

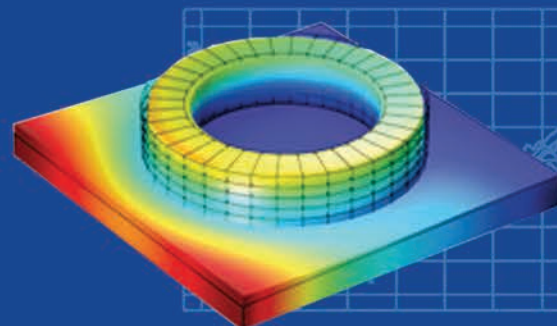
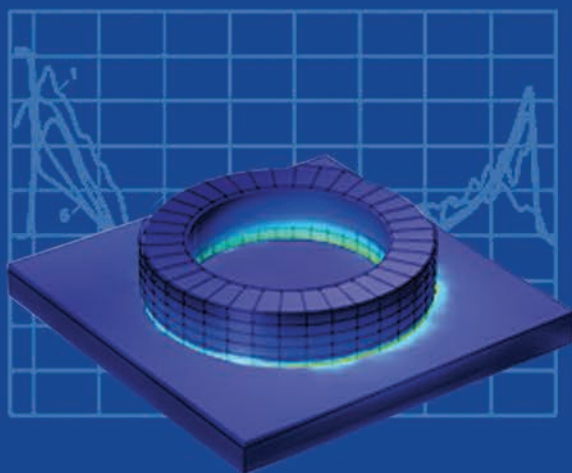
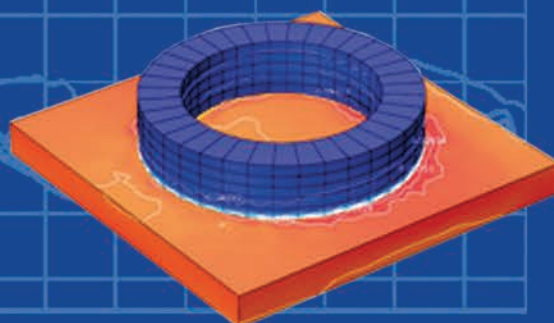
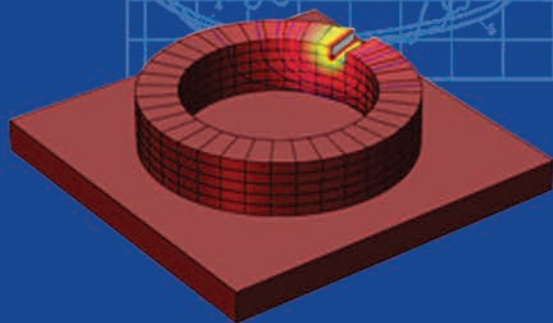
Восьмая международная конференция

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ



Сборник трудов

Под редакцией И. В. Кривцуна



19 –23 сентября 2016 г., Одесса, Украина

Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Международная Ассоциация «Сварка»

National Academy of Science of Ukraine
E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine
International Association «Welding»

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ

MATHEMATICAL MODELLING AND INFORMATION TECHNOLOGIES IN WELDING AND RELATED PROCESSES

Сборник трудов Восьмой Международной конференции
19–23 сентября 2016 г., Одесса, Украина

Proceedings of Eighth International Conference
19–23 September 2016, Odessa, Ukraine

Под редакцией профессора И. В. Кривцуна

Edited by Prof. I. V. Krivtsun



Организатор конференции
Международная Ассоциация «Сварка»

Organizer of the Conference
International Association «Welding»

Киев 2016 Kiev

Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Восьмой межд. конф. / Под редакцией проф. И. В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2016. — 130 стр. (электронное издание <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/mmw2016.pdf>)

В сборнике представлены доклады Восьмой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (19–23 сентября 2016 г., Одесса, Украина), 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 ученые и специалисты из разных стран. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.

Организаторы конференции выражают благодарность компании «TECHNOLOGIES HIGHENERGY» (г. Киев), за финансовую поддержку.

Издательский проект А. Т. Зельниченко

Компьютерная верстка Т. Ю. Снегиревой

Издательский Дом «Патон» — издание журналов, книг, тематических сборников, трудов конференций и др. печатной продукции в области сварки и родственных процессов.

www.patonpublishinghouse.com

Свидетельство серия ДК, № 3497 от 4 июня 2009 г.

Доклады публикуются в авторской редакции.

© Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2016

© Международная Ассоциация «Сварка», 2016

СОДЕРЖАНИЕ

Научное наследие академика НАН Украины В. И. Махненко	5
<i>Белоус В. Ю., Костин В. А., Григоренко С. Г., Селин Р. В.</i> Влияние режима дуговой сварки на фазовый состав сварных соединений высокопрочного титанового сплава системы Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr	10
<i>Волченков Е. А., Стовпченко А. П., Медовар Л. Б., Петренко В. Л., Цонли Лиу, Чуанхао Янг.</i> Моделирование особенностей электрошлакового переплава на шестиелектродной бифилярной печи	14
<i>Демченко В. Ф., Бои У., Кривцун И. В., Лихошва А. В., Сидорец В. Н., Коваленко Д. В., Коваленко И. В., Павлов А. Г.</i> Методика восстановления распределения плотности электрического тока в анодном пятне дуги с тугоплавким катодом по экспериментальным данным, полученным методом разрезного анода	21
<i>Демченко В. Ф., Кривцун И. В., Крикент И. В., Шуба И. В.</i> Силовое взаимодействие тока дуги с собственным магнитным полем	29
<i>Ермоленко Д. Ю., Игнатенко А. В., Головки В. В.</i> Прямое численное моделирование формирования дендритной структуры металла шва с дисперсными тугоплавкими инокулянтами	39
<i>Zinigrad M.</i> Mathematical Modeling of High Temperature Metallurgical Processes	47
<i>Костин В. А., Жуков В. В.</i> Моделирование процессов получения металлических изделий методами аддитивных технологий	48
<i>Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н., Алексеенко Т. А., Кушнарёва О. С., Половецкий Е. В.</i> Структура и эксплуатационные свойства сварных соединений металлов и сплавов	54
<i>Маркашова Л. И., Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Бердникова Е. Н., Кушнарёва О. С., Титков Е. П.</i> Структура и свойства металлокерамических покрытий, полученных детонационным напылением	64
<i>Махненко О. В., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Савицкая Е. М., Сапрыкина Г. Ю.</i> Определение остаточных технологических напряжений в зоне сварных кольцевых соединений обечайки корпуса реактора ВВЕР-1000	70
<i>Махненко О. В., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Савицкая Е. М., Сапрыкина Г. Ю.</i> Прогнозирование НДС в зоне кольцевых сварных соединений толстостенных трубопроводов из теплоустойчивой стали повышенной прочности мартенситного класса	77
<i>Махненко О. В., Костеневич Е. С.</i> Математическое моделирование остаточных напряжений с учетом микроструктурных превращений в зоне наплавки патрубка зоны корпуса реактора ВВЭР-1000	83
<i>Махненко О. В., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Гаврилов Д. С., Ковальчук Д. В.</i> Моделирование температурных полей и напряженно-деформированного состояния малого трехмерного образца при его послойном формировании на оборудовании xBeam 3D Metal Printer	87
<i>Махненко О. В., Миленин А. С., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И.</i> Оптимизация технологического процесса электрошлаковой плавки стальных цилиндрических слитков на основе результатов математического моделирования	96
<i>Махненко О. В., Мужиченко О. Ф.</i> Розрахункове прогнозування напруженого стану в зоні вузла приварки колектору до патрубка корпусу парогенератора ПГВ -1000	102
<i>Миленин А. С., Великоиваненко Е. А., Вржизжевский Э. Л., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И.</i> Численный анализ склонности пластин разной толщины из сплава на основе γ -алюминиды титана к холодному растрескиванию при электронно-лучевой сварке	107
<i>Миленин А. С., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И.</i> Численное прогнозирование процессов зарождения и развития докритической поврежденности металла ответственных сварных трубопроводных элементов при статических и усталостных нагрузках	113
<i>Мирзов И. В., Кандава С. М.</i> Особенности формирования входных данных для расчета радиационного набухания сварных конструкций реактора ВВЭР-1000	120
<i>Худецький І. Ю., Максименко В. Б., Антонова-Рафі Ю. В.</i> Інформаційні технології та математичний апарат в розробці термохірургічної апаратури	125
<i>Худецький І. Ю., Максименко В. Б., Антонова-Рафі Ю. В.</i> Нормативно-інсативна оцінка в медико-біологічних дослідженнях	127
Именной указатель	129

CONTENTS

Scientific Heritage of V.I. Makhnenko, Academician of the NAS of Ukraine	5
<i>Belous V.Yu., Kostin V.A., Grigorenko S.G., Selin R.V.</i> Effect of arc welding mode on phase composition of welded joints from high-strength titanium alloy of Ti–6.5Al–3Mo–2.5V–4Nb–1Cr–1Fe–2.5Zr system	10
<i>Volchenkov E.A., Stovpchenko A.P., Medovar L.B., Petrenko V.L., Zhongli Liu, Yang Chuanhao.</i> Computer modelling of ESR peculiarities in six electrode bifilar furnace	14
<i>Demchenko V.F., Wu Boyi, Krivtsun I.V., Likhoshva A.V., Sydorets V.N., Kovalenko D.V., Kovalenko I.V., Pavlov A.G.</i> Procedure for recovery of electric current density distribution in anode spot of arc with refractory cathode based on experimental data, received by split anode method	21
<i>Demchenko V.F., Krivtsun I.V., Krikent I.V., Shuba I.V.</i> Power interaction of arc current with own magnetic field	29
<i>Ermolenko D. Yu., Ignatenko A. V., Golovko V. V.</i> Direct numerical modeling of dendritic structure formation in weld metal with dispersed refractory inoculants	39
<i>Zinigrad M.</i> Mathematical modeling of high temperature metallurgical processes	47
<i>Kostin V.A., Zhukov V.V.</i> Modelling the processes of metallic parts production using additive technology methods	48
<i>Markashova L.I., Poznyakov V.D., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A., Kushnareva O.S., Polovetskii E.V.</i> Structure and service properties of welded joints of metals and alloys	54
<i>Markashova L.I., Tyurin Yu.N., Kolisnichenko O.V., Berdnikova E.N., Kushnareva O.S., Titkov E.P.</i> Structure and properties of cermet coatings, produced by detonation plasma-arc spraying	64
<i>Makhnenko O.V., Velikoivanenko E.A., Rozyinka G.F., Pivtorak N.I., Savitskaya E.M., Saprykina G.Yu.</i> Determination of residual technological stresses in zone of shell to vessel circumferential joints of WWER-1000 reactor	70
<i>Makhnenko O.V., Velikoivanenko E.A., Rozyinka G.F., Pivtorak N.I., Savitskaya E.M., Saprykina G.Yu.</i> Prediction of SSS in a zone of circumferential joints of thick-walled pipelines from increased strength heat-resistant steel of martensite class	77
<i>Makhnenko O.V., Kostenevich E.S.</i> Mathematical modelling of residual stresses taking into account microstructural transformations in a zone of surfacing of nozzle zone of WWER-1000 reactor vessel	83
<i>Makhnenko O.V., Milenin A.S., Velikoivanenko E.A., Rozyinka G.F., Pivtorak N.I., Gavrilov D.S., Kovalchuk D.V.</i> Modelling of temperature fields and SSS of small 3D specimen at its layer-by-layer formation at xBeam 3D Metal Printer	87
<i>Makhnenko O.V., Milenin A.S., Kozlitina S.S., Dzhyubak L.I.</i> Optimizing technological process of electroslog melting of steel cylindrical ingots based on results of mathematical modeling	96
<i>Makhnenko O.V., Muzhichenko A.F.</i> Calculation prediction of stressed state in header to nozzle welding assembly zone of PVG-1000 steam generator body	102
<i>Milenin A.S., Velikoivanenko E.A., Vrzhezhevskii E.L., Rozyinka G.F., Pivtorak N.I.</i> Numerical analysis of tendency to cold cracking in electron-beam welding of plates of different thickness from γ -titanium aluminide-based alloy	107
<i>Milenin A.S., Velikoivanenko E.A., Rozyinka G.F., Pivtorak N.I.</i> Numerical prediction of processes of nucleation and propagations of subcritical damage of metal of welded pipeline critical elements at static and fatigue loads	113
<i>Mirzov I.V., Kandala S.M.</i> Peculiarities of formation of input data for calculation of radiation swelling of welded structures of WWER-1000 internals	120
<i>Khudetskii I.Yu., Maksimenko V.B., Antonova-Rafi Yu.V.</i> Information technologies and mathematical tools in development of thermo-surgical equipment	125
<i>Khudetskii I.Yu., Maksimenko V.B., Antonova-Rafi Yu.V.</i> Normative-ipsative evaluation medical-biological investigations	127
Name Index	130

НАУЧНОЕ НАСЛЕДИЕ АКАДЕМИКА НАН УКРАИНЫ В. И. МАХНЕНКО

27 октября 2016 г. академику НАН Украины Владимиру Ивановичу Махненко исполнилось бы 85 лет. Весь его жизненный путь неразрывно связан со сварочной наукой. Это годы плодотворных фундаментальных исследований, когда в полной мере проявились его неиссякаемое трудолюбие, целеустремленность, чувство нового, научная интуиция.

После окончания в 1955 г. Одесского института инженеров морского флота он начал трудовую деятельность на судоремонтном заводе в г. Архангельске. В 1959 г. поступил в аспирантуру Одесского ИИМФ и успешно защитив кандидатскую диссертацию под руководством академика К. К. Хренова, работал ассистентом кафедры технологии металлов. В. И. Махненко в 1964 г. поступил на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона. Здесь в 1973 г. он защитил докторскую диссертацию, в 1978 г. был избран членом-корреспондентом, в 1990 г. — академиком НАН Украины. С 1975 г. Владимир Иванович возглавлял в Институте отдел математических методов исследования физико-химических процессов в сварке и спецэлектрометаллургии.

С самого начала своей научной деятельности особенностью подхода акад. В. И. Махненко была тесная связь теоретических научных исследований с актуальными проблемами промышленного и энергетического секторов, что требовало гарантированной достоверности получаемых результатов уже на ранних этапах исследований. При этом, сложная проблематика ответственных отраслей не сдерживала, но наоборот стимулировала разработки новых передовых решений в области математического и численного анализа технологических процессов сварки и специальной электрометаллургии. Так, необходимость прогнозирования сложных взаимосвязанных физических процессов термометаллургии металла ответственных конструкций при сварке, которые определяют послесварочное состояние конструкций и их работоспособность, потребовала создания как математических методов прослеживания многомерных упруго-пластических деформаций при сварке и эксплуатации, так и средств их конечно-разностной и конечно-элементной реализации. Уникальный итерационный метод решения

существенно нелинейных задач термомеханики пластического деформирования сплошных сред, предложенный акад. В. И. Махненко, позволил не только производить численный анализ текущего и остаточного состояния металла сварных соединений, но и рассматривать различные по своей природе взаимосвязанные физические процессы, которые сопутствуют сварке и которые, зачастую, играют ключевую роль в вопросах оптимизации сварочных процессов и в оценке ресурса безопасной эксплуатации. В частности, были предложены совместные модели развития температурного, напряженно-деформированного, структурного состояний конструкционных сталей, сплавов на основе алюминия, титана, ниобия и др.; подходы численного описания формоизменения изделия при многопроходной сварке или наплавке; методики численного описания различных механизмов теплоотвода и силового воздействия; методы учета изменения свойств материала в твердом, твердо-жидком и жидком состояниях.

Универсальность разработанных методик позволила решать широкий спектр вопросов оптимизации промышленных циклов сварки конструкций различного назначения. При этом, зачастую, рассматривались технологические задачи, которые и по сей день не нашли исчерпывающего решения, такие как проблемы сварки протяженных конструкций и пластин с большим количеством сварных швов. В частности, цикл работ, проведенный под руководством В. И. Махненко, был посвящен проблемам сварки листовых конструкций судостроительной отрасли. В рамках этих исследований были предложены и внедрены методы снижения остаточного формоизменения подобного рода конструкций, в частности, с целью уменьшения количества прихваточных швов вплоть до их полного отсутствия при гарантированном соответствии остаточного формоизменения требуемым допускам.

Кроме того, характерным случаем сложной конструкции с большим количеством сварных соединений являются трубные доски с приваренными к ним теплообменными трубами — элементы трубных систем теплообмена атомных и тепловых электростанций. При этом учет влияния монтажной сварки таких конструктивных элементов на

их остаточное деформированное состояние в результате сварочной усадки и величину послесварочных напряжений, определяющих длительную прочность сварных соединений, сталкивается с естественной сложностью пространственных задач такого масштаба. Численные методы, разработанные В. И. Махненко, позволили использовать моделирование в различных двумерных приближениях для снижения ресурсоемкости расчетов соответствующих задач нестационарной термопластичности и, кроме того, реализовать соответствующие средства компьютерного моделирования с графическими пользовательскими модулями для удобства проведения инженерных расчетов.

Глубокие и разнообразные исследования были проведены научной группой акад. В. И. Махненко в области оценки усталостной прочности сварных конструкций. Известно, что зарождение и развитие дефектов по усталостному механизму является одной из основных причин потери несущей способности сварных конструкций и выхода из строя различных механизмов. При этом, наиболее сложным с точки зрения разработки конкретных конструкторских решений и технической диагностики фактического состояния, является анализ работоспособности конструктивных элементов с неразъемным соединением отдельных частей сваркой ввиду существенной структурной неоднородности металла, а также его остаточного напряженно-деформированного состояния. Это объясняется тем, что металл шва и зоны термического влияния склонен к зарождению и интенсивному развитию различного рода дефектов несплошности материала. В своих работах В. И. Махненко показал, что на основе современных моделей напряженно-деформированного состояния металлических конструкций и положений механики разрушения возможно с высокой степенью достоверности прогнозировать поведение сварных конструкций в условиях сложного внешнего нагружения. В частности, показательной для этого направления является работа, выполненная в 2003 году по оценке длительной прочности ветрогенераторов фирмы Nordex Energy, при монтаже которых предполагалось допускать небольшие непровары. Но для определения диапазонов допустимости таких дефектов следовало провести аккуратный анализ влияния монтажной сварки на остаточное напряженно-деформированное состояние данной конструкции и численное прогнозирование влияния циклических нагрузок на поля напряжений в области неразъемных соединений с непроварами, что было успешно реализовано в

отделе математических методов Института электросварки.

Более того, современные методы численного анализа, разработанные В. И. Махненко, позволяли уточнять и дорабатывать актуальные нормативные документы, используемые в Украине. Так, ряд железнодорожных катастроф, вызванных разрушением вагонов и платформ отечественного производства, заставил пересмотреть подходы соответствующих нормативных документов и требований к конструкциям с позиции их усталостной прочности. Как показал всесторонний анализ, проведенный под руководством акад. В. И. Махненко, недостаточная длительная прочность отдельных конструктивных элементов железнодорожных платформ обуславливалась нерациональной конструкцией в области концентраторов напряжений, и были разработаны пути устранения недочетов в конструкторской документации. Более того, в соответствии с современными мировыми тенденциями, были предложены альтернативные подходы по производству несущих элементов грузовых железнодорожных платформ, а именно замена цельнолитых элементов на сварные с обоснованной долговечностью и прочностью.

Опыт успешного решения практических задач и бесспорный авторитет научной школы акад. В. И. Махненко позволили положить начало новым направлениям, из которых можно выделить, в частности, анализ состояния сварных конструкций с обнаруженными дефектами. Уже давно устоявшаяся идеология «обнаружил–устранить» предполагает немедленное выведение из эксплуатации конструктивного элемента или промышленного механизма и замену дефектного участка. Но современные положения механики разрушения и минимально консервативные критерии предельного состояния конструкций с дефектами позволяют гарантировать ее работоспособность даже при условии наличия дефекта и его развития. Безусловно, для этого необходимо производить разностороннюю диагностику и с высокой степенью достоверности прогнозировать наступление предельного состояния дефектной конструкции при различных сценариях внешнего силового воздействия. Высокая точность численных методов, разработанных и реализованных под руководством В. И. Махненко, дала возможность эффективно прогнозировать влияние сварочного процесса и условий эксплуатации конструкций на их текущее и предельное состояние. Так, известной проблемой парогенераторов ПГВ-1000М, входящих в комплекс атомных реакторов ВВЭР-1000, используемых на отечественных атомных элек-

тростанциях, является низкая трещиностойкость сварного шва № 111, соединяющего коллектор с корпусом парогенератора. Особенности монтажа и эксплуатационного силового, температурного и коррозионного воздействия на данный участок парогенератора вызывает появление множественных протяженных окружных стресс-коррозионных трещин. Естественно, обнаружение таких дефектов при плановой технической диагностике состояния конструкций АЭС требует оперативного принятия решения о возможности дальнейшей эксплуатации энергоблока. Несмотря на то, что атомная энергетика является одной из наиболее консервативных отраслей промышленности с точки зрения внедрения новых подходов и технологий, тщательное обоснование и всесторонний анализ физических явлений при эксплуатации парогенератора с использованием современных подходов физического и математического моделирования, проведенного акад. В. И. Махненко, позволили, фактически, решить проблему шва № 111. Так, было показано, что наличие таких дефектов сварных швов, зачастую, не требует аварийной остановки реактора: достаточно соответствующим образом изменить режимы работы отдельных компонентов гарантировать необходимый запас прочности по критериям спонтанного разрушения трещинообразных дефектов и безопасную эксплуатацию как парогенератора, так и реактора в целом вплоть до плановой остановки реактора на ремонт с устранением обнаруженных дефектов. Такой подход был неоднократно опробован НАЭК «Энергоатом» и успешно внедрен на всех атомных электростанциях Украины, что в очередной раз подтвердило высокую практическую ценность работ акад. В. И. Махненко.

