le Z_1$, $0 \le r \le R$ при $Z_1 < z \le Z_2\}$ (см. рис. 2). Для постановки соответствующих граничных условий вблизи электродов дуги, т. е. при $z = 0$ и $z = Z_2$, будем использовать экспериментальные и расчетные данные [14, 20] о плотности тока в катодной и анодной областях. При этом для задания $j_z(r, 0)$ используется выражение (21), а в области анодной привязки дуги ($z = Z_2$) полагается

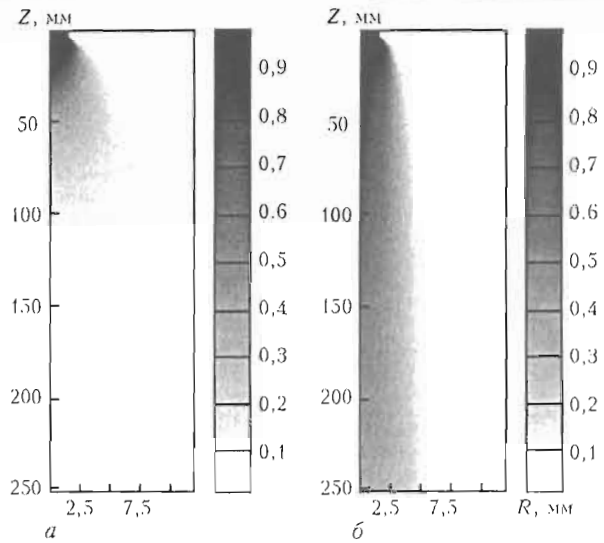


Рис. 6. Распределение относительной концентрации аргона в плазменной струе, истекающей в воздушное пространство без обдува (*а*) и с обдувом (*б*)

$$j_z(r, Z_2)=j_{0a}e^{-r^2/r_a^2}, \qquad (39)$$

причем

$$j_r(r, 0)=j_r(r, Z_2)=0, \qquad (40)$$

где j_{0a} — константа, зависящие от силы тока; r_a — радиус анодной области привязки дуги. В качестве радиуса области анодной привязки дуги можно приближенно выбрать радиус проволоки-анода, а величину j_{0a} вычислить из условий (5), (22).

Подставляя зависимости (21), (39) в первое уравнение (38), находим:

$$H_\varphi(r, 0)=\frac{j_{0c}r_c^2}{r}\left[1-e^{-r/r_c}\left(1+\frac{r}{r_c}\right)\right];$$
$$H_\varphi(r, Z_2)=\frac{j_{0a}r_a^2}{2r}\left(1-e^{-r^2/r_a^2}\right). \qquad (41)$$

Граничное условие на оси системы задаем в виде

$$H_\varphi(0, z)=0. \qquad (42)$$

На внешней границе расчетной области полагаем

$$H_\varphi(R_c, z)=\frac{I}{2\pi R_c} \text{ при } 0 \le z \le Z_1;$$
$$H_\varphi(R, z)=\frac{I}{2\pi R} \text{ при } Z_1 < z \le Z_2. \qquad (43)$$

Наконец, при $z = Z_1$, $R_C \le r \le R$ имеем

$$H_\varphi(r, Z_1)=\frac{I}{2\pi r}. \qquad (44)$$

Уравнения (37), (38) совместно с граничными условиями (41)–(44) составляют основу уточненной математической модели электромагнитных процессов для дуги в плазмотроне с внешней токоведущей проволокой. Эти уравнения должны решаться совместно с МГД уравнениями турбулентного

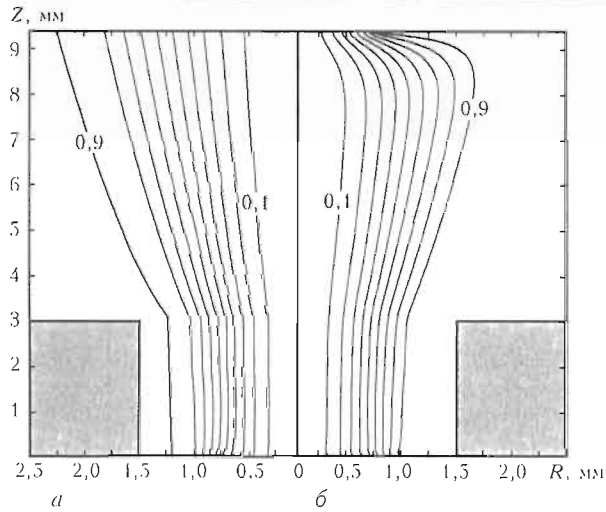


Рис. 7. Линии электрического тока ($2\pi \int_0^{R_\gamma(z)} j_z r dr / I = \gamma = 0{,}1–0{,}9$ с шагом 0,1) для дуги в плазмотроне с внешней проволокой-анодом (I = 200 А, G_1 = 1 м^3/ч) при различных методах расчета электромагнитных характеристик: *а* — приближение пограничного слоя ($j_r << j_z$); *б* — уточненная модель

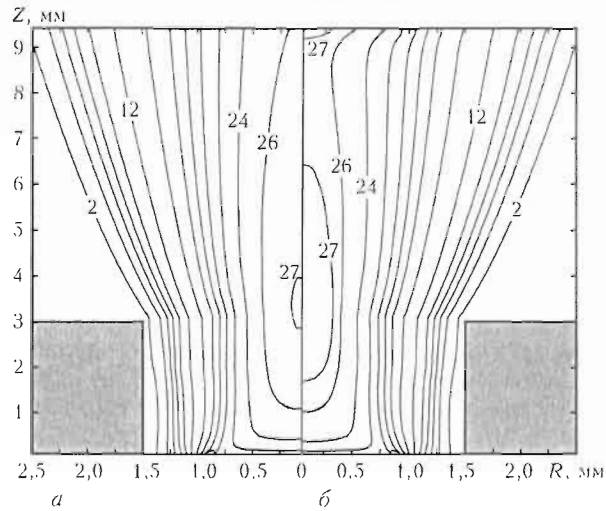


Рис. 8. Изолинии температуры плазмы (T = 27, 26, 24 и далее с шагом 2 кК) для дуги в плазмотроне с внешней проволокой-анодом (I = 200 А, G_1 = 1 м^3/ч) при различных методах расчета электромагнитных характеристик: *а* — приближение пограничного слоя ($j_r << j_z$); *б* — уточненная модель

пограничного слоя (1)–(3), дополняемыми моделью турбулентности (11)–(13), а также соответствующими граничными условиями и замыкающими соотношениями, в совокупности позволяющими определять пространственные распределения газодинамических и тепловых характеристик рассматриваемой дуговой плазмы. Полная система уравнений решалась численно (методом конечных разностей) с использованием глобальных итераций по напряженности магнитного поля. На каждой новой глобальной итерации значения напряженности магнитного поля обновляли путем численного решения уравнения (37), при этом использовали пятиточечную неявную разностную схему с применением метода прогонки [16]. Процедура решения прекращалась, когда все характеристики плазмы (во всех точках расчетной области) на двух соседних итерациях отличались не более, чем на заданную малую величину θ.

Проанализируем результаты численного моделирования электромагнитных, тепловых и газодинамических характеристик дуговой плазмы в рассматриваемом плазмотроне при использовании приближения $j_r << j_z$ и уточненной модели электромагнитных процессов.

На рис. 7 изображены границы областей $R_\gamma(z)$, в пределах которых протекает γ-доля полного тока дуги

$$\frac{2\pi \int_0^{R_\gamma(z)} j_z r dr}{I} = \gamma = 0{,}1;\ 0{,}2;\ \ldots;\ 0{,}9, \qquad (45)$$

вычисленные на основе различных моделей. Из представленных на этом рисунке кривых следует, что использование приближения $j_r << j_z$ дает постепенно расширяющийся во внешней области разряда токовый канал (см. рис. 7, *а*), фактически совпадающий с электропроводной областью дуговой плазмы. Решение же уравнения (37) приводит к качественно иным результатам, особенно на открытом участке дуги. Здесь имеет место существенная неоднородность магнитного поля по длине разряда и, соответственно, большие величины радиальной компоненты плотности электрического тока. В итоге линии тока, расходящиеся после выхода из плазмоформирующего канала, сгущаются к области анодной привязки дуги (рис. 7, *б*).

Поля температур, соответствующие выбранному режиму работы плазмотрона и вычисленным с помощью различных моделей распределениям плотности тока в дуге, представлены на рис. 8. Как следует из приведенных здесь изотерм, различия расчетных значений температуры оказываются не столь существенными, как для плотности электрического тока. Единственное, что необходимо отметить, это повышение расчетной температуры плазмы вблизи области анодной привязки дуги при использовании уточненной модели электромагнитных процессов (см. рис. 8, *б*). Связано это с тем, что получающийся в рамках такой модели токовый канал заметно сжат в области проволоки-анода (см. рис. 7, *б*) и плотность тока (достигающая здесь значений более $1{,}5 \cdot 10^8$ А/м^2), а, следовательно, и плотность джоулевых источников энергии здесь оказываются выше, приводя к более высоким значениям температуры. Что касается газодинамических характеристик плазмы электрической дуги в исследуемом плазмотроне, то на достаточно небольшом расстоянии от среза сопла плазмотрона (~10 мм) они практически не зависят от метода расчета ее электромагнитных характеристик. Расчеты показали, что в дальнейшем различие в значениях скорости плазменного потока вблизи оси струи несколько возрастает с расстоянием, достигая 13 % при z = 50 мм