В силу исторических обстоятельств и особенностей географического расположения магистральный трубопроводный транспорт является для Украины стратегической отраслью, поэтому обеспечение работоспособности и эффективности эксплуатации магистральных газо- нефте- и продуктопроводов относится к приоритетным задачам отечественной промышленности. Направление, которое выбрал для научных исследований своей группы акад. В. И. Махненко, можно отнести к одному из наиболее сложных с точки зрения инженерного воплощения, а именно ремонт трубопроводов сваркой без вывода из эксплуатации. Ввиду того, что магистральные трубопроводы на территории Украины являются односторонними, а время эксплуатации отдельных участков превышает 30 лет, это обуславливает накопление значительного количества недопустимых дефек-

тов коррозионной и стресс-коррозионной природы, которые обнаруживаются при технической диагностике службами НАК «Нафтогаз». Остановка трубопровода для замены дефектных катушек сопряжена с необходимостью прекращения транспорта с соответствующими экономическими потерями из-за простоя и необходимости выброса остаточного продукта, большой трудоемкостью ремонта и негативным экологическим влиянием, поэтому использование инженерных подходов ремонта трубопроводов под давлением является рациональной альтернативой капитальному ремонту. Но необходимость обеспечения, прежде всего, безопасности проведения такого рода работ и гарантирования необходимого остаточного ресурса восстановленной таким образом конструкции является основным препятствием к широкому внедрению украинскими эксплуатирующими компаниями такого рода технологий. При этом роль методологии планирования и оптимизации технологических параметров ремонта трубопроводов сваркой под давлением являются ключевой в вопросах обеспечения эффективности его применения. Под руководством акад. В. И. Махненко был проведен комплекс работ по исследованию влияния процесса сварки на целостность трубопровода, находящегося под давлением. В частности, были предложены подходы по минимизации возможности холодного растрескивания металла конструкции при сварочной наплавке и монтаже усиливающих конструкций. Также был предложен новый метод вероятностного ранжирования обнаруженных при внутритрубной диагностике дефектов с позиции порядка их устранения. Большое количество исследований было посвящено методу усиления дефектных участков трубопроводов сварными бандажами и муфтами. Так, была показана важность контроля прилегания элементов контактной пары «трубопровод–усиливающая конструкция», которое определяет эффективность перераспределения эксплуатационных напряжений в области дефекта. Кроме того, был предложен ряд инструментальных методов контроля механического натяга, как одного из важнейших этапов установки усиливающих конструкций. За эти работы в 2008 г. В. И. Махненко была присуждена Государственная премия в области науки и техники.

Разработанные В. И. Махненко подходы существенно вышли за пределы чисто научных исследований. С их помощью решается много практических задач, связанных с безопасностью эксплуатации ответственных сварных конструкций, как в Украине, так и по зарубежным заказам.

В. И. Махненко находил ответы на обращения за помощью заказчиков как при решении текущих и простых, на первый взгляд, задач, требующих научно обоснованного экспертного мнения, так и серьезных проблем, связанных с производственными процессами. Например, для выяснения наиболее вероятных причин разрушения сварных стоек разливочного стенда МНЛЗ № 2 на Нижне-Тагильском металлургическом комбинате в 2004 г., в результате которой погибли два человека и нанесен значительный материальный ущерб, был выполнен анализ представленных заказчиком фотоматериалов по разрушенным стойкам стале-разливочного стенда, выбрана гипотеза сценария и причины разрушения и выполнены численные расчеты несущей способности разрушенных угловых швов при статических и циклических нагрузках с учетом обнаруженных непроплавов. Результаты сопоставлены с несущей способностью болтового соединения при различных его состояниях, сформулировано техническое заключение о первопричине разрушения.

Так как многие промышленные циклы специальной электрометаллургии являются достаточно ресурсо- и энергоемкими, их оптимизация посредством проведения соответствующих экспериментальных исследований сопряжена с существенными затратами, поэтому широкое применение математических методов прогнозирования является одним из приоритетных направлений при разработке новых технологий. По этой причине отдельным направлением исследований, проводимых акад. В. И. Махненко и сотрудниками его отдела, являлось моделирование характерных процессов специальной электрометаллургии. В частности, были реализованы проекты по численному прогнозированию и оптимизации наукоемких технологий электрошлаковой плавки крупнотоннажных стальных слитков путем их укрупнения, математическое моделирование основных процессов при получении разнородных по высоте слитков для атомной энергетики, а также разнообразные вопросы гидродинамики расплава жидкого металла, изменения при выплавке слитков из сталей, титановых и других сплавов.

Результаты научно-исследовательских работ акад. В. И. Махненко были отражены в многочисленных печатных трудах (более 350 статей в отечественных и зарубежных изданиях, 12 монографий), которые и по сей день не утратили научной ценности. За значительный вклад в развитие отечественной науки и техники в направлении создания современных сварных конструкций и обеспечения ресурса их эксплуатации В. И. Мах-

ненко в 2004 г. присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины». В. И. Махненко награжден орденами Дружбы народов и «За заслуги» II степени. Международное признание заслуг В. И. Махненко в сварочной науке нашло отражение в избрании его членом Американского общества сварщиков (AWS) и членом Международной федерации количественных неразрушающих методов определения (QNDE). Плодотворную научную работу В. И. Махненко успешно совмещал с научно-организационной и общественной деятельностью, являясь руководителем секции Научно-координационного совета по вопросам ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин НАН Украины, членом двух специализированных советов, членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка». Под его руководством были организованы и проводились Международные конференции по математическому моделированию сварочных процессов.

Владимир Иванович руководил отделом, который объединял несколько направлений, возглавляемых крупными специалистами в соответствующих областях. Двое из них прошли школу по вычислительным методам и разработке программных средств в стенах Института кибернетики АН УССР, в настоящее время это известные ученые д.т.н., профессор Демченко В. Ф. и к.ф.-м.н. Великоиваненко Е. А., а также д.т.н. Касаткин О. Г., д.т.н. Коротынский А. Е. Для реализации всех разработок в отделе был организован Вычислительный центр во главе с Ройтгарцом Д. Г., все организационные вопросы, связанные с обеспечением вычислительного процесса, решались Козлотиной С. С. с группой операторов ЭВМ.

Но основным вкладом акад. В. И. Махненко в развитие науки можно считать целую плеяду научных работников и специалистов, которые почерпнули от общения с ним как знания о сварочной науке, так и подходы к работе в научной сфере. Владимир Иванович щедро делился своими знаниями с молодежью и уделял большое внимание подготовке научных кадров. Фактически все докторские диссертации, защищаемые в ИЭС, проходили его официальное или неофициальное рецензирование. На основе разработок и исследований, проводимых в отделе, были защищены кандидатские диссертации: Великоиваненко Е. А., Козлотин Д. А., Скосягин Ю. А., Тарасевич Н. И., Починков В. Е., Вакуленко С. А., Зельниченко А. Т., Крикент И. В., Бочарников И. В., Шекера В. М., Романенко А. В., Мусяиченко А. В., Мосенкис

Р. Ю., Романова И. Ю., Рябчук Т. Г., Сапрыкина Г. Ю., Лесной А. Б., Миленин А. С. и др.

С момента образования в 1988 г. кафедры физической металлургии и материаловедения Московского физико-технического института профессор В. И. Махненко читал студентам курс лекций «Прочность сварных конструкций и соединений». Под его руководством подготовлены 2 доктора и

более 25 кандидатов технических наук, многие из которых сейчас являются ведущими специалистами в своих областях как в Украине, так и за рубежом. Именно это позволяет с уверенностью утверждать, что научная школа академика В. И. Махненко состоялась и результаты, которые он получил, сейчас являются фундаментом дальнейшего успешного развития сварочной науки.

Е. А. Великоиваненко, А. С. Миленин

Известный ученый в области математического моделирования сварочных процессов проф. В. А. Кархин из Санкт-Петербургского государственного политехнического университета, поздравляя В. И. Махненко с одним из юбилеев, писал: «Я всегда считал и считаю Вас ведущим ученым в области математического моделирования сварочных процессов в мире. То, что сделали лично Вы и Ваша славная команда определяет нынешний уровень науки в нашей области. Об этом я всегда напоминаю у себя дома и за рубежом (конечно, жаль, что ранее Ваши публикации были малодоступны зарубежным ученым). Сделано Вами очень много!»

Ваш последователь, который находится под Вашим влиянием, начиная с первой встречи в начале 70-х, В. А. Кархин

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr

В. Ю. БЕЛОУС, В. А. КОСТИН, С. Г. ГРИГОРЕНКО, Р. В. СЕЛИН
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Изучение влияния термического цикла сварки на свойства сварных соединений титановых сплавов целесообразно начинать с анализа процессов, протекающих в металле при нагреве и остывании. Поскольку титан имеет две аллотропические модификации для анализа влияния термического цикла для изучаемого сплава желательно иметь диаграмму анизотермического превращения на которой имеются линии начала и конца высокотемпературного диффузионного распада β -фазы, линии начала выделения низкотемпературной α' -фазы. Для известных сплавов, таких как высоколегированный титановый сплав ВТ23, существуют экспериментальные диаграммы анизотермического превращения, которые позволяют оценить вероятный фазовый состав остывающего металла шва и ЗТВ [1]. Для экспериментальных сплавов таких диаграмм зачастую не существует.

Целью работы является построение расчетной диаграммы анизотермических превращений сложнолегированного восьмикомпонентного титанового сплава системы Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr и отработка методики изучения влияния термического цикла сварки на структурно-фазо-

вые превращения в металле шва и зоне термического влияния сварного соединения этого сплава.

При моделировании новых перспективных материалов и сплавов сложного химического состава и структуры одной из важных проблем является отсутствие физических и теплофизических данных о свойствах моделируемого сплава. Для того чтобы преодолеть этот недостаток и достичь лучшего понимания того, как изменения в составе моделируемого материала может повлиять на свойства сплава, необходимо разработать компьютерные модели для расчета теплофизических и физических свойств многокомпонентных сталей и сплавов при затвердевании и охлаждении [5]. Одним из основных методов получения таких данных является использование теории многокомпонентных сплавов и термодинамическое моделирование на основе методологии CALPHAD. Расширяя метод CALPHAD на неравновесные процессы, была предложена модель Scheil-Gulliver, которая дает хорошие результаты для многокомпонентных сплавов, образующихся в процессе затвердевания, и которая позволяет получить зависимость многих параметров от их состава и температуры [6–10]. Свойства отдельных фаз в многокомпонентных системах, таких как молярный объем, теплопроводность, плотность, выражаются функциями, аналогичными тем, которые используются для моделирования термодинамических функций в избыточных многокомпонентных сплавах [5]. После того, как свойства отдельных фаз определены, свойства конечного сплава рассчитываются с использованием хорошо зарекомендовавших моделей смеси [11, 12], которые могут учесть влияние микроструктуры на конечные свойства сложного сплава. Такие модели, которые изначально были разработаны для двухфазных систем, были расширены на многокомпонентные структуры [13].

Свойства, которые имеют решающее значение для моделирования кристаллизации и охлаждения

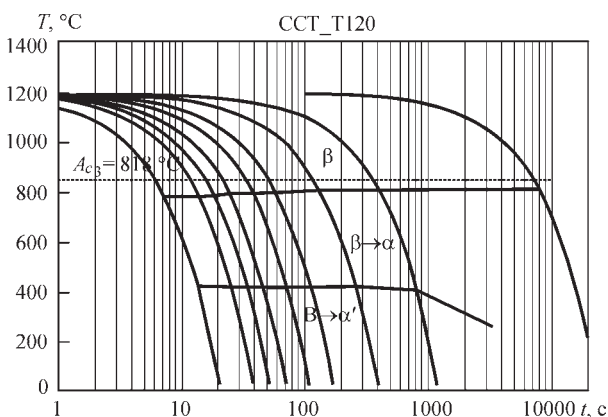


Рис. 1. Расчетная диаграмма анизотермических превращений сложнолегированного восьмикомпонентного титанового сплава системы Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr

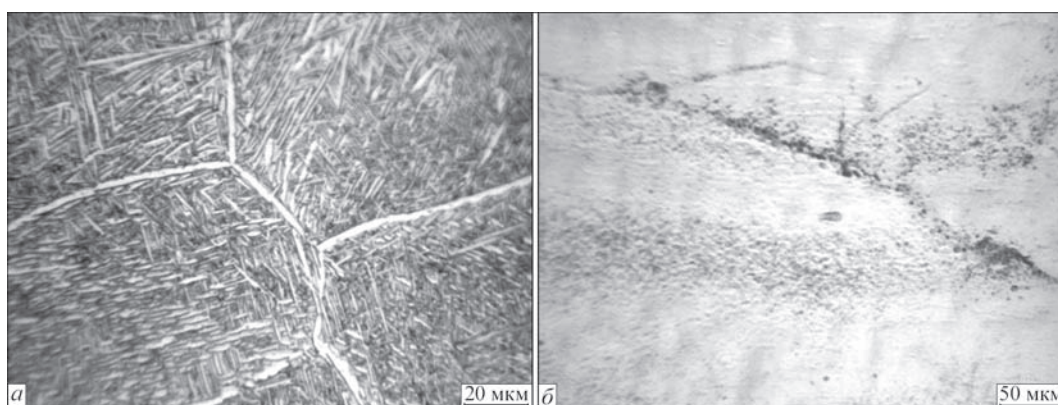


Рис. 2. Микроструктура сплава сложнoleгированного восьмикомпонентного титанового сплава системы Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr: *a* — основной металл; *b* — металл сварного шва, выполненный аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом

сплавов, такие как объем, плотность, коэффициент теплового расширения, теплопроводности и вязкости жидкости, могут быть смоделированы. Обширные базы данных соответствующих параметров в настоящее время существуют для большинства основных сталей и сплавов, алюминиевых и титановых сплавов, сплавов на никелевой основе, которые были проверены экспериментально [14–16].

Использование такого подхода позволило нам промоделировать физические и теплофизические свойства и кинетику фазовых превращений восьмикомпонентного титанового сплава T120 системы Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr.

Используя теорию многокомпонентных сплавов и термодинамическое моделирование на основе методологии CALPHAD с применением модели Scheil-Gulliver определены свойства конечного сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr. На рис. 1 представлена диаграмма анизотермических превращений сложнoleгированного восьмикомпонентного титанового сплава T120. Диаграмма рассчитана для системы Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr. На диаграмме обозначены температура начала $\beta \rightarrow \alpha_n$ превращения ($790\text{ }^\circ\text{C}$) для скоростей $130 \dots 0,05\text{ }^\circ\text{C/s}$ и температура конца $\beta \rightarrow \alpha_n$ превращения ($420\text{ }^\circ\text{C}$) для этих же скоростей. Пунктирная линия на диаграмме обозначает расчетную температуру A_{c3} полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$ для сплава системы Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, которая согласно расчетам составляет $818\text{ }^\circ\text{C}$. Эта температура ниже соответствующей температуры для титанового сплава VT23, у которого $A_{c3} = 926\text{ }^\circ\text{C}$, что объясняется большим содержанием β -стабилизирующих элементов в титановом сплаве T120 системы Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr.

Высоколегированный двухфазный сплав восьмикомпонентной системы Ti–6,5Al–3Mo–

2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr содержит больше легирующих элементов по сравнению с известным сплавом VT23 и имеет в состоянии после отжига предел прочности, превышающий 1200 МПа [2]. В исходном состоянии сплав состоит из равноосных полиэдрических β -зерен с дисперсной внутризеренной ($\alpha + \beta$)-структурой (рис. 2, *a*). После сварки в металле шва фиксируются метастабильные β -фаза с ОЦК-решеткой (рис. 2, *b*) и α' -фаза с ГП — решеткой с ромбическим искажением. При этом β -фаза фиксируется преимущественно в металле шва, а α' -фаза в металле шва и ЗТВ.

Высоколегированный сплав Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr имеет коэффициент стабилизации β -фазы в пределах $0,96 \dots 1,07$, сплав такого состава подвергается закалке в результате воздействия термического цикла сварки.

Аналитическое изучение воздействия термического цикла сварки на структурно-фазовое состояние сварных соединений двухфазных титановых сплавов выполнялось путем математического моделирования процесса дуговой сварки вольфрамовым электродом с применением программного комплекса ANSYS [3, 4]. В процессе исследования учитывалось влияние таких параметров процесса АДС вольфрамовым электродом, как ток сварки,

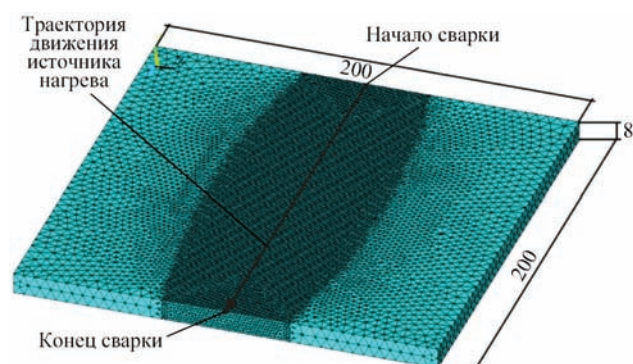


Рис. 3. Конечно-элементная модель сварного соединения, примененная в расчетах в программе ANSYS

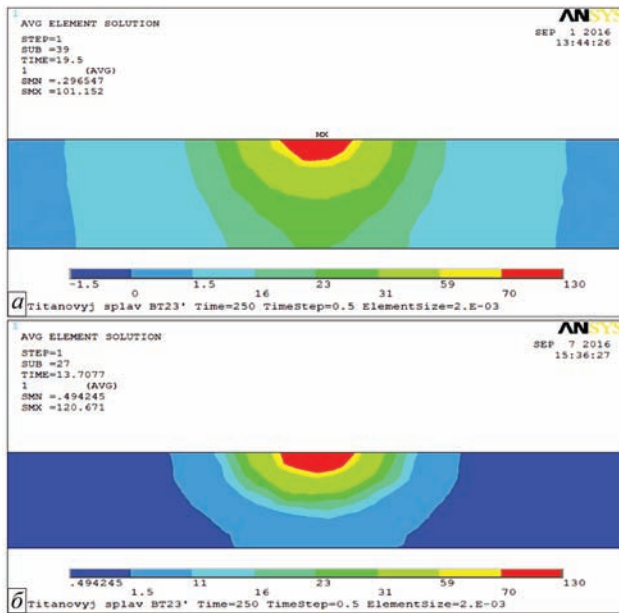


Рис. 4. Результат расчета скоростей охлаждения при 800 °С в сварном соединении титанового сплава системы Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr: а — $I_{cb} = 350$ А, $v_{cb} = 10$ м/ч; б — $I_{cb} = 380$ А, $v_{cb} = 10$ м/ч

напряжение на дуге, скорость перемещения анодного пятна, размер и форма проплавления основного металла и зоны термического влияния, вероятный фазовый состав металла шва и ЗТВ. Конечно-элементная трехмерная модель тепловых процессов ТIG-сварки листов титана с перемещающимся источником нагрева представлена на рис. 3.

В качестве исходных данных для расчета и сравнения были выбраны 3 режима сварки со следующими параметрами: сварочный ток составлял 280; 350; 380 А, скорость сварки соответственно 10; 10; 16 м/ч, напряжение на дуге составляло 12 В во всех случаях.

В результате проведенных расчетов были получены расчетные температурные поля в пластине. По результатам расчетов были построены изотермы максимальных температур, по которым определяли геометрию и размеры зоны проплавления, ЗТВ, зоны полиморфного превращения. Затем построены распределения скоростей охлаждения в поперечном сечении сварного соединения для интересующих температурных интервалов (рис. 4).

Для построения диаграммы распределения метастабильных фаз в поперечном сечении используются полученные распределения мгновенных скоростей охлаждения для температур начала и конца $\beta \rightarrow \alpha$ превращения, которые составляют 790 и 420 °С соответственно согласно расчетной диаграмме анизотермических превращений титанового сплава Т120 (см. рис. 1). Построение диаграмм происходит с помощью постпроцессинга

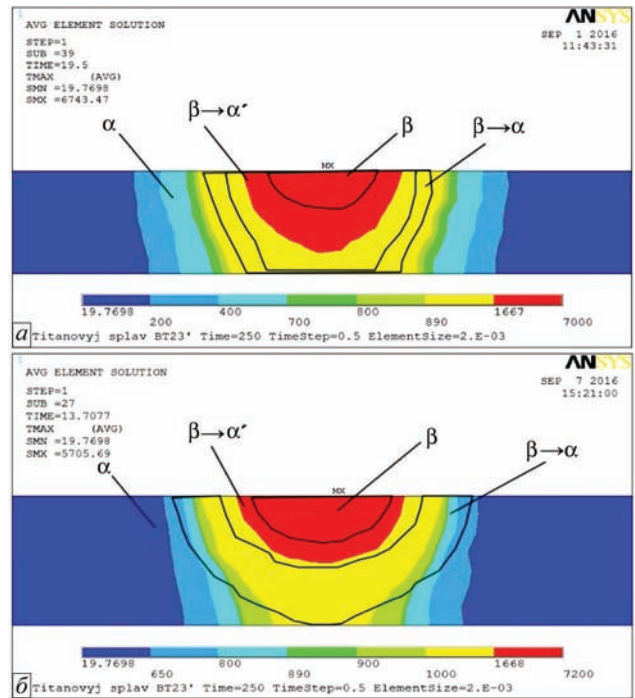


Рис. 5. Результат расчета областей формирования метастабильных фаз при охлаждении сварного соединения в сварном соединении титанового сплава системы Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr: а — $I_{cb} = 350$ А, $v_{cb} = 10$ м/ч; б — $I_{cb} = 380$ А, $v_{cb} = 10$ м/ч

полученных распределений скоростей охлаждения в остывающем металле шва и ЗТВ в программном комплексе ANSYS. Результаты расчета приведены на рис. 5.

В начале распада высокотемпературной β -фазы при температурах порядка 800 °С, объем формирующейся метастабильной β -фазы примерно одинаков во всех трех случаях. При этом скорости охлаждения в ЗТВ меньше при скоростях сварки 16 м/ч. При дальнейшем охлаждении с температуры порядка 600 °С, наибольшие скорости охлаждения в металле шва при скоростях сварки 16 м/ч. В конце распада высокотемпературной β -фазы при температурах порядка 400 °С наименьшие скорости охлаждения в металле шва фиксируются при скоростях сварки 10 м/ч и 350 А.

Проведенные расчеты, позволили сделать вывод, что с увеличением скоростей сварки высоколегированного титанового сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr с 10 до 15 м/ч происходит уменьшение объемов метастабильных фаз в сварном соединении, что должно положительно сказаться на показателях пластичности соединения в целом.

Выводы

1. Построена диаграмма анизотермических превращений экспериментального высоколегирован-

ного титанового сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr.

2. Разработана математическая модель тепловых процессов в титане при сварке вольфрамовым электродом, позволяющая определить размеры и форму шва и ЗТВ, в которых протекают полиморфные превращения с образованием метастабильной α' -фазы.

3. Показано, что в случае процесса аргонодуговой сварки высоколегированного титанового сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr большие значения скоростей сварки и большие значения скоростей охлаждения обеспечивают лучший фазовый состав металла шва и ЗТВ и как результат более высокие пластические свойства сварных соединений.

1. *Фазовые* превращения при непрерывном охлаждении в сплавах VT6ч и VT23 / В. С. Лясоцкая, И. В. Лясоцкий, В. Н. Мещеряков, и др. // Известия вузов // Цветная металлургия. — 1986. — № 2. — С. 88–93.
2. *Влияние* присадочного материала на структуру и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выполненных аргонодуговой сваркой / С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, И. К. Петриченко, Р. В. Селин // Автоматическая сварка. — 2016. — № 1. — С. 42–47.
3. *Akhonin S. V., Belous V. Yu., Muzhychenko A. F.* Narrow-gap TIG welding of titanium alloys with electromagnetic redistribution of thermal energy of the arc // Proc. of the Fourth Int. Conf. «Laser Technologies in Welding and Materials Processing» (May 26–29, Katsiveli, Crimea, Ukraine, 2009). — P. 11–13.
4. *Математическое* моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава VT23 при сварке TIG / С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, А. Ф. Мужиченко, Р. В. Селин // Автоматическая сварка. — 2013. — № 3. — С. 26–29.
5. *Saunders N., Miodownik A. P.* CALPHAD. — Calculation of phase diagrams // Pergamon Materials Series. — 1998. — Vol. 1. Ed. by R. W. Cahn. — Oxford: Elsevier Science.
6. *Saunders N.* Solidification processing. Eds by J. Beech, H. Jones. — 1997. — Sheffield: University of Sheffield. — P. 362.
7. *Saunders N.* Mater. Sci. Forum 217–222. — 1996. — P. 667.
8. *Saunders N.* Light metals. — 1997. — TMS, Warrendale, PA. — Ed. by R. Huglen. — P. 911.
9. *Harding R. A., Saunders N.* Am. Foundrymen's Soc. Transact. — 1997. — Vol. 105. — P. 451.
10. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives / B. A. Boutwell, R. G. Thompson, N. Saunders et al.* — 1996. — Ed. by E. A. Loria. — TMS, Warrendale, PA. — P. 99.
11. *Fan Z., Tsakiroopoulos P., Miodownik A. P.* // J. Mater. Sci. — 1994. — Vol. 29. — P. 141.
12. *Fan Z.* // Philos. Mag. A. — 1996. — Vol. 73. — P. 663.
13. *Miodownik A. P., Saunders N., Schille J.-Ph.* Unpublished research.
14. *Modelling of casting / N. Saunders, X. Li, A. P. Miodownik, J.-Ph. Schille / Welding and Advanced Solidification Processes.* — 2003. — Vol. X. — Eds by D. Stefanescu, J. A. Warren, M. R. Jolly, M. J. M. Krane. — TMS, Warrendale, PA. — P. 669.
15. *Light Metals / N. Saunders, X. Li, A. P. Miodownik, J.-Ph. Schille.* — 2003. — Ed. by P. Crepeau. — TMS, Warrendale, PA. — P. 999.
16. *Saunders N., Li X., Miodownik A. P., Schille J.-Ph.* // Proceedings of the Conference Liquid Metal Processing (Sept. 21–24, Nancy, France, 2003). — P. 253.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА НА ШЕСТИЭЛЕКТРОДНОЙ БИФИЛЯРНОЙ ПЕЧИ

Е. А. ВОЛЧЕНКОВ¹, А. П. СТОВПЧЕНКО^{1,2}, Л. Б. МЕДОВАР¹,
В. Л. ПЕТРЕНКО¹, ЦОНЛИ ЛИУ³, ЧУАНХАО ЯНГ³

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

²Инжиниринговая компания «Элмет-Рол», Киев

Проведено компьютерное моделирование электрошлакового переплава (ЭШП) крупных кузнечных слитков на шестиэлектродной бифилярной печи. Исследованы особенности электромагнитных явлений и выделения тепла при использовании трехфазной схемы питания. Рассмотрены различные конфигурации расположения электродов, изучено влияние наличия и отсутствия сдвига фаз. Показано, что при трехфазной бифилярной схеме со сдвигом фаз на 120 град происходит неравномерное выделение тепла в шлаковой ванне. Это явление наблюдается при идентичных электродах, что расходится с мнением о том, что именно различие между электродами является первопричиной неравномерного плавления при бифилярном подключении. Обсуждены преимущества и недостатки применения таких бифилярных печей ЭШП для выплавки крупных кузнечных слитков массой вплоть до 300 т.

Электрошлаковый переплав (ЭШП) по-прежнему остается одним из основных способов производства высококачественных слитков из легированных сталей и специальных сплавов. В наибольшей мере преимущества ЭШП проявляются при выплавке крупных кузнечных слитков (масса которых сегодня составляет до 250 т) для поковок ответственного назначения [1–6]. Выделяют две основные схемы электрического питания печей ЭШП (рис. 1): монофилярную и бифилярную, каждая из которых имеет хорошо известные преимущества и недостатки [7].

Монофилярную и бифилярную схемы электрошлакового переплава применяют в промышленности как в однофазном [4–6, 9], так и в трехфазном [3, 10] вариантах.

Применение бифилярной схемы подключения предложено специалистами ИЭС им. Е. О. Патона [7] для уменьшения площади электрического контура и, соответственно, потерь в короткой сети печи ЭШП.

Теоретические и экспериментальные работы по изучению и применению трехфазной бифилярной схемы также проводились нашими предшественниками [7, 8, 11]. На Новокраматорском машиностроительном заводе была построена 200-тонная печь для выплавки крупных кузнечных слитков с использованием такой схемы. При выплавке слитков большого диаметра на этой печи обнаружено неравномерное плавление электродов в бифилярных парах. Эту проблему не удалось полностью преодолеть из-за отсутствия отдельных приводов

электродов, поэтому печь использовали для получения слитков меньшего размера.

Увеличение потребности в крупных кузнечных слитках ЭШП привело к постройке новых крупнотоннажных печей, число которых в мире продолжает расти. Это обуславливает интерес к обоснованию выбора монофилярной и/или бифилярной схемы, поскольку, несмотря на многолетний успешный опыт работы печей обоих типов, окончательный выбор в пользу той или иной схемы остается вопросом субъективных предпочтений. В Китае, который сегодня является безусловным лидером по общему производству электрошлакового металла, и, в частности, крупных кузнечных слитков ЭШП, преимущественно строят печи в трехфазном бифилярном исполнении. В то же время признанные производители крупных поковок в Японии, Германии, Южной Корее, Италии применяют однофазные монофилярные печи ЭШП (табл. 1).

Совместно с китайскими коллегами авторы рассматривали технологию плавки на 150-тонной трехфазной шестиэлектродной бифилярной печи ЭШП (рис. 1, в) компании ТНМ (Китай). Эта печь построена для производства слитков из нержавеющей сталей для поковок атомного энергетического машиностроения.

При отработке технологии производства были случаи неравномерного плавления электродов в бифилярных парах, которое наблюдалось на подобных печах и ранее. В этой связи нами выполнено моделирование электромагнитных явлений и тепловыделения при ЭШП по трехфазной бифилярной схеме.

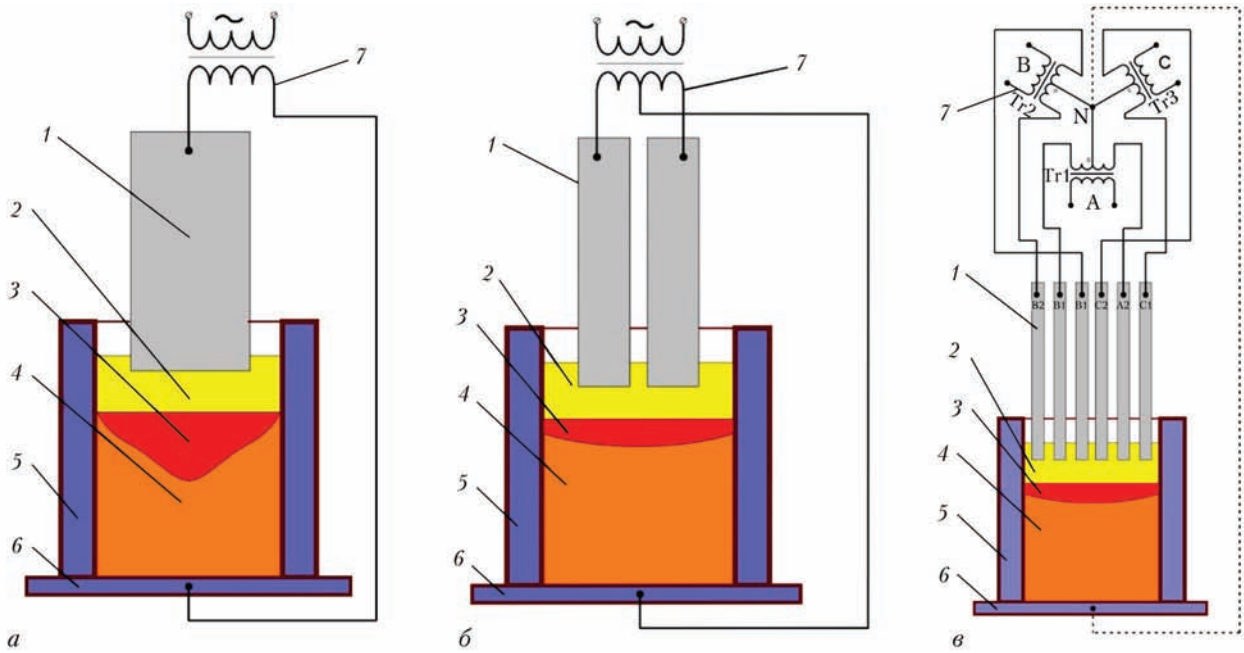


Рис. 1. Схемы ЭШП: однофазные монофилярная (а) и бифилярная (б); трехфазная бифилярная (в); 1 — расходимый электрод; 2 — шлаковая ванна; 3 — жидкая металлическая ванна; 4 — слиток; 5 — водоохлаждаемый кристаллизатор; 6 — водоохлаждаемый поддон; 7 — источник питания

Постановка задачи. При моделировании приняли ряд допущений и упрощений [12], основным из которых было то, что все шесть электродов идентичны по размерам и свойствам. Заглубление в шлак всех электродов одинаково и составило 50 мм. Электромагнитные свойства шлака по всему объему ванны одинаковы и соответствуют свойствам при температуре электрошлакового процесса (1750 °C).

Численные эксперименты провели с использованием параметров реальных плавок на трехфазной бифилярной печи ТНМ.

Геометрия расчетной области показана на рис. 2. Размеры объектов моделирования (шлак,

электроды, кристаллизатор) и их основные свойства приведены в табл. 2.

При моделировании рассматривали фактическую геометрию (рис. 3, а) плавильного пространства в кристаллизаторе диаметром 2100 мм: шесть электродов расположили по окружности на расстоянии 150 мм от стенки кристаллизатора. Схема реализации в модели трехфазной бифилярной схемы с подключением средних точек трех однофазных трансформаторов к поддону печи приведена на рис. 3, б.

Изменяли взаимное расположение бифилярных электродов (табл. 3): электроды максимально сдвинуты (варианты 1–1 и 1–2), расположены равномерно (2–1 и 2–2) и максимально удалены друг от друга (3–1 и 3–2). Для каждого вариан-

Таблица 1. Современные крупнотоннажные печи ЭШП

Масса слитка, т	Завод (страна)	Схема подключения	Число электродов	k
450	Shanghai Heavy Machinery (Китай)	Трехфазная бифилярная	6	<0,35
200	Shanghai Heavy Machinery (Китай)	Трехфазная бифилярная	6	<0,35
150	ТНМ (Китай)	Трехфазная бифилярная	6	<0,35
130	Zhejiang ESR Nuclear Material Co. (Китай)	Трехфазная монофилярная	3	0,3...0,5
120	CFHI (Китай)	Трехфазная бифилярная	6	<0,35
80	ТНМ (Китай)	Трехфазная монофилярная	3	0,3...0,5
250	Forgiatura A. Vienna (Италия)	Однофазная монофилярная	1	0,5...0,7
150	Japan Steel Works (Япония)	Однофазная монофилярная	1	0,5...0,7
150	Doosan Heavy Industries (Южная Корея)	Однофазная монофилярная	1	0,5...0,7
145	ASO Siderurgica (Италия)	Однофазная монофилярная	1	0,5...0,7
145	Saarschmiede (Германия)	Однофазная монофилярная	1	0,5...0,7
145	Japan Casting & Forging Corp. (Япония)	Однофазная монофилярная	1	0,5...0,7
125	FOMAS Group (Италия)	Однофазная монофилярная	1	0,5...0,7
110	Japan Steel Works (Япония)	Однофазная монофилярная	1	0,5...0,7

Примечание. Коэффициент заполнения k определяется как отношение площади поперечного сечения расходимых электродов к площади поперечного сечения слитка.

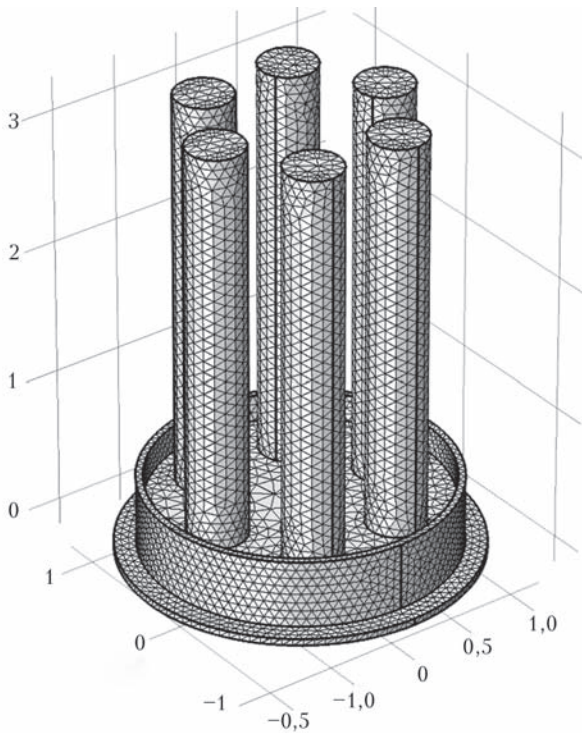


Рис. 2. Геометрия расчетной области

та изучили влияние наличия и отсутствия сдвига фаз. Варианты со сдвигом фаз на 120° описывают реальные условия.

Следует отметить, что отсутствие сдвига фаз (варианты 1–1, 2–1 и 3–1) означает синфазность и параллельную работу всех трансформаторов. В этом случае имеет место уже не трехфазная бифилярная схема, а однофазная бифилярная с тремя парами электродов и чередованием полярности. Свойственное трехфазной схеме преимущество в энергоэффективности при использовании такой схемы подключения теряется.

Результаты моделирования. Для каждого варианта получено распределение магнитных полей и разности потенциалов, а также тепловыделения в шлаке.

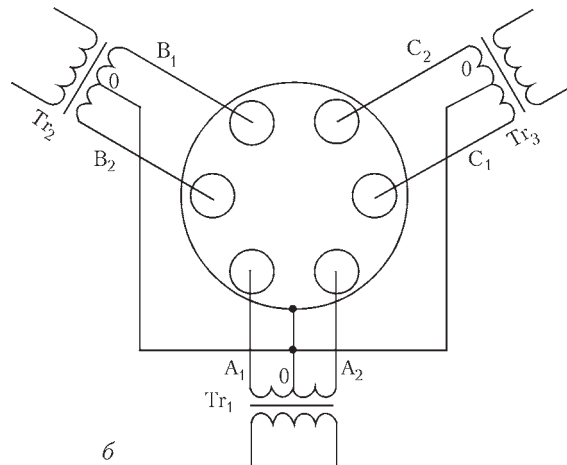
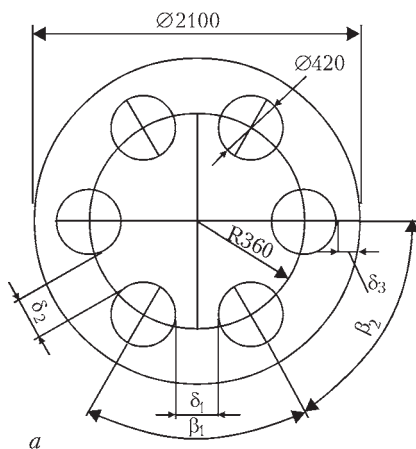


Рис. 3. Схема расположения (а) электродов в кристаллизаторе (обозначения в соответствии с табл. 3). Принципиальная схема электрического подключения (б): A_1, A_2 — электроды фазы А (подключены к трансформатору Tr_1); B_1, B_2 — электроды фазы В (трансформатор Tr_2); C_1, C_2 — электроды фазы С (трансформатор Tr_3)

Таблица 2. Исходные данные для моделирования

Шлак	состав	70 % CaF_2 + 30 % Al_2O_3	
	высота	300	мм
	электропроводность	300	См/м
	относительная магнитная проницаемость	30	
Электроды	материал	сталь AISI 316LN	
	диаметр	420	мм
	длина	3000	мм
	заглубление в шлак	50	мм
	количество	6	шт
	электропроводность	$8,50 \cdot 10^5$	См/м
	относительная магнитная проницаемость	1,003	
Кристаллизатор	материал	медь М1	
	диаметр	2100	мм
	электропроводность	$5,99 \cdot 10^7$	См/м
	относительная магнитная проницаемость	0,999	

Анализ данных, приведенных на рис. 4, а, позволяет сравнить интенсивность и характер распределения магнитных полей и электрических потенциалов в начальный момент времени в поперечном сечении шлаковой ванны на расстоянии 50 мм от зеркала ванны (в одном сечении с торцами электродов). Направления магнитных полей показаны векторами, величина которых пропорциональна их интенсивности. Отметим, что под магнитными полями подразумевается результирующее магнитное поле, которое представляет собой суперпозицию магнитных полей, вызванных током каждого электрода. Электрические потенциалы показаны цветной заливкой, их величина определяется цветной шкалой.

При сдвинутых электродах и без сдвига фаз (вариант 1–1) магнитные поля максимальной интенсивности наблюдаются в зазоре между бифи-

лярными электродами, что закономерно для такого подключения. Поля располагаются по окружности вокруг электродов и направлены по часовой стрелке и против нее в зависимости от потенциалов. Направление полей последовательно изменяется на противоположное с частотой 50 Гц. При равноудаленном расположении электродов (вариант 2–1) магнитные поля наибольшей интенсивности также наблюдаются в зазорах между электродами, однако они расположены равномерно между всеми электродами. В центральной части шлаковой ванны интенсивных полей нет. При максимально удаленных электродах (вариант 3–1) общий характер распределения магнитных полей сохраняется, однако поля наибольшей интенсивности наблюдаются между сдвинутыми электродами соседних фаз.

При сдвиге фаз на 120° при всех вариантах расположения электродов магнитные поля наблюдаются практически по всему сечению ванны. Кольцевое распределение и противоположная направленность полей вокруг бифилярных электродов сохраняется. Однако возникают поля, которые образуют эллипсоидные контуры и попарно охватывают электроды соседних фаз. Из-за сдвига бифилярных пар на 120° при чередовании полярности электроды соседних фаз также сдвинуты на 120°. Вследствие этого два электрода соседних фаз частично ведут себя как один расщепленный монофилярный электрод, вокруг которого и возникают кольцевые магнитные поля. Направление этих полей и потенциалы последовательно изменяются по синусоиде для трех фаз (рис. 4, б) с частотой 50 Гц. Картина поля потенциалов при этом теряет симметричность. Сдвинутое расположение (вариант 1–2) бифилярных электродов приводит к закономерному росту интенсивности полей в зазоре между ними. Напротив, сближение электродов соседних фаз (вариант 3–2) не приводит к повышению интенсивности магнитных полей между ними. При равноудаленном расположении (вариант 2–2) электродов наблюдается в целом равномерная картина полей по всему сечению шлаковой ванны.

Характер тепловыделения (рис. 5) при всех вариантах расположения электродов и сдвига фаз рассматривали в том же поперечном сечении шлаковой ванны на расстоянии 50 мм от зеркала шлака.

При равноудаленном расположении электродов и без сдвига фаз (вариант 2–1) наблюдается наиболее равномерное выделение тепла между всеми электродами. Такая картина закономерна для однофазной бифилярной схемы подключения с одинаковым расстоянием между электродами и чередованием полярности. Сближение бифилярных электродов (варианты 1–1 и 1–2) приводит к большему тепловыделению между ними, что объяснимо. Однако, при сдвиге фаз на 120° тепловыделение между электродами соседних фаз меньше, чем в отсутствие сдвига фаз. В случае увеличения

Таблица 3. Варианты расчетов

Параметр	Варианты					
	1–1	1–2	2–1	2–2	3–1	3–2
Сдвиг фаз, φ (град)	0	120	0	120	0	120
Расстояние между бифилярными электродами, δ_1 (мм)	100		268		423	
Расстояние между электродами соседних фаз, δ_2 (мм)	423		268		100	
Расстояние между электродами и стенкой кристаллизатора, δ_3 (мм)	150					
Угол между бифилярными электродами, β_1 (град)	44		60		76	
Угол между электродами соседних фаз, β_2 (град)	76		60		44	

расстояния между бифилярными электродами (варианты 3–1 и 3–2) наибольшее выделение тепла наблюдается между ближайшими электродами соседних фаз, что также объяснимо.

Для более полного представления о характере тепловыделения по высоте шлаковой ванны были изучены поперечные сечения на различных расстояниях от зеркала шлака (табл. 4): –50 мм (в одном сечении с торцами электродов), –150 мм (на половине высоты шлаковой ванны) и –250 мм (вблизи условной границы раздела с металлической ванной).

Полученные результаты показали интересное явление: при сдвиге фаз на 120° наблюдается неравномерное тепловыделение (табл. 4, выделено красными стрелками) под электродами бифилярных пар. Эта неравномерность характерна для всех изученных вариантов расположения электродов, сохраняется по высоте шлаковой ванны и может привести к неравномерному плавлению электродов. В вариантах без сдвига фаз неравномерного выделения тепла в бифилярных парах нет.

Следует подчеркнуть, что такое явление проявляется при абсолютно идентичных (по размерам и свойствам) электродах. Это расходится с известным мнением о том, что именно различие между электродами является первопричиной неравномерности плавления при такой схеме подключения. Решить проблему только изменением взаимного расположения электродов не удастся: различное тепловыделение наблюдается и при максимально сдвинутых электродах, и при максимально отдаленных друг от друга.