(скорость плазменной струи, рассчитанной при помощи уточненной модели электромагнитных процессов, оказывается выше), тогда как значения температуры на оси системы при удалении от среза сопла практически сравниваются, отличаясь на 2–3 %.

Выводы

1. Предложена математическая модель тепловых, газодинамических, электромагнитных и диффузионных процессов в турбулентном потоке дуговой плазмы, генерируемой плазмотроном с внешней проволокой-анодом. Данная модель может быть также использована для расчета распределенных и интегральных характеристик турбулентных плазменных потоков в дуговых плазмотронах косвенного действия.

2. Обдув турбулентной плазменной струи спутным ламинарным потоком холодного газа препятствует расширению струи и более существенно увеличивает ее протяженность по сравнению с затопленной струей. Затопленная струя аргоновой плазмы, истекающая в воздушную среду, достаточно быстро перемешивается с воздухом, охлаждаясь при этом интенсивней, чем обдуваемая струя.

1. *Інженерія* поверхні: Підручник / К. А. Ющенко, Ю. С. Борисов, В. Д. Кузнецов та ін. — Київ: Наук. думка, 2007. — 558 с.
2. *Математическая* модель дуговой плазмы, генерируемой плазмотроном с проволокой-анодом / М. Ю. Харламов, И. В. Кривцун, В. Н. Коржик и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 12. — С. 14–20.
3. *Математическое* моделирование электрической дуги / В. С. Энгельшт, Д. С. Асанов, В. Ц. Гурович и др. — Фрунзе: Илим, 1983. — 363 с.
4. *Компьютерное* моделирование процесса плазменного напыления / Ю. С. Борисов, И. В. Кривцун, А. Ф. Мужиченко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 12. — С. 42–51.
5. *Favalli R.C., Szente R.N.* Physical and mathematical modeling of non-transferred plasma torches // Brazilian J. Physics. — 1998. — March, No. 1. — P. 25–34.
6. *Теория* столба электрической дуги / Под ред. М. Ф. Жукова. — Новосибирск: Наука, 1990. — 376 с.
7. *Лойцянский Л. Г.* Механика жидкости и газа. — М.: Наука, 1973. — 847 с.
8. *Computer-aided* simulation and experimental study of dusted plasma jets emitting into limited space / Yu.S. Borisov, A.V. Chernyshov, I.V. Krivtsun, et al. // Proc. of Nat. Thermal Spray Conf. (Boston, USA, 1994). — P. 361–366.
9. *Boulos M.I., Fauchais P., Pfender E.* Thermal plasmas: Fundamentals and applications. — New York, London: Plenum Press, 1994. — Vol. 1. — 467 p.
10. *Launder B.E., Spalding D.B.* The numerical computation of turbulent flows // Computer Methods in Appl. Mech. and Eng. — 1990. — No. 8. — P. 269–289.
11. *Иевлев В. М.* Турбулентное движение высокотемпературных сплошных сред. — М.: Наука, 1975. — 254 с.
12. *Wilcox D.C.* Turbulence modeling for CFD. — La Canada: DCW Ind. Inc., 1994. — 460 p.
13. *Колесниченко А. Ф.* Технологические МГД установки и процессы. — Киев: Наук. думка, 1980. — 192 с.
14. *Приэлектродные* процессы в дуговых разрядах / М. Ф. Жуков, Н. П. Козлов, А. В. Пустогаров и др. — Новосибирск: Наука, 1982. — 157 с.
15. *Самарский А. А.* Введение в теорию разностных схем. — М.: Наука, 1971. — 552 с.
16. *Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р.* Вычислительная гидромеханика и теплообмен. — М.: Мир, 1990. — Т. 1. — 384 с.
17. *Пасконов В. М., Полежаев В. И., Чудов Л. А.* Численное моделирование процессов тепло- и массообмена. — М.: Наука, 1984. — 286 с.
18. *Арефьев К. М.* Явления переноса в газе и плазме. — Л.: Энергоатомиздат, 1983. — 112 с.
19. *Низкотемпературная* плазма / В. С. Энгельшт, В. Ц. Гурович, Г. А. Десятков и др. — Новосибирск: Наука, 1990. — Т. 1. Теория столба электрической дуги. — 376 с.
20. *Hu J., Tsai H.L.* Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: The arc // Int. J. Heat and Mass Transfer. — 2007. — **50**. — P. 833–846.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Алексеенко Т. А. 87
Апель М. 141