Для предотвращения неравномерности плавления электродов при трехфазной бифилярной схеме следует предусматривать специальные меры в

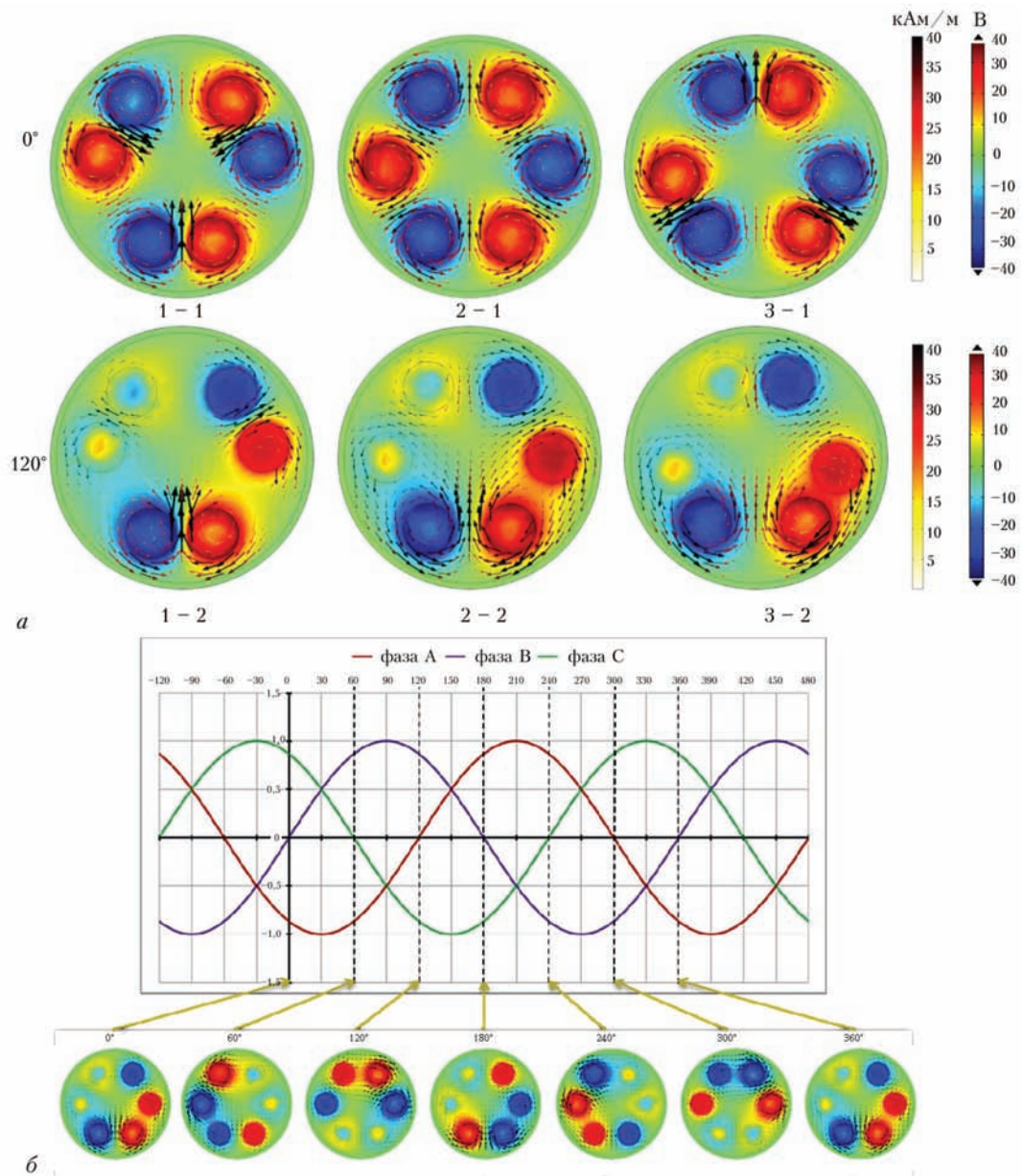


Рис. 4. Характер распределения потенциалов и магнитных полей (напряженностей магнитного поля) (а) для расчетных вариантов (табл. 3) и пример динамики изменения потенциалов для варианта 2–2 (б)

конструкции и системе управления печи для регулирования заглубления электродов.

Обсуждение результатов, преимуществ и недостатков исследованной схемы подключения. Обнаруженный эффект неравномерности тепловыделения может привести к неравномерному плавлению электродов в бифилярной паре, что является одной из технологических проблем трехфазной бифилярной схемы.

Еще одним недостатком всех многоэлектродных схем ЭШП является низкий коэффициент заполнения. На рассматриваемой печи при выплавке слитков диаметром 2100 мм он составляет всего 0,24, а производительность плавки — 3000 кг/ч (в 1,5...2 раза выше производительности плавления

аналогичного слитка на одноэлектродной печи с коэффициентом заполнения 0,5...0,7). Это только усугубляет проблему неравномерного плавления электродов. Уменьшение производительности плавления ведет к ухудшению качества поверхности слитка. Из-за повышенной производительности и, как следствие, образования глубокой металлической ванны, такие печи больше подходят для выплавки слитков из сплавов с узким температурным интервалом затвердевания (малой двухфазной зоной) и не склонных к сегрегации — например, низкоуглеродистых аустенитных сталей.

В то же время, многоэлектродные печи обладают рядом неоспоримых преимуществ. Так, в условиях периферийного размещения нескольких

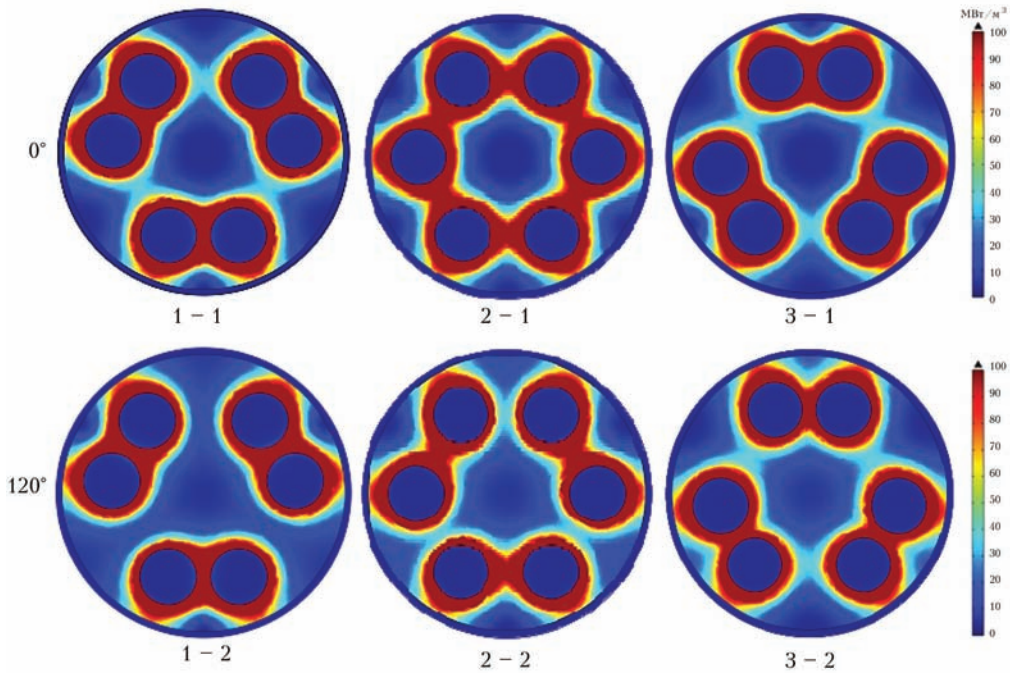


Рис. 5. Характер распределения джоулева тепла (обозначения согласно табл. 3)

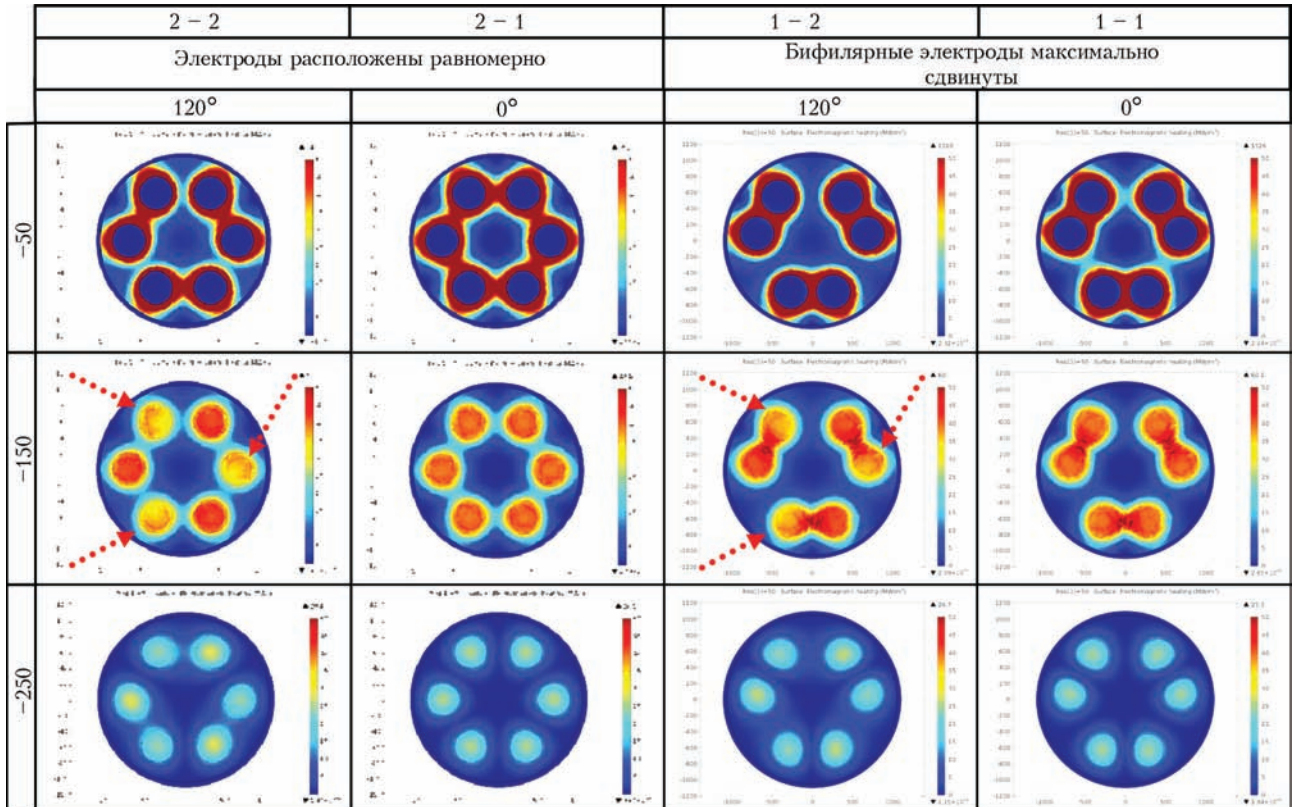
электродов и при практически отсутствии тока, проходящего через слиток, жидкометаллическая ванна будет иметь более плоскую форму, чем при центральном расположении одного электрода.

ЭШП крупных кузнечных слитков по монофиллярной одноэлектродной схеме делает необходимым использование расходимых электродов соответствующих размеров и массы. Например, при

стандартном коэффициенте заполнения 0,5...0,7 для выплавки слитка диаметром 2100 мм нужен электрод диаметром 1450...1750 мм. Изготовление качественного электрода таких размеров является отдельной сложной технологической задачей.

Успешный опыт эксплуатации бифиллярных печей при выплавке листовых и полых слитков подтверждает энергетическую эффективность

Таблица 4. Характер распределения джоулева тепла по высоте шлаковой ванны, МВт/м³



этой схемы по сравнению с монофилярной за счет уменьшения площади электрического контура и снижения потерь в короткой сети. Применение трехфазной схемы также исключает необходимость использования дорогостоящих компенсирующих устройств, необходимых для снижения негативного влияния однофазной нагрузки на питающую сеть.

Выводы

Моделированием электромагнитных явлений и выделения тепла при трехфазной бифилярной схеме питания печи ЭШП показано неравномерное тепловыделение в бифилярных парах при сдвиге фаз на 120°.

Такое явление наблюдается при идентичных размерах и свойствах электродов, но это расходится с известным мнением о том, что именно различие между электродами является первопричиной неравномерности плавления при такой схеме подключения.

Трехфазная шестиэлектродная бифилярная схема ЭШП сочетает в себе простоту и энергетическую эффективность питания, однако требует применения специальных мер для обеспечения равномерного плавления электродов в бифилярных парах.

1. *Электрошлаковые* технологии получения крупных кузнечных слитков / Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, А. П. Стовпченко [и др.] // Современная электрометаллургия. — 2010. — № 3. — С. 5–10.
2. *Largest steam turbine rotor ever manufactured from a nickel base alloy* / A. Diwo, B. Donth, N. Blaes [et al.] // Proceedings of the 18th International Forgemasters Meeting (IFM). — Pittsburg (USA), 12–15 September (2011). — P. 224–228.
3. *Zhongli L.* The application of ESR technology for nuclear power equipments in China / L. Xihai, Y. Chuanhao // Proceed-

- ings of the 2nd Medovar Memorial Symposium (MMS100). — Kyiv (Ukraine), 7–10 June (2016). — P. 28–31.
4. *Internal quality of 2150 mm-diameter ingot manufactured using new 150-ton ESR furnace* / M. Tezuka, S. Yamamoto, F. Takahashi [et al.] // Proceedings of the 19th International Forgemasters Meeting (IFM). — Tokyo (Japan), 29.09–03.10 (2014). — P. 90–94.
5. *Installation of 150-ton new ESR facility and production of 120-ton ESR ingot for 12Cr HIP rotor forgings* / I. Son, W. Lee, Kw. Sim [et al.] // Ibid. — Tokyo (Japan), 29.09–03.10 (2014). — P. 333–337.
6. *Operational experience of large sized ESR plants and attainable quality of ESR ingots with diameter of up to 2600 mm* / M. Kubin, A. Scheriau, M. Knabl [et al.] // Proceedings of the International Symposium on Liquid Metal Processing & Casting (LMPC). — Austin (Texas, USA), 22–25 September (2013). — P. 57–64.
7. *Электрошлаковые печи* / Медовар Б. И., Ступак Л. М., Бойко Г. А. [и др.]; под ред. Б. Е. Патона. — К.: Наукова думка, 1976. — 414 с.
8. *Выбор* схемы питания семиэлектродной электрошлаковой печи / Ю. М. Миронов, В. А. Тарасов, О. П. Бондаренко [и др.] // Специальная электрометаллургия. — 1975. — Вып. 28. — С. 25–31.
9. *Bettoni P.* Large ESR forging ingots and their quality in production / P. Bettoni, U. Biebricher, H. Franz [et al.] // La Metallurgia Italiana. — 2014. — № 10. — P. 13–21.
10. *Changzhou W.* Structure modification and constant remelting speed control of a 120-t three-phase electroslag furnace / W. Changzhou, S. Jinchun // China Foundry. — 2012. — V. 9, № 4. — P. 370–375.
11. *Патон Б. Е.* Схема питания многоэлектродной печи ЭШП / Б. Е. Патон, В. К. Лебедев, Б. И. Медовар [и др.] // Специальная электрометаллургия. — 1970. — Вып. 7. — С. 3–7.
12. *Simulation of electrical and thermal phenomena at electroslag remelting on a three-phase circuit* / L. Medovar, Ye. Volchenkov, V. Petrenko [et al.] // Proceedings of the 6th International Conference on Modelling and Simulation of Metallurgical Processes in Steelmaking (SteelSim). — Bardolino (Lake Garda, Italy), 23–25 September (2015). — P. 9.

МЕТОДИКА ВОССТАНОВЛЕНИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛОТНОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА В АНОДНОМ ПЯТНЕ ДУГИ С ТУГОПЛАВКИМ КАТОДОМ ПО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМ ДАННЫМ, ПОЛУЧЕННЫМ МЕТОДОМ РАЗРЕЗНОГО АНОДА

В. Ф. ДЕМЧЕНКО¹, У. БОИ², И. В. КРИВЦУН¹, А. В. ЛИХОШВА¹, В. Н. СИДОРЕЦ¹,
Д. В. КОВАЛЕНКО¹, И. В. КОВАЛЕНКО¹, А. Г. ПАВЛОВ¹

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

²Гуандунский институт сварки (Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона), Гуанчжоу, Китай

Проведен анализ существующих подходов к обработке экспериментальных данных, получаемых методом разрезного анода, для нахождения распределения плотности электрического тока на поверхности анода дуги с тугоплавким катодом. Сделан вывод, что теоретически наиболее обоснованным является подход, базирующийся на решении интегрального уравнения Абеля. Подчеркивается, что задача восстановления распределения плотности тока в анодном пятне дуги является математически некорректной и требует разработки устойчивых алгоритмов обработки экспериментальных данных, получаемых с использованием разрезного анода. Описана схема компьютеризированного экспериментального стенда, предназначенного для регистрации и записи тока в секциях разрезного анода. Отмечается необходимость предварительной обработки полученных данных путем фильтрации шумов, возникающих в процессе измерения и компьютерной регистрации сигналов в цифровом формате. Предложена новая методика восстановления плотности электрического тока в анодном пятне дуги, основанная на использовании устойчивого метода численного расчета второй производной от экспериментально измеренной дискретной функции распределения тока дуги по секциям разрезного анода. Методика иллюстрируется обработкой данных для аргоновой дуги с тугоплавким катодом и медным разрезным анодом при длине дуги 1,5 мм и токе 100 А.

Введение. Метод разрезного (секционированного) анода является достаточно распространенным инструментом для экспериментального исследования распределения плотности электрического тока на аноде дуги с тугоплавким катодом. Идея метода состоит в измерении тока дуги в одной из секций разрезного анода как функции расстояния оси горелки до щели, электрически разделяющей секции анода. Возможны различные модификации этого метода, например, щелевой, электрически изолированный от анода, датчик тока, или соответствующий стержневой датчик малого диаметра [1]. Каждый из перечисленных вариантов метода секционированного анода имеет свои преимущества и недостатки. Стержневой датчик тока позволяет непосредственно получать сведения о распределении плотности тока в анодном пятне. Для этого достаточно разделить измеренный датчиком ток на площадь сечения стержневого датчика — полученное значение соответствует средней по указанной площади плотности электрического тока, определенной для данного расстояния от оси дуги до датчика. При таком подходе к измерению плотности тока на аноде могут возникать

погрешности, связанные с несколькими причинами: 1) невозможно точно позиционировать горелку так, чтобы центр анодного пятна приходился на центр стержневого датчика тока; 2) электрические потенциалы на датчике и остальной поверхности анода могут существенно различаться, что приведет к перераспределению плотности тока на поверхности такого анода. Два других способа (щелевой датчик тока и, собственно, разрезной анод) позволяют экспериментально получать лишь косвенные данные, которые требуется соответствующим образом обработать, чтобы трансформировать результаты этих измерений в радиальное распределение плотности электрического тока дуги на аноде. Задача обработки получаемых таким образом экспериментальных данных сопряжена с целым рядом трудностей. Существующие подходы к обработке данных, измеренных методом разрезного анода, и возникающие при этом вычислительные проблемы обсуждаются ниже.

Целью настоящей статьи является описание методики цифровой регистрации сигналов тока по секциям разрезного анода, а также анализ нового подхода к их обработке, который применялся для

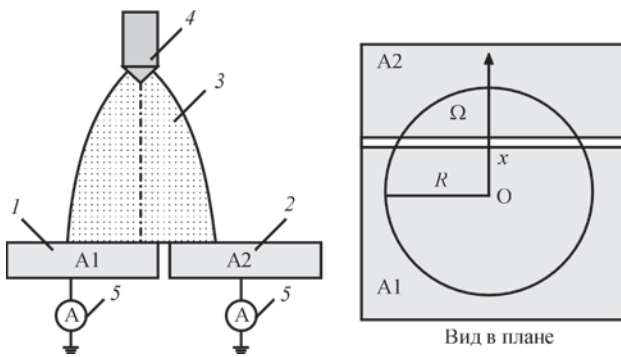


Рис. 1. Схема разрезного анода: 1, 2 — секции разрезного анода; 3 — дуга; 4 — тугоплавкий катод, 5 — измерители тока восстановления распределения плотности электрического тока на аноде.

Теория разрезного анода и методика проведения эксперимента. Введем следующие обозначения (рис. 1): I_0 — ток дуги; x — расстояние от оси дуги до щели, электрически изолирующей секции анода A1 и A2; R — радиус области анодной привязки дуги; Ω — сегмент в круге радиуса R .

В предположении о радиальной симметрии распределения плотности электрического тока на поверхности анода выражение для тока $I(x)$, протекающего через сегмент Ω в аноде A2, можно записать в виде [2]

$$I(x) = 2 \int_x^R j(r) r \arccos \frac{x}{r} dr. \quad (1)$$

Уравнение (1) есть уравнение типа Абеля, в котором $j(r)$ есть подлежащая определению плотность электрического тока. Это уравнение имеет точное решение

$$j(r) = \frac{1}{\pi} \int_r^R \frac{d^2 I(x)}{dx^2} \frac{1}{\sqrt{x^2 - r^2}} dx. \quad (2)$$

Следует отметить, что интеграл в правой части (2) при $x = r$ имеет интегрируемую особенность. Таким образом, для определения плотности тока необходимо экспериментально определить функцию $I(x)$, найти ее вторую производную $I''(x)$ и вычислить интеграл в правой части (2). Заметим, что при вычислении по формуле (2) априорных сведений о размере токового канала на аноде не требуется: величину R достаточно положить настолько большой, чтобы через круг радиуса R протекала подавляющая часть тока I_0 .

Задача обработки экспериментальных данных, базирующаяся на интегральном уравнении Абеля (1) и его решении (2), является идеализированной в следующем смысле: в (2) предполагается, что функция $I(x)$ является дважды непрерывно дифференцируемой, причем такой, что $I''(0) = 0$ (условие, вытекающее из радиальной симметрии распределения плотности тока). При измерении тока методом разрезного анода в условиях реального

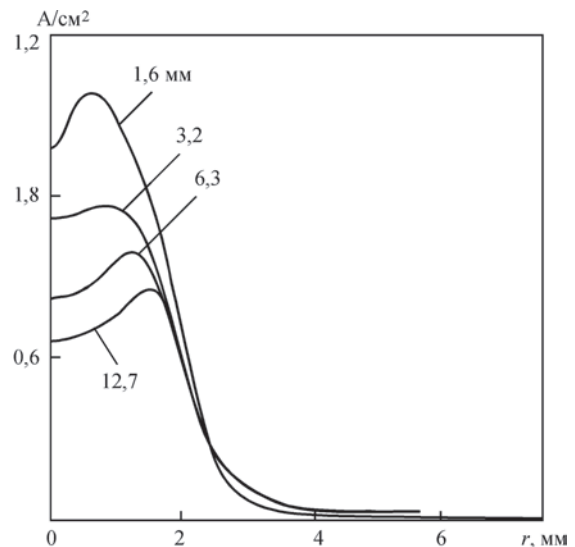


Рис. 2. Распределение плотности тока на аноде, данные О. Н. Nestor [2]: (дуга с тугоплавким катодом и водоохлаждаемым медным анодом, горящая в среде $Ag + 8,6\% H_2$, ток дуги 200 А, цифры возле кривых — длина дуги)

эксперимента эти требования, накладываемые на функцию $I(x)$, не выполняются: вместо гладкой функции $I(x)$ экспериментально находится некоторая возмущенная функция $I_\delta(x)$, не имеющая, вообще говоря, никакой гладкости. При измерении тока на одной из секций анода возмущения функции $I(x)$ обуславливаются неконтролируемыми ошибками различного происхождения, которые будут рассмотрены ниже. Это требует первичной обработки результатов измерения для подавления шумов. Независимо от способа фильтрации шумов результатом фильтрации является некоторая функция дискретного аргумента, которую требуется численно дважды дифференцировать чтобы воспользоваться решением (2). Известно, что оператор численного дифференцирования является неограниченным, что порождает проблему устойчивого восстановления второй производной от функции дискретного аргумента. Наконец, третья проблема состоит в неустойчивости самого интегрального уравнения Абеля. Это означает, что небольшие возмущения в измеренных (обработанных) данных могут приводить к существенному искажению искомого распределения плотности тока. Достоверность и качество обработки экспериментальных данных зависит от того, насколько адекватно преодолены указанные проблемы. Например, в работе [2] распределение плотности тока в приосевой зоне содержит «площадки» или экстремумы (рис. 2), что не характерно для горения дуги на водоохлаждаемом аноде. Подобное распределение плотности тока может иметь место, например, на испаряющемся аноде [3].

В [4] проведен детальный анализ различных подходов к восстановлению плотности тока в ано-

дном пятне путем обработки результатов измерений тока в секциях разрезного анода. Эти подходы, которые в том или ином виде базируются на интегральном уравнении Абеля, (1) сводятся к следующему:

- 1) обработка (сглаживание) исходных экспериментальных данных и восстановление функции $j(r)$ по методике, описанной в работе [5];
- 2) непосредственное численное дифференцирование обработанных данных для вычисления второй производной с последующим численным вычислением интеграла в правой части (2);
- 3) аналитическое вычисление второй производной, исходя из полиномиальной аппроксимации обработанных данных;
- 4) численное решение уравнения Абеля (1) путем аппроксимации интеграла в (1) конечными суммами и нахождением распределения плотности тока в точках сетки из решения системы линейных алгебраических уравнений.

В работе [4] отмечается, что использование этих подходов приводит к немонотонным (с различной степенью осцилляции решения) распределениям плотности тока, которые плохо соответствуют физической реальности. Авторами [4] предложена методика, позволяющая избежать указанных недостатков. Эта методика сводит задачу численного решения интегрального уравнения к задаче минимизации некоторого функционала при наличии дополнительных ограничений, накладываемых на решение. В качестве таких ограничений используется балансное соотношение $I(0) = 0,5I_0$, а также постулируется, что $j(r)$ есть монотонно убывающая функция, удовлетворяющая условию $j'(0) = 0$. Эти требования исключают в расчетной зависимости $j(r)$ появление локальных максимумов, однако не гарантирует их отсутствие в производной $j'(r)$, что и наблюдается в расчетах, проведенных в [4].

Еще один подход к обработке данных измерений с помощью разрезного анода базируется на априорном задании закона распределения в виде некоторой функции с неопределенными параметрами, которые находятся с использованием измеренных экспериментальных данных. В большинстве случаев [6–8] распределение плотности тока постулируется в виде нормального распределения, а подлежащими определению параметрами в этом случае выступают плотность тока на оси области анодной привязки дуги и коэффициент сосредоточенности. Наиболее полно этот подход освещен в работе [9], где рассмотрены различные варианты функции распределения плотности тока, в том числе при отсутствии осевой симметрии. При всей простоте метода обработки данных экспери-

мента путем априорного задания закона распределения плотности тока он имеет тот существенный недостаток, что исходит из гипотетических предположений, которые для реального объекта могут не иметь места.

Теоретически наиболее обоснованным является метод, базирующийся на решении уравнения Абеля, однако, как показано в [4], такой подход требует достаточно сложной математической обработки экспериментальных данных. Настоящая статья посвящена изложению методики обработки, которая позволяет преодолевать некоторые из указанных выше проблем. Ранее подобная методика использовалась в [10] для восстановления плотности тока в анодном пятне на цилиндрическом аноде при воздействии на него электронного луча, генерируемого кольцевым катодом.

Для проведения измерения и регистрации экспериментальных данных, получаемых методом разрезного анода, был разработан компьютеризированный стенд (рис. 3), который содержал три датчика тока (*Дик*, *Диа1*, *Диа2*), измеряющие соответственно катодный ток и токи, проходящие через секции *A1*, *A2* разрезного анода; датчик, регистрирующий время прохождения сварочной горелкой некоторого заданного расстояния *L* между метками *Дп1* и *Дп2* (служит для прецизионного определения скорости сварки). Аналоговый сигнал от каждого из датчиков подавался на аналого-цифровой преобразователь АСК-3117, результаты измерений в цифровом виде (130000 записей по каждому датчику) накапливались в памяти ПК. Скорость сварки определялась путем деления расстояния между метками на время его прохождения горелкой. Для определения «нулей» тока записи показаний датчиков начинались до включения источника питания и продолжались некоторое

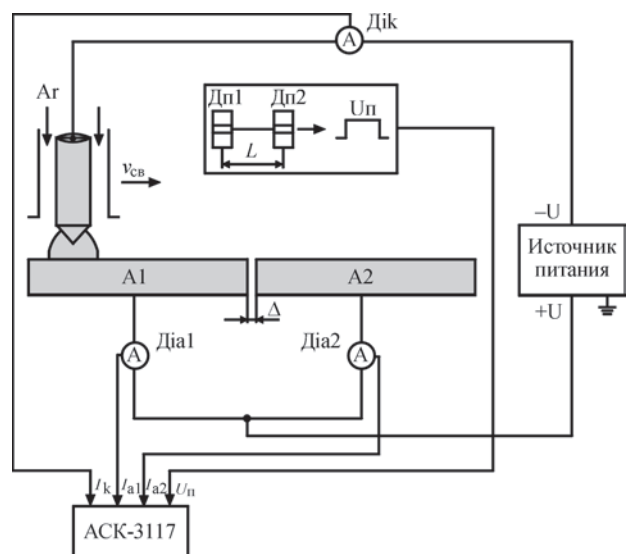


Рис. 3. Схема компьютеризированного измерительного стенда

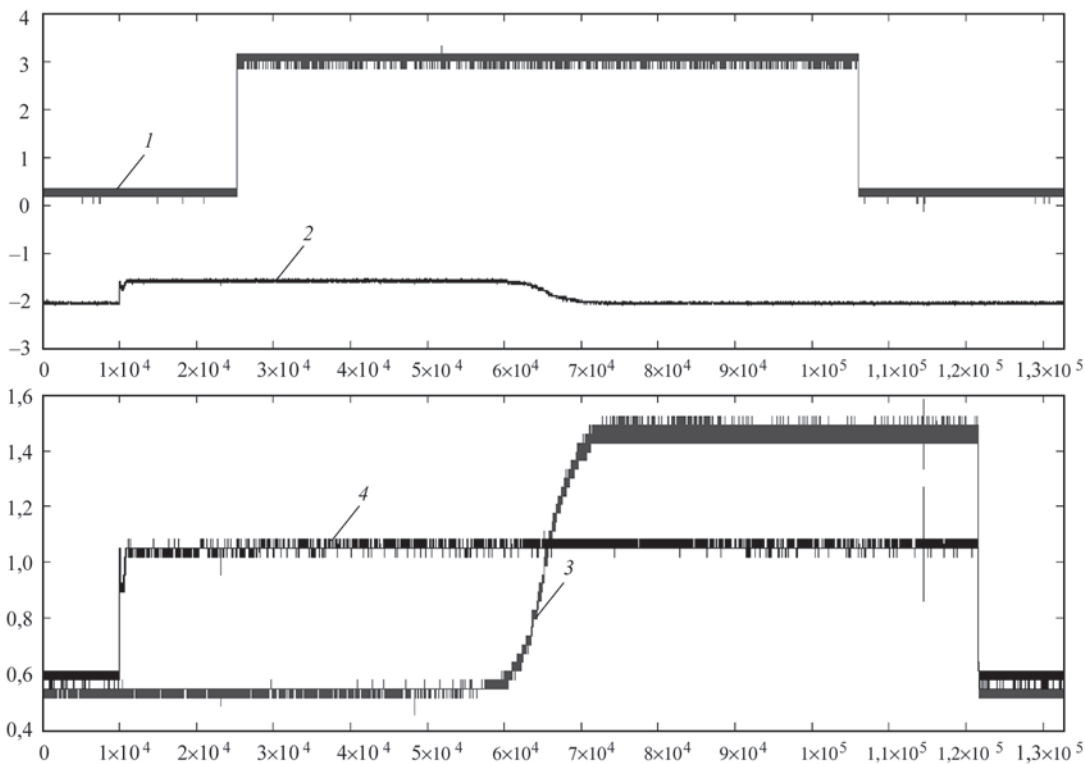


Рис. 4. Осциллограммы сигналов датчиков: 1 — датчик положения горелки; 2, 3 — датчики тока в секциях анода А1, А2; 4 — датчик тока в цепи катода

время после его выключения. Характерная осциллограмма измеренных записей четырех датчиков представлена на рис. 4.

Первичная обработка зашумленных данных. Рассмотрим результаты измерения тока на аноде А1 в актуальном диапазоне спадающего тока. Как следует из рис. 5, измеренные данные являются сильно зашумленными. Возникновение шумов обусловлено несколькими причинами.

При проведении данного эксперимента наибольший вклад в создание шумов вносил нестабилизированный источник питания, который генерировал переменный ток в виде «обрезанной» синусоиды с частотой модуляции 300 Гц и амплитудой около 20 А при средней величине тока 100 А. При прохождении горелки через щель ток,

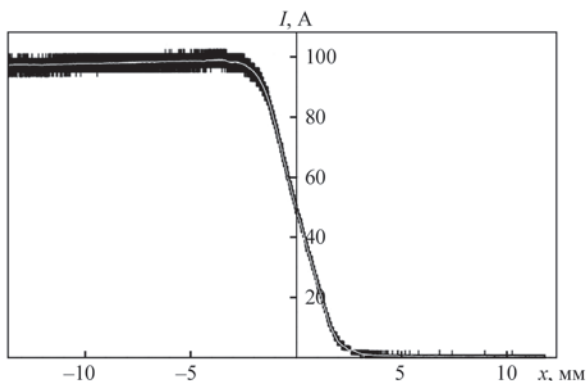


Рис. 5. Осциллограмма тока, измеренного на секции А1 разрезного анода

протекающий через анод А1 снижается, что приводит к уменьшению амплитуды модуляции. Отметим, что при частоте модуляции тока 300 Гц и выше в силу инерционности тепловых и газо(гидро)динамических процессов в дуговой плазме и в свариваемом металле их протекание определяется лишь средним за один период модуляции распределением плотности тока на аноде (плотности теплового потока в анод). В связи с этим при сварке с высокочастотной импульсной модуляцией тока достаточно определять эффективное распределение плотности тока на аноде, исходя из средней величины тока на аноде А1 (или А2), изменяющегося во времени при перемещении горелки через щель. Таким образом, возникает проблема усреднения тока, полученного методом разрезного анода.

Нестабилизированный источник питания вносит в измеренный ток шум, который можно отнести к разряду детерминированных. Другие источники шума создают шум стохастической природы. Одним из источников такого шума является аналого-цифровой преобразователь, который генерирует случайные возмущения измеряемого тока, по величине сопоставимых с амплитудой тока нестабилизированного источника питания. На рис. 5 они проявляются в виде отдельных пиков, хаотически разбросанных по шкале времени. Погрешности, которые вносит собственно сам датчик тока и которые по его паспортным характеристикам не превышают 1 % измеряемого тока, являются наи-

менее значимыми в формировании зашумленных данных. Отделить в массиве измеренных данных детерминированный шум от стохастического не представляется возможным. Поэтому при обработке зашумленных данных (см. рис. 5) будем исходить из суммарного шума, создаваемого различными источниками.

При обработке измеренного тока $I(x)$ рассматривались различные методы фильтрации шумов: метод скользящего среднего (линейная фильтрация); скользящая кусочно-линейная интерполяция методом наименьших квадратов; алгоритм ближайших соседей. Метод скользящей среднеквадратичной интерполяции является некоторым усовершенствованием метода скользящего среднего. Он состоит в следующем. Пусть $Y = \{t_i, I_\delta(t_i), i = \overline{1, M}\}$ — массив данных, содержащий измеренный ток $I_\delta(t_i)$ в моменты времени t_i , соответствующие положениям горелки в точках x_i . Выберем из этого массива $2N$ последовательных записей $Y_s = \{t_i, I_\delta(t_i), i = s - N, s + N\}$ и на интервале времени $t \in [t_{s-N}, t_{s+N}]$ методом наименьших квадратов аппроксимируем измеренные данные линейной функцией $\tilde{I}_s(t) = a_s t + b_s$. В качестве отфильтрованного значения измеренных данных будем на этом интервале принимать $\tilde{I}_s = a_s t + b_s$, т.е. значение линейной функции в средней точке выбранного интервала. Если таким образом последовательно обработать данные массива Y для $s = \overline{1, K}$ интервалов интерполяции $\left(K = \frac{M}{2N}\right)$, то получим массив отфильтрованных данных $\tilde{Y} = \{t_s, \tilde{I}(t_s), s = \overline{1, K}\}$, который будем использовать при восстановлении плотности тока, исходя из решения интегрального уравнения Абеля. При проведении расчетов длина скользящего массива данных Y_s и количество точек смещения варьировалась. Фильтрация шумов указанным методом дала сходные результаты — осцилляции тока, присущие исходной записи, были устранены. График отфильтрованных данных представляется (см. кривую белого цвета на рис. 5) в виде «гладкой» линии (на самом деле — отфильтрованные данные есть функция дискретного аргумента). Длина скользящего массива в выбранном диапазоне не оказала существенного влияния на количественные характеристики отфильтрованных данных.

Восстановление плотности тока. Фактически в выражении (1) используется лишь половина данных по измеренному на секциях анода А1 или А2 тока, а именно, — т.е., для которых $I_\delta(x) \leq 0,5I_0$. Для вычисления второй производной в подынтегральном выражении формулы (2) вместо исходного массива записей зашумленных токов $I_\delta(x_s)$ бу-

дем использовать массив $\tilde{I}(x_s)$ отфильтрованных токов, т.е. положим $I_\delta(x_s) = \tilde{I}(x_s)$.

Обратимся к проблеме вычисления второй производной от этой функции. В [11] описан алгоритм устойчивого восстановления производной от дискретной функции, заданной с погрешностью δ . В принципиальном плане этот алгоритм исходит из метода регуляризации некорректно поставленных задач, предложенного А. Н. Тихоновым [12]. В [13] методика работы [11] была обобщена для более широкого класса функций. Сущность этой методики состоит в следующем. Пусть $I(x)$ — достаточно гладкая функция, определенная на некотором отрезке $-L \leq x \leq L$, $I_\delta(x) = I(x) + \Delta(x)$ — возмущенная функция, в которой возмущения Δx не имеет никаких свойств гладкости и $\|\Delta(x)\|_{L_2} \leq \delta$. Следовательно, $\|I_\delta(x) - I(x)\|_{L_2} < \delta$. Функции $I_\delta(x)$ поставим в соответствие усредненную на отрезке $[x - \alpha, x + \alpha]$ функцию

$$I_{\delta, \alpha}(x) = \int_{x-\alpha}^{x+\alpha} I_\delta(\tau) \omega_\alpha(x, \tau) d\tau. \quad \text{Ядро усреднения } \omega_\alpha(x, \tau)$$

зададим в виде [11] $\omega_\alpha(x, \tau) = \frac{C_0}{\alpha} \exp\left(-\frac{(x-\tau)^2}{(x-\tau)^2 - \alpha^2}\right)$. Функция $\omega_\alpha(x, \tau)$ на интервале $(x - \alpha, x + \alpha)$ является бесконечно дифференцируемой и финитной вместе со всеми своими производными, т.е.

$\lim_{\tau \rightarrow x \pm \alpha} \omega_\alpha(x, \tau) = 0$. Константа C_0 выбрана так, что усреднение постоянной функции совпадает с ее значением. Приближенная производная 2-го порядка от функции $I_\delta(x)$ отождествляется с производной от функции $I_{\delta, \alpha}(x)$ и вычисляется по формуле

$$\frac{d^2 I_{\delta, \alpha}}{dx^2} = \int_{x-\alpha}^{x+\alpha} \rho(x, \tau) I_\delta(\tau) d\tau, \quad (3)$$

где

$$\rho(x, \tau) = \frac{d^2 \omega_\alpha}{dx^2} = -\frac{2\alpha C_0 \exp\left(\frac{(x-\tau)^2}{(x-\tau)^2 - \alpha^2}\right) [\alpha^4 - 3(\tau-x)^4]}{[\alpha^2 - ((x-\tau)^2)^2]}.$$

При таком способе вычисления приближенных производных используется переброска производной от недифференцируемой функции $I_\delta(x)$ на финитное ядро усреднения $\omega_\alpha(x, \tau)$, так что при вычислении по формуле (3) достаточно знать лишь измеренную функцию $I_\delta(x)$.

Проиллюстрируем вычисление второй производной от функции дискретного аргумента на следующем тестовом примере. Зададим функцию $I(x)$ в виде $I(x) = 0,5[1 - \text{erf}(x)]$; $-4 \text{ мм} < x < 4 \text{ мм}$, где $\text{erf}(x)$ — интеграл вероятности. Характер изменения функции $I(x)$, заданной в таком виде, сходен с отфильтрованной зависимостью тока на аноде А1 (см. рис. 5), нормированной на максимальное значение тока, а интервал изменения x близок к экспериментальному. На рис. 6 приведены графики

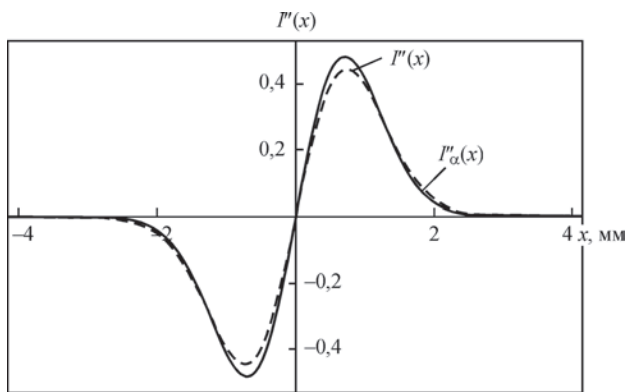


Рис. 6. Точная и приближенная вторые производные в тестовом примере

второй производной: $I''(x)$ — точная производная, $I''_{\alpha}(x)$ — приближенная производная, вычисленная по формуле (3) при $\alpha = 0,54$ мм. Как видно из рисунка, точная и приближенная производная при данном значении параметра α достаточно хорошо согласуются, а при $\alpha = 0,04$ мм зависимости $I''(x)$ и $I''_{\alpha}(x)$ графически неразличимы.

Влияние возмущений на приближенную вторую производную оценивалось для функции $I_{\delta}(x)$, заданной в виде: $I_{\delta}(x) = 0,5[1 - \text{erf}(x)] + \Delta_{\delta}(x)$, где $\Delta_{\delta}(x) = \delta \text{rand}(x)$, $\text{rand}(x) \in [-1, 1]$ — случайное число, δ — максимальная величина случайного отклонения. Вычисление по формуле (3) второй производной $I''_{\delta}(x)$ (пунктирная линия на рис. 7) осуществлялась с учетом возмущений. Сопоставление точной и приближенной производной показывает достаточно приемлемое согласие между этими зависимостями (см. рис. 7) и, вместе с тем, свидетельствует о необходимости предварительной фильтрации шумов для повышения качества вычисления производной.

Параметр α , определяющий длину интервала осреднения, выступает в выражении (3) в качестве параметра регуляризации. При малых α функция $I_{\delta,\alpha}(x)$ близка к исходной недифференцируемой функции $I_{\delta}(x)$, поэтому вычисление второй производной по формуле (3) приводит к потере глад-

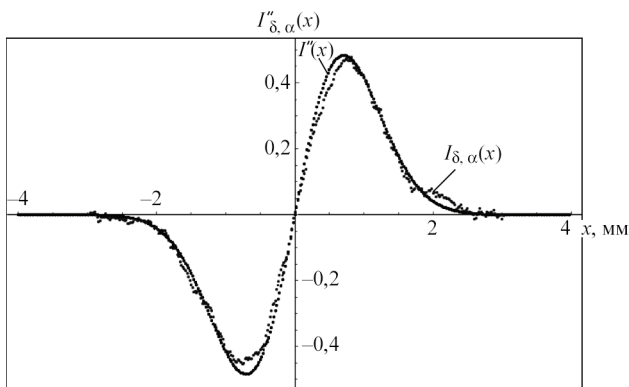


Рис. 7. Приближенная вторая производная для зашумленных данных

кости и хаотическому разбросу значений производной в различных точках интервала изменения аргумента x . С другой стороны, при большом интервале усреднения $[x - \alpha, x + \alpha]$ теряются локальные свойства $I''_{\delta,\alpha}(x)$, что приводит к повышению погрешности вычислений. В связи с этим при данном способе приближенного вычисления второй производной важной задачей является правильный выбор величины параметра регуляризации. Существующая теоретическая оценка [13] оптимальной величины параметра α требует априорной информации о функции $I(x)$ и поэтому является неконструктивной. Рассмотрим приближенный способ определения величины α , использующий метод итераций. Пусть $j_{\delta,\alpha}(x)$ — плотность тока, восстановленная по формуле (2), в которой точная производная d^2I/dx^2 заменена на приближенную производную $I''_{\delta,\alpha}(x)$, вычисленную при некотором значении параметра α . Подставляя в (1) $j_{\delta,\alpha}(x)$ вместо $j(x)$, определим функцию $\hat{I}_{\delta,\alpha}(x)$ как расчетный аналог $j_{\delta,\alpha}(x)$. Введем в рассмотрение функционал $\Phi(I_{\delta,\alpha}, \alpha)$ как норму разности $\|\hat{I}_{\delta,\alpha}(x) - I_{\delta,\alpha}(x)\|$. В качестве нормы можно использовать, например, среднеквадратичную норму пространства l_2 или норму пространства l_1 . В последнем случае имеем

$$\Phi(I_{\delta,\alpha}, \alpha) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |\hat{I}_{\delta,\alpha}(x_i) - I_{\delta,\alpha}(x_i)|.$$
 Будем говорить, что параметр α является оптимальным, если его величина доставляет минимум функционалу $\Phi(I_{\delta,\alpha}, \alpha)$.

Результаты регуляризации токов, измеренных на секциях анода А1 и А2 при ширине зазора 0,8 мм и скорости движения горелки 100 мм/мин, приведены на рис. 8, а — соответственно кривые $I_1(x)$ и $I_2(x)$. Отобразим симметрично относительно оси ординат кривую $I_2(x)$ (более светлая кривая на рис. 8, б). Как следует из данного рисунка имеется некоторое рассогласование в значениях токов, измеренных на различных частях разрезного анода. Причина этого состоит в том, что при переходе с анода А1 на А2 дуга несколько задерживается на секции А1. Поэтому измерения токов на разрезном аноде желательно проводить при возможно меньшей ширине зазора.