Бердникова Е. Н. 77, 87

Вайс Д. 134
Валевич М. Л. 81

Горобец О. Ю. 9
Григоренко Г. М. 81, 87

Демченко В. Ф. 55, 64
Демьянов А. И. 170
Дьяченко В. И. 13
Дяченко С. М. 144

Ермолаев Г. В. 23, 28, 38, 95

Забиров А. 55
Зайффарт П. 109
Занковец П. В. 17

Квасницкий В. В. 23, 28, 34, 95
Квасницкий В. Ф. 38
Коваленко Д. В. 64
Коваленко И. В. 64
Коржик В. Н. 170
Королева Т. В. 42
Коросташевский П. В. 49
Кривцун И. В. 55, 64, 155, 170
Кузьменко О. Г. 148
Кункевич Д. П. 72
Кушнарева О. С. 77

Лабарткава Ал. В. 34
Лабарткава Ан. В. 38
Лактионов В. Л. 13
Лесной А. Б. 55, 64
Лопатко И. О. 13

Максимов С. Ю. 9
Маркашова Л. И. 77, 81, 87,
Матвиенко М. В. 23, 28
Махненко В. И. 95, 103
Махненко О. В. 109
Медведев С. В. 13, 72, 117
Миленин А.С. 122, 125
Мокров О. 55
Мужиченко А. Ф. 109
Мякишев Ю. В. 131

Наквасюк В. 55

Павлык В. 55
Петров С. В. 81, 170
Петрушина М. В. 72, 117
Питтнер А. 134
Позняков В. Д. 87
Половецкий Е. В. 77
Прилипко Е. А. 9

Райзген У. 55
Ретмайер М. 134
Роситер Е. 141
Роянов В. А. 49
Рябцев И. А. 148

Сапрыкина Г. Ю. 103
Сенченков И. К. 144, 148
Сидорец В. Н. 152, 155
Сухоруков С. Б. 155

Харламов М. Ю. 165, 170

Червинко О. П. 144, 148
Чиж О. П. 117

Швенк К. 134

Ющенко К. А. 64

Яковлева Ж. Г. 72

NAME INDEX

Alekseenko T.A. 87
Apel M. 141
Berdnikova E.N. 77, 87
Chervinko O.P. 144, 148
Chizh O.P. 117
Demchenko V.F. 55, 64
Demianov A.I. 170
Diachenko V.I. 13
Dyachenko S.M. 144
Ermolayev G.V. 23, 28, 38, 95
Gorobets O.Yu. 9
Grigorenko G.M. 81, 87
Kharlamov M.Yu. 165, 170
Korolyova T.V. 42
Korostashevsky P.V. 49
Korzhyk V.N. 170
Kovalenko D.V. 64
Kovalenko I.V. 64
Krivtsun I.V. 55, 64, 155, 170
Kunkevich D.P. 72
Kushnaryova O.S. 77
Kuzmenko O.G. 148
Kvasnitsky V.F. 38
Kvasnitsky V.V. 23, 28, 34, 95
Labartkava Al.V. 34
Labartkava An.V. 38
Laktionov V.L. 13
Lesnoj A.B. 55, 64
Lopatko I.O. 13
Makhnenko O.V. 109
Makhnenko V.I. 95, 103
Maksimov V.Yu. 9
Markashova L.I. 77, 81, 87
Matvienko M.V. 23, 28
Medvedev S.V. 13, 72, 117
Milenin A.S. 122, 125
Mokrov O. 55
Muzhichenko A.F. 109
Myakishev Yu.V. 131
Nakvasyuk V.V. 55
Pavlyk V. 55
Petrov S.V. 81, 170
Petrushina M.V. 72, 117
Pittner A. 134
Polovetsky E.V. 77
Prilipko E.A. 9
Rajzgen U. 55
Rethmeier M. 134
Rossiter E.A. 141
Royanov V.A. 49
Ryabtsev I.A. 148
Saprykina G.Yu. 103
Schwenk C. 134
Senchenkov I.K. 144, 148
Seyffarth P. 109
Sidorets V.N. 152, 155
Sukhorukov S.B. 155
Valevich M.L. 81
Weiss D. 134
Yakovleva Zh. G. 72
Yushchenko K.A. 64
Zabirov I. 55
Zankovets P.V. 17