В соответствии с формулой (2) для восстановления плотности тока достаточно использовать лишь ту часть осциллограммы, в которой ток снижается от $0,5I_0$ до нуля, следовательно, измерение тока на анодах А1 и А2 (см. рис. 8, а) позволяет рассчитать два варианта распределения плотности тока на аноде — для нижних ветвей зависимостей $I_1(x)$ и $I_2(x)$. Изменение вторых производных на интервале $0 \leq x < 4$ мм, вычисленных по изложенной выше методике, показано на рис. 9 для двух значений параметра регуляризации α : сплошная линия — $\alpha =$

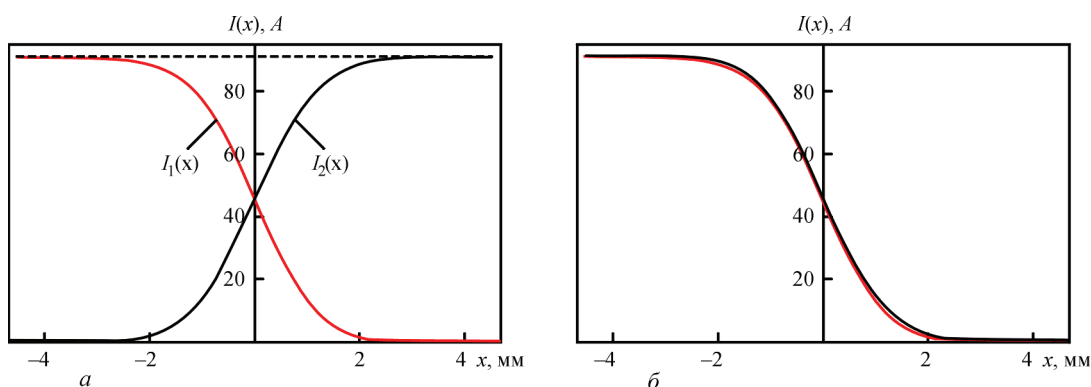


Рис. 8. Отфильтрованные и регуляризованные токи, снятые с анодов А1 и А2

= 282 мм; пунктирная — $\alpha = 0,141$ мм. Распределения плотности тока на аноде, вычисленные по формуле (2) с использованием вторых производных, приведенных на рис. 9, показаны на рис. 10.

Наблюдается некоторое рассогласование в распределениях плотности тока, вычисленных по измеренным значениям тока на секциях анода А1 и А2. Что касается величины параметра регуляризации α , то она оказывает определенное влияние на распределение плотности тока, особенно в приосевых участках анодного пятна. Наконец, о качестве восстановления плотности тока в зависимости от параметра α можно судить по величине функционала Φ .

Представляет интерес оценить, насколько удовлетворительно экспоненциальная зависимость

плотности тока от радиуса соответствует зависимости $j_1(r)$, рассчитанной по изложенной выше методике (при $\alpha = 0,252$ мм). Зададим распределение плотности тока в виде $j(r) = j_0 \exp(-a^2 r^2)$, где параметры j_0 и a определим из двух условий:

$$2\pi \int_0^{\infty} j(r) r dr = I_0; j_0 = j_1(0).$$

Из рис. 11 следует, что эти два распределения имеют различное наполнение. Как показано в работе [14], силовое воздействие тока дуги на металл сварочной ванны зависит от распределения в

анодном пятне квадрата тока $I(r) = 2\pi \int_0^r j(r) r dr$, протекающего в круге радиуса r . Если сопоставить зависимости $I^2(r)$, вычисленные для плотностей тока $j(r)$ и $j_1(r)$ (см. рис. 11), то они отличаются в

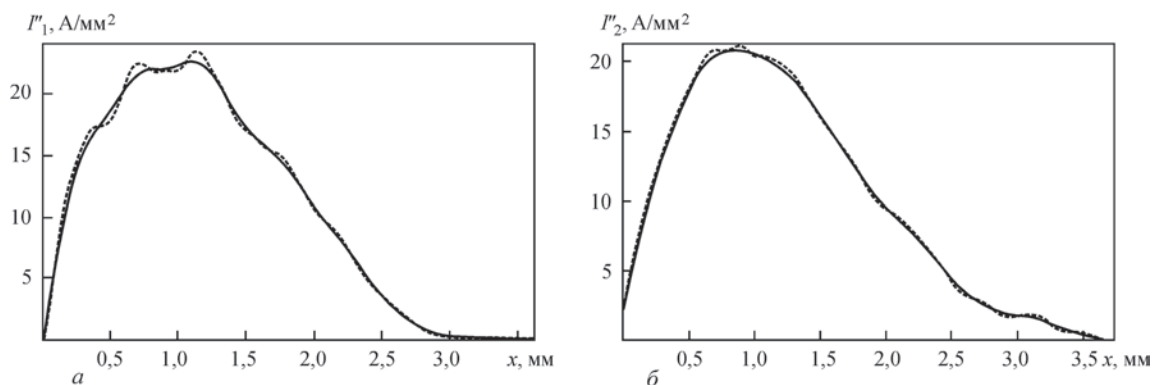


Рис. 9. Вторые производные для токов $I_1(x)$ и $I_2(x)$

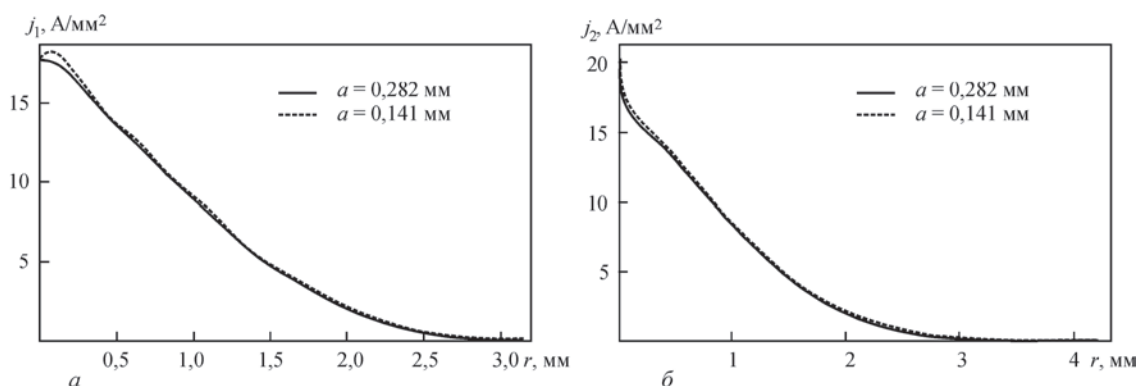


Рис. 10. Распределения плотности тока, восстановленные по измерениям тока на секциях А1 (а) и А2 (б)

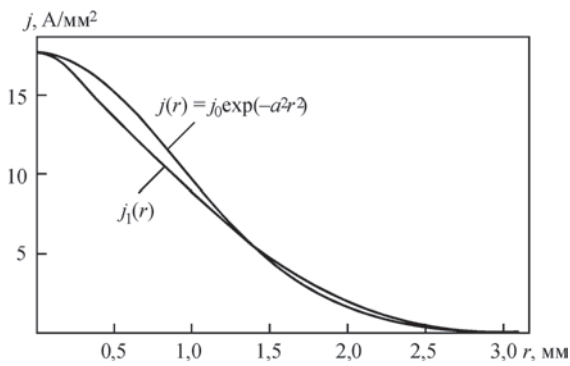


Рис. 11. Сопоставление рассчитанной плотности тока с экспоненциальной зависимостью

существенно большей мере, чем распределение плотностей тока на рис. 11.

Обсуждение и выводы. Задача восстановления плотности тока по результатам измерений методом разрезного анода относится к разряду некорректно поставленных. Поэтому как экспериментальные исследования, так и математическая обработка их результатов должны выполняться с особой тщательностью. Сформулируем несколько рекомендаций, проистекающих из опыта, полученного авторами при выполнении данной работы.

1. Измерение и регистрация данных:

- при измерении малых токов следует использовать датчики высокой чувствительности, иначе размер анодного пятна будет определен со значительной погрешностью [5];

- для снижения уровня помех, создаваемых аналого-цифровым преобразователем (АЦП), желательно использовать 16-битный АЦП;

- для повышения качества обработки количество сигналов, измеренных в ходе одного эксперимента, должно быть достаточно велико ($\approx 10^5$ записей).

2. Обработка измеренных данных:

- фильтрация шумов должна обеспечить возможно меньшую амплитуду осцилляций обработанных данных или устранить ее вовсе;

- выбор параметра регуляризации α требует проведения масштабного вычислительного эксперимента, направленного на минимизацию функционала $\Phi(I_{\delta, \alpha}, \alpha)$;

- численное вычисление интегралов в (2) и (3) следует проводить с использованием квадратурных формул высокого порядка точности;

- решение о достоверности полученных расчетно-экспериментальных данных выносится, исходя из величины критерия $\Phi(I_{\delta, \alpha}, \alpha)$, гладкости полученного решения и априорных физических соображений.

1. Zhao J., Sun D., Hu S. Anode behavior of high frequency pulse TIG welding arc // Trans. China Weld. Inst. — 1992. — № 1(13). — P. 59–66.
2. Nestor O. H. Heat intensity and current density distributions at the anode of high current, inert gas arcs // J. Appl. Phys. — 1962. — № 5(33). — P. 1638–1648.
3. Крикент И. В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф. Моделирование электрической дуги с тугоплавким катодом и испаряющимся анодом // Автоматическая сварка. — 2014. — № 9. — С. 19–26.
4. Lu M., Kou S. Power and current distributions in Gas Tungsten Arcs // Welding Research Suppl. — 1988. — February. — P. 29–34-s.
5. Гвоздецкий В. С. О функции распределения плотности тока в анодном пятне дуги // Автоматическая сварка. — 1973. — № 12. — С. 20–24.
6. Селянинов В. Н. Измерение плотности тока в сварочной дуге // Сварочное производство. — 1975. — № 2. — С. 1–3.
7. Okata A., Nakamura H. Current distribution on molten pool in stationary GTA Welding of Ti alloy // Trans. of the Welding Society. — 1993. — № 2(24). — P. 23–28.
8. Saedi H. R., Unkel W. Arc and weld pool behavior for pulsed current GTAW // Welding Research Suppl. — 1988. — February. — P. 247–255-s.
9. Гвоздецкий В. С., Кривцун И. В., Шевелев М. В. Методика определения параметров функции распределения плотности тока в анодном пятне сварочной дуги // Автоматическая сварка. — 1984. — № 4. — С. 6–10.
10. Исследование распределенных характеристик электронного пучка, формируемого кольцевым катодом при электроннолучевой бестигельной зонной плавке / В. Ф. Демченко, Е. А. Аснис, А. Б. Лесной и др. // Современная электрометаллургия. — 2007. — № 3(88). — С. 20–23.
11. Васин В. В. Об устойчивом вычислении производной в пространстве $C(-\infty, \infty)$ // Ж. выч. мат. и мат. физ. — 1973. — Том 13, № 6. — С. 1383–1389.
12. Тихонов А. Н., Арсенин В. Я. Методы решения некорректных задач. — М.: Наука, 1979. — 285 с.
13. Математическое обеспечение сложного эксперимента. Т. 1. Обработка измерений при исследовании сложных систем / Ю. А. Белов, В. П. Диденко, И. И. Ляшко и др. — Киев: Наук. думка, 1982. — 304 с.
14. Силовое взаимодействие тока дуги с собственным магнитным полем / В. Ф. Демченко, И. В. Кривцун, И. В. Крикент и др. // Сб. трудов VIII Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 19–23 сентября 2016, г. Одесса, Украина, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2016. — С. 29–38. <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/mmw.2016.pdf>

СИЛОВОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОКА ДУГИ С СОБСТВЕННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

В. Ф. ДЕМЧЕНКО¹, И. В. КРИВЦУН¹, И. В. КРИКЕНТ², И. В. ШУБА¹

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

²Днепродзержинский государственный технический университет, Украина

Проведен детальный теоретический анализ силового взаимодействия сварочного тока с собственным магнитным полем в условиях дуговой сварки неплавящимся электродом. Электромагнитная сила (сила Лоренца) представляется в виде суммы вихревой и потенциальной сил, из которых лишь вихревая составляющая способна возбуждать движение плазмы или расплавленного металла. Под воздействием центростремительной вихревой силы в дуговой плазме и в металле сварочной ванны возникает магнитное давление, градиент которого создает магнитную силу, преимущественно направленную в аксиальном направлении. Величина этой силы тем больше, чем выше плотность тока в приэлектродных областях сварочной дуги (на поверхности сварочной ванны). В зависимости от характера растекания электрического тока в столбе дуги рассматриваются три возможных сценария движения дуговой плазмы: по схеме прямого и обратного конуса, а также в виде двух вихрей, возбуждаемых сжатием токового канала в прикатодной и прианодной областях дуги. Изложенные теоретические положения иллюстрируются численными расчетами распределения магнитного давления и магнитной силы в плазме столба дуги и в металле сварочной ванны. Установлено, что контракция плотности электрического тока на аноде интенсифицирует гидродинамические потоки расплавленного металла, а, следовательно, и конвективный перенос энергии от центральной зоны поверхности сварочной ванны к ее донной части, способствуя повышению проплавления способности дуги с тупоплавким катодом.

Введение. При дуговой сварке электромагнитная сила, возникающая в результате взаимодействия тока дуги с собственным магнитным полем, оказывает существенное влияние на процессы переноса массы, импульса и энергии, как в столбе сварочной дуги, так и в сварочной ванне. В дуговой плазме сила Лоренца является доминирующим силовым фактором, определяющим структуру и интенсивность потоков плазмы. В принципиальном плане характер газодинамического течения плазмы в столбе дуги может изменяться в зависимости от ее длины и поперечных размеров областей катодной и анодной привязки дуги, которые определяют величину пондеромоторной силы в приэлектродных зонах столба дуги и, соответственно, структуру газодинамических потоков дуговой плазмы в целом. В сварочной ванне, наряду с электромагнитной силой, на расплав воздействуют еще три силы — термокапиллярная сила Марангони, обусловленная температурной зависимостью коэффициента поверхностного натяжения, и сила вязкого трения потока дуговой плазмы о поверхность расплавленного металла, действующие вдоль свободной поверхности сварочной ванны, а также сила плавучести (сила Архимеда), возникающая за счет неоднородности температурного поля расплава. Последняя является наименее значимым фактором в формировании потоков расплава по сравнению с силой Лоренца, силой Марангони и силой трения.

Доминирующая роль одного из этих трех силовых факторов зависит от режима сварки, свойств свариваемого металла, размеров сварочной ванны, размера области привязки дуги на ее поверхности и других параметров сварочного процесса.

Как известно, объемная плотность электромагнитной силы \vec{F} определяется по формуле $\vec{F} = \vec{j} \times \vec{B}$, где \vec{j} — вектор плотности электрического тока; \vec{B} — вектор магнитной индукции. В такой форме электромагнитная сила учитывается в многочисленных работах (см., например, [1–8]), посвященных моделированию процессов переноса массы, импульса и энергии в дуговом разряде и в металле сварочной ванны. Приведенная формула для расчета электромагнитной силы позволяет вполне адекватно определять влияние сварочного тока на движение плазмы в столбе дуги и гидродинамику сварочной ванны. Вместе с тем, векторное поле электромагнитных сил, определенное по этой формуле, не дает возможности на качественном уровне *a priori* оценивать возможную структуру газо(гидро)динамических потоков. Последняя может быть раскрыта лишь *a posteriori* после проведения соответствующих расчетов характеристик потоков плазмы и расплавленного металла, инициированных электромагнитной силой. Этот недостаток стандартного выражения для объемной плотности электромагнитной силы обусловлен тем, что данная сила, как и объемная сила любой

другой физической природы, представляется в виде суммы потенциальной и вихревой составляющих, из которых лишь вихревая составляющая силы способна возбуждать движение среды. Поэтому представляет интерес вычленив из полной электромагнитной силы \vec{F} ее вихревую составляющую и на этой основе раскрыть механизм и особенности воздействия этой актуальной составляющей силы на плазму столба дуги и расплавленный металл сварочной ванны. Именно с этих позиций в настоящей статье проводится детальный теоретический анализ силового взаимодействия сварочного тока с собственным магнитным полем. Этот анализ подкрепляется конкретными расчетами пространственных распределений характеристик электромагнитного поля (плотности электрического тока, напряженности магнитного поля, объемной плотности вихревой составляющей силы Лоренца, магнитостатического давления) в плазме столба дуги и в металле сварочной ванны, выполненными для характерных условий сварки неплавящимся электродом.

Основные теоретические положения. В дуговой плазме и в расплавленном металле вектор магнитной индукции \vec{B} связан с вектором напряженности магнитного поля \vec{H} соотношением $\vec{B} = \mu_0 \mu \vec{H}$, где μ_0 — универсальная магнитная постоянная; μ — магнитная проницаемость проводящей среды. Тогда формулу для объемной плотности электромагнитной силы можно переписать в виде

$$\vec{F} = \mu_0 \mu (\vec{j} \times \vec{H}). \quad (1)$$

В стационарном случае имеет место следующее соотношение, связывающее напряженность собственного магнитного поля \vec{H} с плотностью электрического тока \vec{j}

$$\text{rot } \vec{H} = \vec{j}. \quad (2)$$

При относительно невысоких скоростях перемещения дуги, характерных для сварки неплавящимся электродом, электромагнитное поле в дуговой плазме с хорошим приближением можно полагать осесимметричным. Подобный характер распределения характеристик поля продолжает сохраняться также и в объеме свариваемого металла вблизи области анодной привязки дуги. В цилиндрической системе координат $\{r, \theta, z\}$ для осесимметричного электромагнитного поля имеем $\vec{j} = \{j_r, 0, j_z\}$, $\vec{H} = \{0, H_\theta, 0\}$.

Из уравнения (2) следует $-\frac{\partial H_\theta}{\partial z} = j_r$; $\frac{1}{r} \frac{\partial (r H_\theta)}{\partial r} = j_z$, тогда $\vec{F} = -\mu_0 \mu \left[H_\theta \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r H_\theta) \vec{e}_r + H_\theta \frac{\partial H_\theta}{\partial z} \vec{e}_z \right]$, где $\{\vec{e}_r, \vec{e}_z\}$ — единичные векторы в направлении соответствующих координатных осей. Преобразуем полученное выражение к виду

$$\vec{F} = -\mu_0 \mu \left[\frac{1}{2} \text{grad } H_\theta^2 + \frac{H_\theta^2}{r} \vec{e}_r \right]. \quad (3)$$

По теореме Гельмгольца любое векторное поле может быть представлено в виде суммы двух векторных полей \vec{F}_{pot} и \vec{F}_{rot} , первое из которых является потенциальным, а второе — вихревым. В соответствии с (3) потенциальная и вихревая составляющие силы Лоренца следующим образом выражаются через квадрат азимутальной компоненты напряженности магнитного поля:

$$\vec{F}_{pot} = -\mu_0 \mu \frac{1}{2} \text{grad } H_\theta^2, \quad \vec{F}_{rot} = -\mu_0 \mu \frac{H_\theta^2}{r} \vec{e}_r. \quad (4)$$

Рассмотрим уравнение движения вязкой несжимаемой жидкости в поле электромагнитной силы \vec{F}

$$\rho \frac{D\vec{V}}{Dt} = -\text{grad } P + \eta \Delta \vec{V} + \vec{F}, \quad (5)$$

где ρ — плотность; \vec{V} — вектор скорости движения среды; $D\vec{V}/Dt$ — субстанциональная производная; P — гидродинамическое давление; η — коэффициент динамической вязкости. Учитывая (4), в случае осесимметричного электромагнитного поля уравнение (5) можно записать в виде

$$\rho \frac{D\vec{V}}{Dt} = -\text{grad } P' + \nu \Delta \vec{V} + \vec{F}_{rot}. \quad (6)$$

Здесь $P' = P + P_{ms}$, где $P_{ms} = 0,5 \mu_0 \mu H_\theta^2$ — магнитостатическое давление. Аналогичное представление для давления имеет место также и для уравнений магнитной газовой динамики дуговой плазмы. Из (6) следует, что в осесимметричном электромагнитном поле движение жидкости (плазмы) происходит исключительно в результате действия центробежной вихревой составляющей силы $\vec{F}_{rot} = -\frac{H_\theta^2}{r} \vec{e}_r$. Действие же потенциальной силы \vec{F}_{pot} ограничивается созданием в объеме движущейся субстанции магнитостатического давления $P_{ms} = 0,5 \mu_0 \mu H_\theta^2$, компенсирующего потенциальную составляющую силы и не препятствующего движению среды под действием массовой силы другой физической природы, например, силы плавучести. Здесь следует отметить, что магнитостатическое давление сложным образом распределено по объему электропроводящей среды.

В силу теоремы о полном токе напряженность магнитного поля $H_\theta(r, z)$ можно представить в виде: $H_\theta(r, z) = \frac{I(r, z)}{2\pi r}$, где $I(r, z) = \int_0^r j_z(r', z) r' dr'$ — электрический ток, протекающий в пределах круга радиуса r , в произвольном аксиальном сечении z . Таким образом, вихревую составляющую силы Лоренца $\vec{F}_{rot}(r, z)$ и магнитостатическое давление P_{ms} можно выразить через ток $I(r, z)$ в виде

$$\begin{aligned} \vec{F}_{rot}(r, z) &= -\mu_0 \mu \frac{I^2(r, z)}{4\pi^2 r^3} \vec{e}_r; \\ P_{ms}(r, z) &= \frac{\mu_0 \mu}{8\pi^2} \frac{I^2(r, z)}{r^2}. \end{aligned} \quad (7)$$

Вблизи оси симметрии $I(r, z) = O(r^2)$, поэтому $\vec{F}_{rot}(r, z) \rightarrow 0$, $P_{mag}(r, z) \rightarrow 0$ при $r \rightarrow 0$. Формулы (7) подобны тем, которые используются при описании пинч-эффекта. При относительно небольших сварочных токах (порядка 100...200 А) сжатие дугового разряда (пинч-эффект) проявляется слабо, а действие центростремительной силы \vec{F}_{rot} реализуется путем возбуждения аксиального течения дуговой плазмы или металла сварочной ванны. Для качественного анализа механизма воздействия силы $\vec{F}_{rot}(r, z)$ на газо(гидро)динамические потоки обратимся к уравнениям магнитной гидростатики. Пренебрегая в (5) силами инерции и вязкости, получим

$$-\text{grad} P' + \vec{F} = 0. \quad (8)$$

В терминах давления $P'(r, z)$ система уравнений (8) с учетом (3) записывается в виде

$$\begin{cases} \frac{\partial P'}{\partial r} = -\mu_0 \mu \frac{H_\theta^2}{r}; \\ \frac{\partial P'}{\partial z} = 0. \end{cases} \quad (9)$$

В контексте уравнений магнитостатики (9) давление $P'(r, z)$, создаваемое вихревой составляющей силы Лоренца, можно интерпретировать как магнитное давление, поэтому в дальнейшем будем обозначать $P_{mag}(r, z) = P'(r, z)$. Проинтегрируем первое из уравнений (9) на интервале $[r, \infty)$, полагая, что $P'(r, z)$ при $r \rightarrow \infty$ обращается в нуль (в силу того, что $\lim_{r \rightarrow \infty} H(r, z) = 0$). Имеем следующее выражение для $P_{mag}(r, z)$

$$P_{mag}(r, z) = P_{mag}^{(0)} - \mu_0 \mu \int_0^r \frac{H_\theta^2(r', z)}{r'} dr', \quad (10)$$

где $P_{mag}^{(0)}(0, z) = \mu_0 \mu \int_0^\infty \frac{H_\theta^2(r', z)}{r'} dr'$ — магнитное давление на оси системы. Градиент магнитного давления создает силу $\vec{F}_{mag} = \text{grad} P_{mag}(r, z)$, которая сложным образом распределена в объеме электропроводящей среды. Отметим, что второе из уравнений магнитостатики (9) удовлетворяется лишь тогда, когда в токовом канале $j_r \equiv 0$. В общем случае осесимметричной силы Лоренца, определяемой соотношением (3), воздействие силы \vec{F}_{mag} уравнивается в уравнениях магнитной гидростатики (8) (или уравнениях магнитной газо(гидро)динамики) силами немагнитного происхождения, в которых доминирующую роль может иметь газокINETическое давление, образующееся в результате динамического скоростного напора.

Силовое воздействие магнитного поля сварочного тока на дуговую плазму. Интенсивность и направление газодинамических потоков в дуговой плазме, возбуждаемых вихревой составляющей силы Лоренца, зависят от соотношения между размерами токопроводящих каналов в приэлектродных областях дуги. Проанализируем три характерных сценария движения потоков плазмы (рис. 1), отличающихся характером растекания электрического тока в столбе дуги.

Сценарий 1. Рассмотрим сварку неплавящимся электродом на прямой полярности. Пусть R_a — радиус анодной привязки дуги, R_c — радиус катодной привязки. При $R_a > R_c$ электрический ток в столбе дуги растекается по схеме «прямого» конуса, так что вихревая составляющая силы Лоренца \vec{F}_{rot} и магнитное давление P_{mag} достигают наибольших значений вблизи катода (см. рис. 1, а), где плотность тока максимальна, и убывают по направлению к аноду. Вследствие этого в плазме столба дуги возникает аксиальный градиент магнитного давления, который вызывает течение плазмы в аксиальном направлении (от катода к аноду) с по-

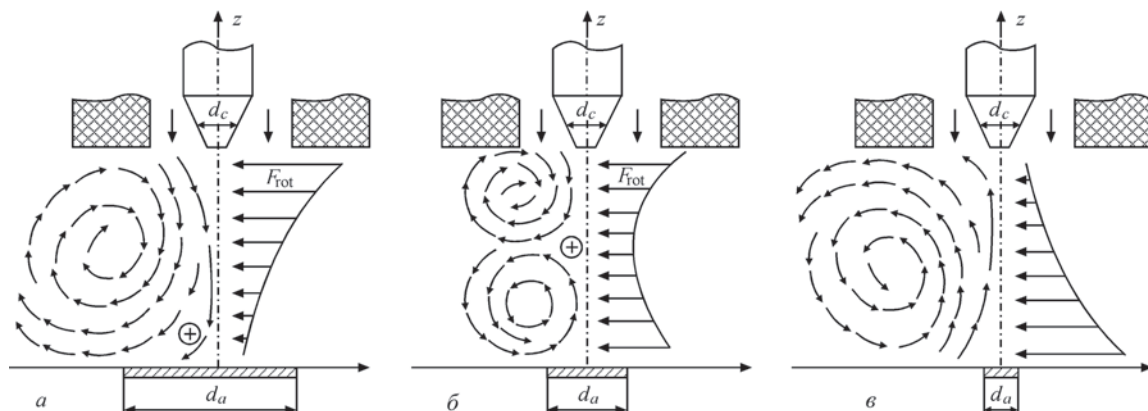


Рис 1. Распределение вихревой составляющей силы Лоренца и картина течения плазмы в столбе сварочной дуги: а — сценарий 1; б — сценарий 2; в — сценарий 3

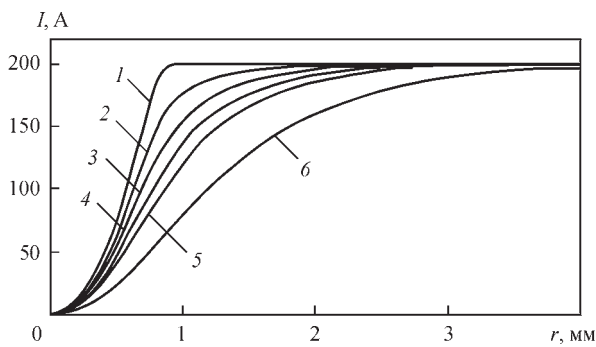


Рис. 2. Изменение тока $I(r)$ в прикатодной области столба дуги

следующим образованием колокообразной формы столба дуги.

Сценарий 2. При сварке по слою активизирующего флюса (А-ТИГ процесс) вследствие контрагирования дуги на аноде можно ожидать, что поперечные размеры токопроводящих каналов вблизи катода и анода будут соизмеримыми. Тогда распределение вихревой составляющей силы Лоренца по высоте столба приобретает два максимума, расположенных вблизи катода и анода. Аналогичным образом распределено также и магнитное давление, градиент которого вызывает формирование в столбе дуги двух встречных вихревых потоков плазмы (см. рис. 1, б), направленных от катода и анода к средней (по высоте) части столба дуги. В результате их взаимодействия формируется бочкообразная форма столба. Из этого следует, что газодинамическое давление плазмы столба дуги, как фактор деформации свободной поверхности сварочной ванны, имеет место лишь при условиях сценария 1.

Сценарий 3. Если $R_c > R_a$, то растекание тока происходит по схеме «обратного конуса». При ТИГ сварке такой сценарий является маловероятным, однако он может иметь место при гибридной лазерно-дуговой сварке когда потоки плазмы могут быть направлены в сторону катода (см. рис. 1, в).

Проиллюстрируем особенности распределения вихревой составляющей электромагнитной силы и магнитного давления для свободного-

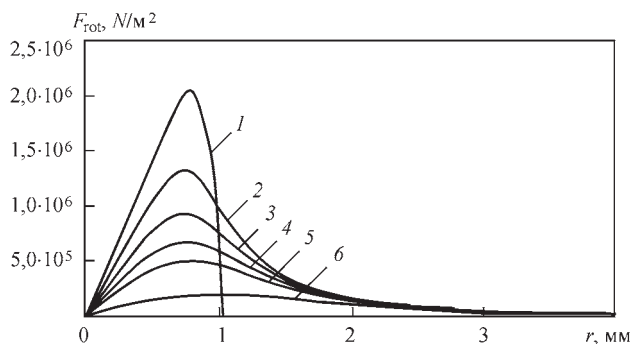


Рис. 3. Распределение $|\vec{F}_{rot}|$ в поперечных сечениях прикатодной области столба дуги

рящей аргоновой дуги длиной 3 мм при токе $I = 200$ А (ТИГ сварка). Для этой цели воспользуемся результатами численного моделирования [9] распределенных характеристик плазмы дугового разряда, выполненных в соответствии с моделью дуги, предложенной в [10]. При анализе результатов расчетов отдадим предпочтение прикатодной области столба дуги, где размер токового канала наименьший и, соответственно, достигается наибольшая плотность электрического тока. Для иллюстрации характеристик электромагнитного поля в этой области выделим шесть поперечных сечений столба дуги: 1 — непосредственно на границе столба с катодной областью; 2; 3; 4; 5 и 6 — на расстояниях 0,1; 0,2; 0,3; 0,4 и 0,8 мм от этой границы, соответственно (на рисунках 3–5 цифры на кривых указывают на номер сечения). Характер изменения тока $I(r, z)$, протекающего в пределах круга радиуса r (рис. 2), свидетельствует о том, что в рассматриваемом случае растекание электрического тока в столбе дуги происходит по схеме «прямого конуса», следовательно, газодинамические процессы в дуговом разряде развиваются в соответствии со сценарием 1.

Модуль вихревой составляющей силы Лоренца \vec{F}_{rot} , рассчитанный в зависимости от $I^2(r, z)$ по формуле (7), имеет максимум (рис. 3), достигаемый в выбранных сечениях столба дуги при $r \approx 1$ мм, причем величина этого максимума быстро убывает при удалении от катода. Под воздействием сжимающей силы \vec{F}_{rot} в прикатодной зоне столба возникает магнитное давление P_{mag} , максимальная величина которого достигается на оси дуги. Магнитное давление быстро убывает при удалении от катода (рис. 4), вследствие чего в прикатодной плазме образуется высокий градиент магнитного давления $grad P_{mag} = \vec{F}_{mag}$, который создает вблизи катода силу \vec{F}_{mag} , преимущественно направленную в сторону анода. В условиях данного расчета электромагнитного поля в дуговом разряде аксиальная компонента \vec{F}_{mag} оказывается довольно значительной и составляет $2,61 \cdot 10^6 N/m^3$.

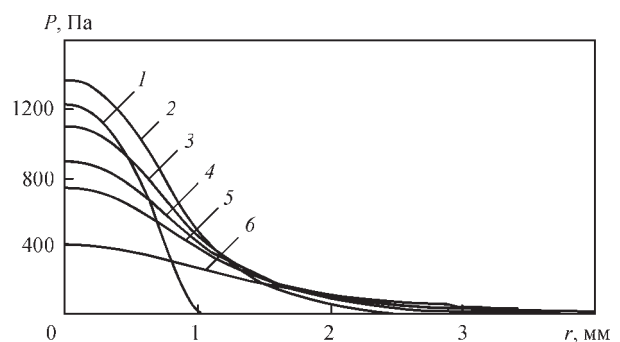


Рис. 4. Распределение магнитного давления вблизи катода

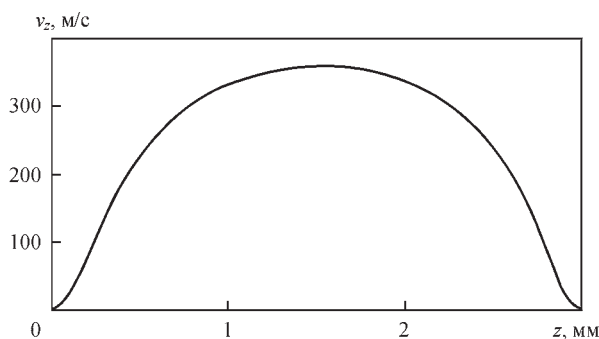


Рис. 5. Распределение скорости движения плазмы вдоль оси дуги (координата z отсчитывается от границы катодной области)

Сила \vec{F}_{mag} возбуждает в столбе дуги течение плазмы (рис. 5), преимущественно направленное к аноду. Это течение имеет участок разгона на расстоянии около 1 мм от катода, что соответствует области наиболее высоких значений модуля градиента магнитного давления. Скорость течения плазмы в центральной части осевой области дуги составляет при этом сотни метров в секунду.

Воздействие силы Лоренца на металл сварочной ванны. Для анализа силового воздействия собственного магнитного поля тока дуги на металл сварочной ванны рассмотрим модель электропереноса в свариваемом образце (анод дуги) толщиной L в предположении, что электромагнитное поле в металле сохраняет осевую симметрию, присущую дуговой плазме. Пусть $\varphi(r, z)$ — скалярный потенциал электрического поля, $\vec{j}(r, z) = -\sigma \text{grad} \varphi$ — плотность электрического тока в металле, где σ — его удельная электрическая проводимость. Тогда из закона сохранения электрического заряда $\text{div} \vec{j} = 0$ имеем следующее уравнение

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \sigma \frac{\partial \varphi}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z} \right) = 0. \quad (11)$$

Уравнение (11) будем интегрировать в области $\Omega = \{0 < r < R, 0 < z < L\}$, где для свободного растекания тока радиус расчетной области R выбирается достаточно большим.

Сформулируем граничные условия. На поверхности образца $z = 0$ зададим распределение аксиальной компоненты плотности электрического тока по гауссовскому закону, т.е. положим

$$j_z(r, 0) = j_0 \exp(-a^2 r^2), \quad (12)$$

где j_0 — осевое значение плотности тока. Параметры j_0 и a определяются из следующих условий:

$I = 2\pi \int_0^\infty j_z(r, 0) r dr$, $j_z(R_e, 0) = j_0 e^{-2}$, где I — заданная величина сварочного тока; $R_e = \frac{\sqrt{2}}{a}$ — эффектив-

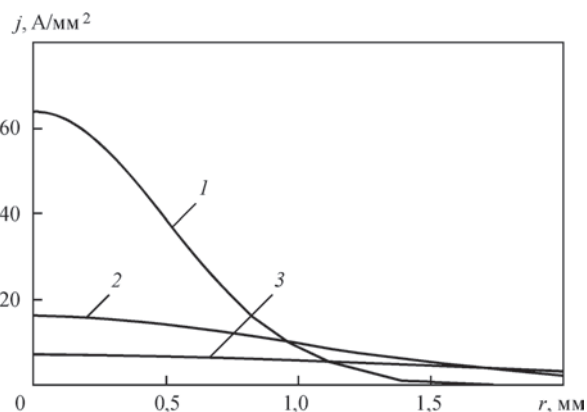


Рис. 6. Распределение плотности тока на поверхности анода: 1 — $R_e = 1$ мм; 2 — 2 мм; 3 — 3 мм

ный радиус токопроводящего канала на поверхности образца (анода).

При $r = 0$ и $r = R$ зададим естественные граничные условия

$$\left. \frac{\partial \varphi}{\partial r} \right|_{r=0} = \left. \frac{\partial \varphi}{\partial r} \right|_{r=R} = 0. \quad (13)$$

На нижней поверхности пластины, полагая, что свариваемый образец плотно прижат к медной подкладке, положим потенциал постоянным и равным нулю

$$\varphi(r, L) = 0. \quad (14)$$

Для анализа влияния размера токопроводящего канала в анодной области дуги на силовое взаимодействие тока с собственным магнитным полем рассматривались три эффективных радиуса токопроводящего канала: $R_e = 1; 2; 3$ мм. При токе $I = 100$ А соответствующие распределения плотности тока на поверхности анода представлены на рис. 6.

Поскольку удельная электропроводность металла намного превосходит электропроводность плазмы, то ток, поступающий в металл из анодной области дуги, быстро растекается по объему металла. Картину растекания тока можно проследить по распределению токовых линий в свариваемом образце (рис. 7). Здесь под токовой линией понимается линия, очерчивающая объем металла, через который протекает ток заданной величины (на рис. 7 показаны токовые линии $I = 10; 30; 50; 70$ и 90 А). Аналогичные картины растекания тока

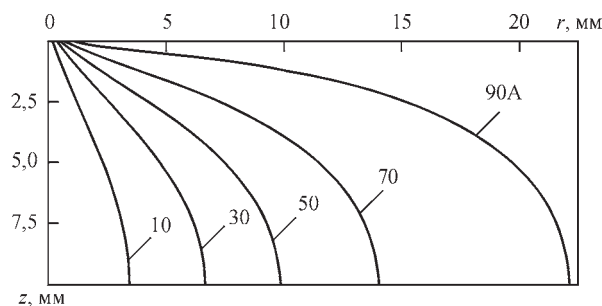


Рис. 7. Растекание тока в свариваемом образце (анод) при $R_e = 1$ мм

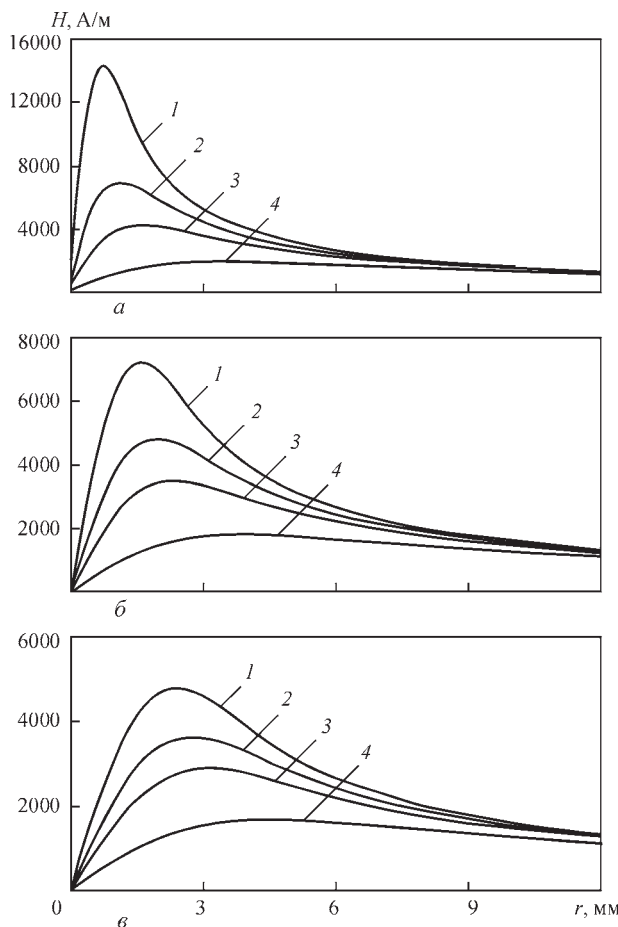


Рис. 8. Напряженность магнитного поля в свариваемом образце: *a* — $R_e = 1$ мм; *б* — 2 мм; *в* — 3 мм ($I - z = 0$; 2 — 0,5 мм; 3 — 1 мм; 4 — 2,5 мм)

в свариваемом металле по схеме «прямого» конуса имеют место также и при других радиусах токового канала на поверхности анода.

Проанализируем влияние размера токового канала анода на распределение характеристик электромагнитного поля в свариваемом металле. На рис. 8 для $R_e = 1; 2; 3$ мм приведены радиальные распределения азимутальной компоненты напряженности магнитного поля H_θ в различных сечениях по толщине образца. В соответствии с теоремой о полном токе напряженность магнитного поля как функция радиуса сначала монотонно возрастает, достигает максимума и затем при $r \rightarrow \infty$ убывает к нулю как $1/r$. При изменении R_e в интервале 1...3 мм максимум H_θ на поверхности образца и в нижележащих сечениях быстро уменьшается, а его положение смещается в сторону больших радиусов.

Поскольку вихревая составляющая электромагнитной силы квадратично зависит от напряженности магнитного поля, то указанная выше тенденция распространяется также и на распределение $F_{rot}(r, z)$ в объеме образца (рис. 9) с тем лишь отличием, что $\max F_{rot}$ уменьшается на порядки при увеличении размера эффективного радиуса

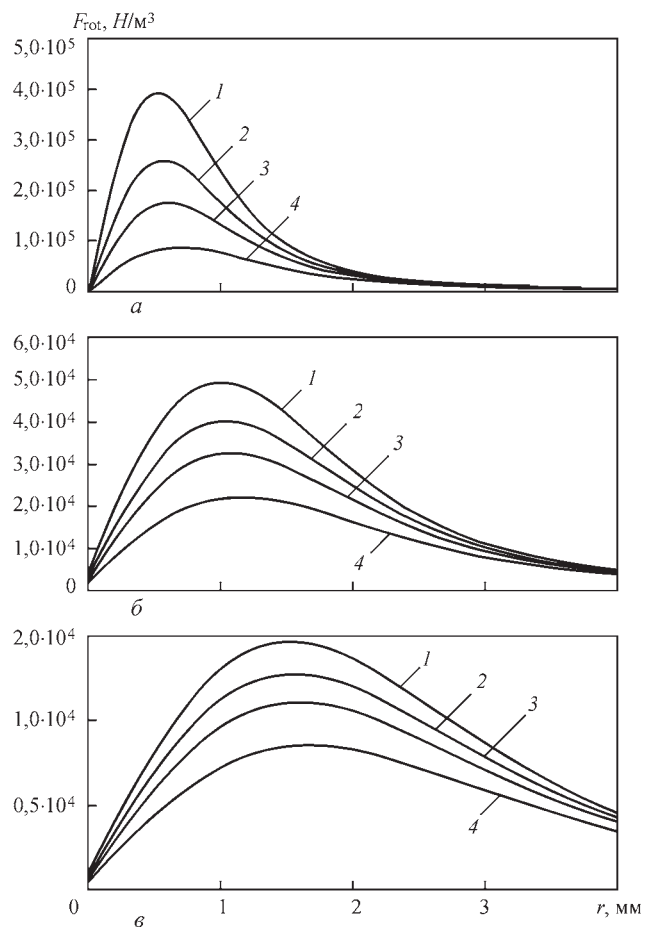


Рис. 9. Распределение F_{rot} в объеме образца: *a* — $R_e = 1$ мм; *б* — 2 мм; *в* — 3 мм ($I - z = 0$; 2 — 0,5 мм; 3 — 1 мм; 4 — 2,5 мм)

токопроводящего канала на поверхности анода с 1 до 3 мм.

Прежде, чем перейти к анализу распределения магнитного давления в металле, обусловленного действием силы \vec{F}_{rot} , укажем на два принципиальных отличия силового воздействия сварочного тока на дуговую плазму и на свариваемый металл. Первое из них состоит в том, что растекание тока в дуговой плазме ограничено областью, в которой электропроводность плазмы отлична от нуля (ориентировочно этот токопроводящий канал в случае Ag соответствует области, где температура плазмы превышает 5000 К), в то время как в свариваемом металле ток растекается свободно, и токопроводящий канал никоим образом не ограничен. Второе отличие связано с формированием в дуговой плазме магнитного давления. В столбе дуги магнитное давление на оси (см. (10)) и в дуговой плазме в целом определяется воздействием вихревой компоненты электромагнитной силы на интервале $0 \leq r < \infty$, в то время как в твердом металле действие \vec{F}_{rot} уравнивается силами упругости и никак не влияет на магнитное давление в сварочной ванне. Таким образом, магнитное

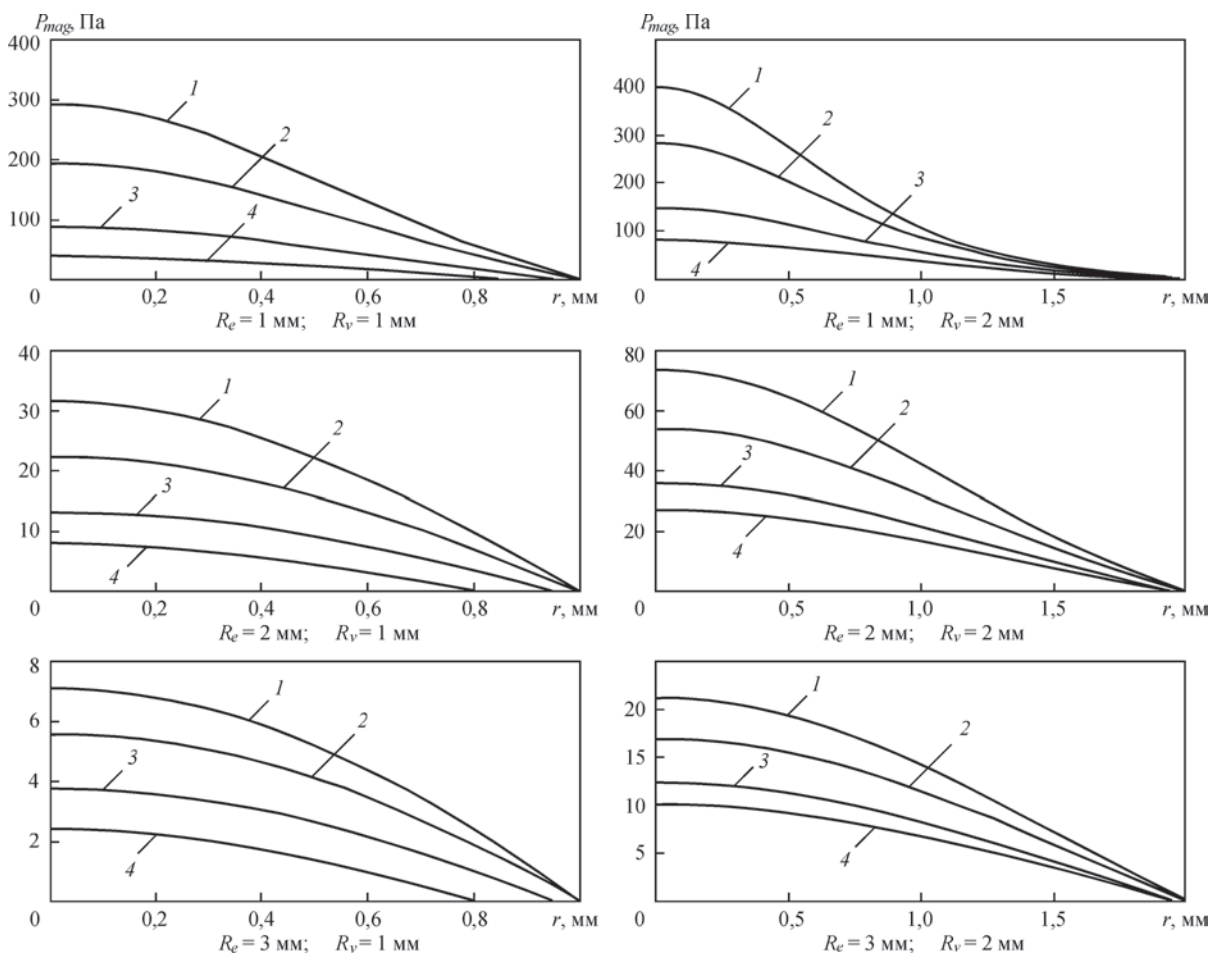


Рис. 10. Распределение магнитного давления в сварочной ванне: 1 — $z = 0$; 2 — 0,15 мм; 3 — 0,35 мм; 4 — 0,5 мм

давление в сварочной ванне формируется за счет силового воздействия лишь той доли сварочного тока, которая протекает через сварочную ванну, а, следовательно, зависит от формы и размеров ванны. С учетом этой особенности трансформируем выражение (10) для магнитного давления в сварочной ванне. Пусть $R^* = R^*(z)$ — уравнение, описывающее форму ванны в некоторый момент времени. Интегрируя первое из уравнений (9) на интервале $[0, R^*(z)]$, получим следующее выражение для распределения магнитного давления в сварочной ванне

$$P_{mag}(r, z) = \mu_0 \mu \int_r^{R^*(z)} \frac{H^2(r', z)}{r'} dr'. \quad (15)$$

Рассмотрим это распределение в зависимости от размеров ванны и эффективного радиуса токового канала на поверхности анода. Для качественного анализа будем исходить из допущения, что ванна имеет форму полусферы радиусом R_v . На рис. 10 представлены расчетные данные о распределении магнитного давления в приповерхностной области ванны в зависимости от эффективного радиуса R_e токопроводящего канала при $R_v = 1; 2$ мм.

Поскольку с увеличением размера сварочной ванны возрастает доля сварочного тока, проте-

кающего через нее, то магнитное давление на поверхности и в объеме ванны существенно повышается с увеличением R_v для всех радиусов токопроводящего канала на аноде (ср. правые и левые картинки на рис. 10). Второй вывод, который следует из расчетных данных, приведенных на рис. 10, состоит в том, что величина магнитного давления в расплаве в существенной мере зависит от размера токопроводящего канала на аноде: с увеличением R_e магнитное давление на поверхности ванны и в ее объеме уменьшается на порядок. Отметим, что максимальное магнитное давление, достигаемое на поверхности ванны при $R_e = 1$ мм; $R_v = 2$ мм, равно 400 Па. Эта величина составляет лишь 0,4 % атмосферного давления и, на первый взгляд кажется, что магнитным давлением можно пренебречь. Однако это не так, о чем свидетельствуют приведенные ниже количественные оценки, полученные из теоремы Бернулли для несжимаемой жидкости. В соответствии с последней $P_{mag} + \frac{\rho V^2}{2} = \text{const}$, т.е. в данном случае магнитное давление уравновешивается скоростным напором $\rho V^2/2$, где ρ — плотность металла, V — скорость движения расплава (под последней понимается аксиальная компонента вектора скорости). Для

Скорости потоков расплава, при которых скоростной напор уравнивает магнитное давление в сварочной ванне

R_e , мм	R_v , мм	$P_{mag}^{(0)}$, Па	V , см/с	$\begin{matrix} (0) \\ mag\ z \\ \text{Н/м}^3 \end{matrix}$
1	1	292	27	$1,09 \cdot 10^6$
1	1,5	369	31	$1,26 \cdot 10^6$
1	2	400	32	$1,31 \cdot 10^6$
2	1	32	9	$7,0 \cdot 10^4$
2	1,5	55	12	$1,15 \cdot 10^5$
2	2	74	14	$1,45 \cdot 10^5$
3	1	7	4	$1,11 \cdot 10^4$
3	1,5	14	6	$2,11 \cdot 10^4$
3	2	21	7	$3,09 \cdot 10^4$

численной оценки выберем на оси ванны два сечения $z = 0, z = h$, первое из которых соответствует поверхности расплава, а второе расположено в глубине расплава, где магнитное давление мало ($P(h) \approx 0$ при $h \approx 1$ мм). Положим $V(0) = 0$, тогда $V(h) \approx \sqrt{2P_{mag}^{(0)} / \rho}$, где $P_{mag}^{(0)}$ магнитное давление в центре анодного пятна на поверхности ванны. Результаты расчетов по этой формуле приведены в таблице.

Из данных, приведенных в таблице, следует, что скорость движения расплава в направлении донной части сварочной ванны в существенной мере зависит от плотности тока на аноде и размеров сварочной ванны: скорости потока возрастают с уменьшением радиуса токопроводящего канала на аноде и тем значительнее, чем больше объем ванны.

Приведенные выше расчетные оценки являются весьма приблизительными, т.к. они базируются на одномерном рассмотрении движения жидкого металла (уравнение Бернулли, гидравлическое приближение). Для более точных расчетов следует принимать во внимание, что градиент магнитного давления создает в расплаве сложным образом распределенную объемную силу $\vec{F}_{mag} = \{F_{mag,r}, F_{mag,z}\}$. В соответствии с первым из уравнений (9) компонента $F_{mag,r}$ равна $-\frac{H_0^2}{r}$, а компонента $F_{mag,z}$ представляется в виде: $F_{mag,z} = \frac{\partial P_{mag}}{\partial z}$.

Рассмотрим влияние размеров сварочной ванны и токового канала на величину аксиальной составляющей силы $F_{mag,z}$ (рис. 11). Как и магнитное давление (см. рис. 10), аксиальная составляющая магнитной силы \vec{F}_{mag} максимальна в центре анодного пятна и возрастает с увеличением плотности тока на поверхности анода, а также с ростом объема расплавленного металла (см. последний столбец таблицы). Величина этой составляющей силы является довольно значительной: при $R_e = 3$ мм она сопоставима с объемной плотностью гравита-

ционной силы ($F_{grav} = 7,64 \text{ Н/м}^3$), действующей на металл, а при $R_e = 1$ мм превосходит ее больше, чем на порядок. Компонента $F_{mag,z}$ быстро убывает как функция радиуса, так что ее величина при $r > 1$ мм пренебрежимо мала по сравнению с осевыми значениями. Напротив, радиальная компонента $\vec{F}_{mag,r}$, монотонно возрастает при увеличении радиуса и достигает своей максимальной величины (по порядку сопоставимой с $F_{mag,z}$) при $r \approx 1$ мм. Таким образом, магнитная сила \vec{F}_{mag} , будучи преимущественно аксиальной по направлению, имеет центростремительную составляющую, которая, в отличие от рассмотрения гидродинамического процесса в приближении Бернулли, способна увеличивать скорость потока расплавленного металла по направлению к донной части сварочной ванны.

Обсуждение и выводы. Взаимодействие дуговой плазмы со свариваемым металлом при сварке неплавящимся электродом осуществляется посредством анодной области дуги, которая определяет (см., например, [9, 10]) такие, важные с точки зрения формирования сварного шва, характеристики, как плотность теплового потока в анод и плотность электрического тока на аноде. Распределение плотности теплового потока на аноде является ответственным за теплопроводностный механизм переноса энергии в свариваемом металле. Именно с таких позиций Н. Н. Рыкалинным была построена [11] теория тепловых процессов при сварке, не принимающая во внимание конвективный механизм переноса тепла в сварочной ванне. Напротив, закон распределения плотности тока на аноде, который определяет силовое воздействие тока дуги на расплавленный металл, является ответственным за величину и направление гидродинамических потоков в расплаве, а, следовательно, и за конвективный перенос тепла в сварочной ванне. Для повышения проплавляющей способности дуги с тугоплавким катодом важно организовать достаточно интенсивные потоки расплава, направленные от перегретой прианодной зоны поверхности сварочной ванны к ее донной части. Как показано выше, такой характер течения жидкого металла обеспечивается за счет сжимающего действия вихревой составляющей силы Лоренца. Существенное влияние на величину магнитной силы и скорость нисходящего течения расплава оказывает размер токопроводящего канала на поверхности анода: чем выше контракция электрического тока на аноде, тем больше величина аксиальной компоненты магнитной силы, и тем выше скорость движения расплава (см. табл.). Отсюда вытекает важный с точки зрения практических приложений вывод: для повышения проплавляю-

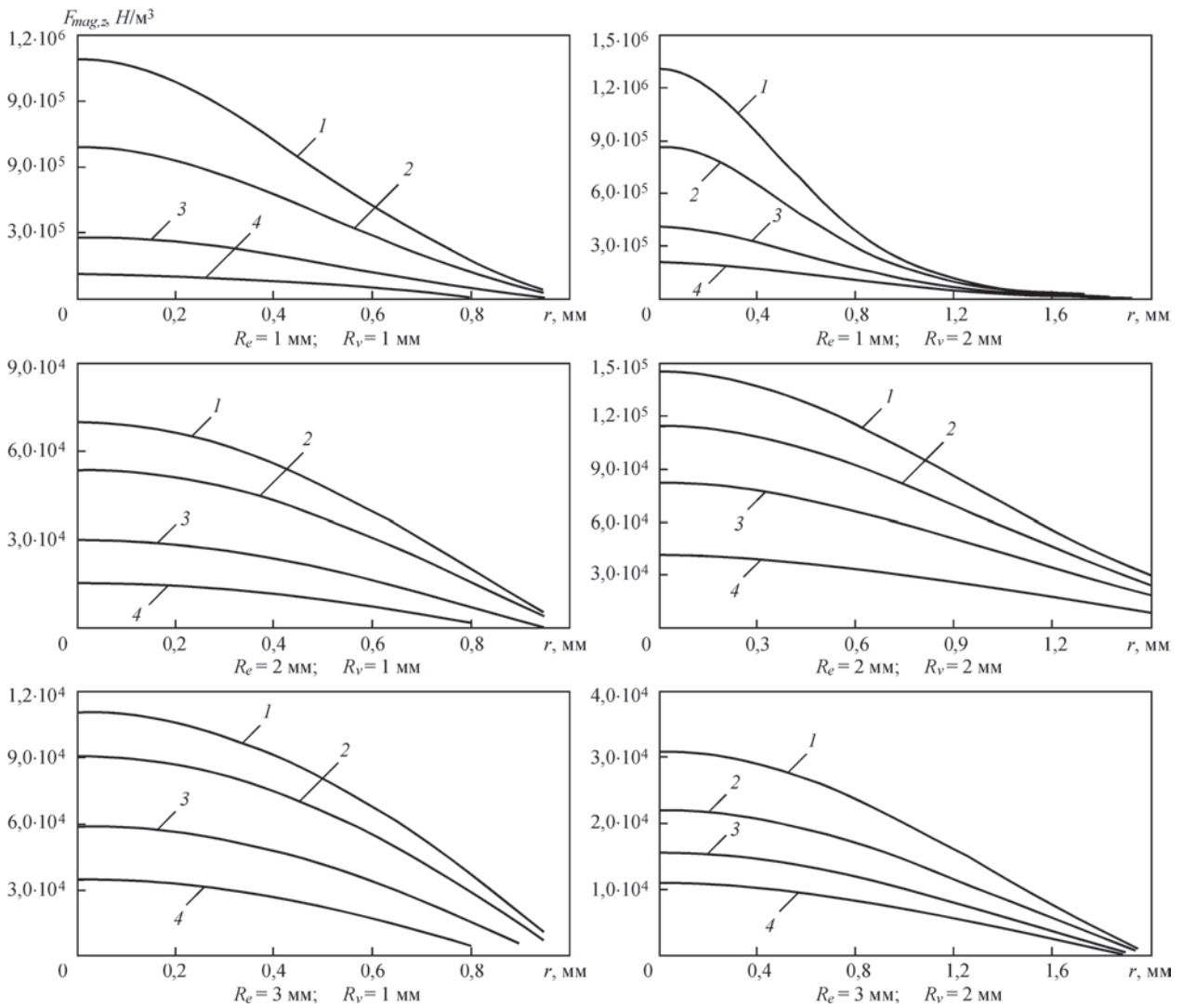


Рис. 11. Распределение $F_{mag,z}$ в сварочной ванне: 1 — $z = 0$; 2 — 0,1 мм; 3 — 0,3 мм; 4 — 0,5 мм

щей способности дуги при сварке неплавящимся электродом следует изыскивать технологические средства для уменьшения размера токопроводящего канала и, соответственно, повышения плотности тока на аноде.

В принципиальном плане размер анодного пятна и распределение в нем плотности тока определяется совокупностью факторов, связанных с условиями горения сварочной дуги и тепловым состоянием поверхности расплава: сварочным током, длиной дуги, составом плазмообразующего газа, температурами прианодной плазмы и свободной поверхности расплава, распределением вдоль поверхности сварочной ванны анодного падения потенциала. В настоящее время сварочная наука имеет в своем арсенале ряд технологических приемов, которые позволяют регулировать (в сторону уменьшения) размер токопроводящего канала дуги на аноде. Одним из таких способов является А-ТИГ процесс, базирующийся на применении активирующих флюсов (см., например, [12]). При-

ведем для сравнения макрошлифы сварных швов (рис. 12, представлены Д. В. Коваленко) при ТИГ и А-ТИГ сварке в аргоне пластины из нержавеющей стали толщиной 6 мм.

Как следует из этого рисунка, при одних и тех же значениях мощности, длины дуги и скорости сварки глубина проплавления при А-ТИГ процессе вдвое больше, чем при ТИГ сварке. Этот технологический результат обусловлен существенно меньшими размерами анодного пятна при А-ТИГ сварке по сравнению с ТИГ процессом (радиус то-

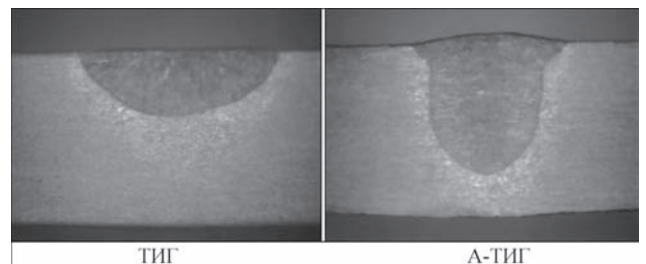


Рис. 12. Формы сварных швов при одинаковой мощности дуги $P = 1400$ Вт, длине дуги $l = 1,5$ мм и скорости сварки $V = 100$ мм/мин

копроводящего канала ориентировочно составляет 2,5 и 6 мм, соответственно).

Укажем на другие возможности повышения плотности электрического тока в области анодной привязки дуги с тугоплавким катодом. При гибридной сварке (ТИГ + CO₂ лазер), как показано в [13], за счет дополнительного нагрева прианодной плазмы лазерным излучением изменяется характер распределения анодного падения потенциала вдоль поверхности сварочной ванны. Это приводит к появлению радиальной компоненты плотности тока на аноде и, соответственно, к повышению плотности тока в приосевых участках анодной области дуги.

Использование вместо Ar других защитных газов или их смесей (He; Ar + H₂) также приводит к уменьшению размера токового канала в столбе дуги и, соответственно, к уменьшению поперечного размера области анодной привязки дуги. Есть основания полагать [14], что и при сварке модулированным током высокой частоты размер токового канала на аноде уменьшается по сравнению со сваркой на постоянном токе. При использовании перечисленных выше технологических средств глубина проплавления увеличивается. Физические механизмы, которые обуславливают эффект контракции электрического тока на аноде во всех рассмотренных случаях являются разными, однако результат – повышение проплавляющей способности дуги нисходящими потоками расплава — одинаковый.

Здесь следует отметить, что силовое воздействие сварочного тока на металл сварочной ванны не является единственной причиной возбуждения протекающих в ней гидродинамических процессов. Обратим внимание, что полуширина шва при ТИГ сварке (рис. 12) заметно превосходит глубину проплавления. Возможными причинами такой формы шва может служить прямая термокапиллярная конвекция Марангони и вязкое трение потока дуговой плазмы о поверхность расплавленного металла, которые формируют направленное вдоль свободной поверхности ванны течение расплава, транспортирующее перегретый металл из центра к боковой поверхности ванны. Возникающий приповерхностный вихрь в своем возвратном течении переносит «холодный» металл от фронта плавления к центру ванны, что уменьшает кондуктивную составляющую теплового потока к донной части ванны.

Проведенный в настоящей статье анализ влияния силовых факторов на гидродинамику сварочной ванны и выполненные численные оценки позволяют сделать вывод о том, что достоверное расчетное прогнозирование формы сварочной ванны и термических циклов в зоне термического влияния сварного соединения может быть достигнуто только при надлежащем учете конвективного переноса энергии в сварочной ванне. Напротив, модели, базирующиеся на теплопроводностном механизме переноса энергии, могут приводить к весьма искаженным представлениям об указанных параметрах.

1. Hsu K. C., Etemadi K., Pfender E. Study of the free-burning high-intensity argon arc // J. of Appl. Phys. — 1983. — № 3(54). — P. 1293–1301.
2. Hsu K. C., Pfender E. Two-temperature modeling of the free-burning high-intensity arc // Ibid. — 1983. — № 8(54). — P. 4359–4366.
3. Fan H. G., Kovacevic R. A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2004. — 37. — P. 2531–2544.
4. Computational simulation of arc melting process with complex interactions / H. Nishiyama, T. Sawada, H. Takana, et al. // ISIJ International. — 2006. — № 5(46). — P. 705–711.
5. Hu. J., Tsai H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: The arc // Int. J. of Heat and Mass Transfer. — 2007. — 50. — P. 833–846.
6. Hu. J., Tsai H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part II: The metal // Ibid. — 2007. — 50. — P. 808–820.
7. Murphy Anthony B. A self-consistent three-dimensional model of the arc, electrode and weld pool in gas-metal arc welding // J. Phys. D: Appl. Phys. — 2011. — 44. — 194009 (11 pp).
8. Plasma-weld pool interaction in tungsten inert-gas configuration / J. Mougnot, J. J. Gonzalez, P. Fretton, et al. // Ibid. — 2013. — 46. — 135206 (14 pp).
9. Крикент И.В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф. Моделирование процессов тепло-, массо- и электропереноса в столбе и анодной области дуги с тугоплавким катодом // Автоматическая сварка. — 2012. — № 3. — С. 7–11.
10. Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Крикент И. В. Модель процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги с тугоплавким катодом // Там же. — 2010. — № 6. — С. 3–11.
11. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
12. Юценко К. А., Коваленко Д. В., Коваленко И. В. Применение активаторов при дуговой сварке вольфрамовым электродом в инертных газах (А-ТИГ) сталей и сплавов // Автоматическая сварка. — 2001. — № 7. — С. 37–43.
13. Взаимодействие пучка излучения CO₂-лазера с плазмой электрической дуги при гибридной (лазер + ТИГ) сварке / И. В. Кривцун, И. В. Крикент, В. Ф. Демченко и др. // Там же. — 2015. — № 3–4. — С. 7–16.
14. Zhao J., Sun D., Hu S. Anode behavior of high frequency pulse TIG welding arc // Trans. China Weld. Inst. — 1992. — № 1(13). — P. 59–66.

ПРЯМОЕ ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА С ДИСПЕРСНЫМИ ТУГОПЛАВКИМИ ИНОКУЛЯНТАМИ

Д. Ю. ЕРМОЛЕНКО, А. В. ИГНАТЕНКО, В. В. ГОЛОВКО
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Исследованы преимущества введения в расплав дисперсных тугоплавких инокулянтов с целью управления и оптимизации первичной структуры металла шва высокопрочных низколегированных сталей. Рассмотрены основные предположения и ограничения предложенной в данной работе модели процесса кристаллизации металла шва. Подробно описана модель кристаллизации расплава с учетом влияния введенных дисперсных тугоплавких инокулянтов. Представлена гипотеза о механизме взаимодействия тугоплавкого инокулянта с движущимся фронтом кристаллизации, которая была принята в расчетах. Описано влияние различных легирующих элементов на поверхностную энергию границы раздела фаз. Описаны граничные условия предложенной модели, реализованной в виде авторского программного обеспечения. Приведены результаты вычислительных экспериментов, показывающие возможность управлять параметрами и морфологией первичной структуры металла шва высокопрочной низколегированной стали путем введения в расплав дисперсных тугоплавких инокулянтов (на примере введения TiO_2). Представлено сопоставление экспериментальных и вычислительных результатов измерения параметров первичной структуры. Разработанная математическая модель и программное обеспечение, написанное на ее основе, подходит для прогнозирования размерных параметров и морфологии первичной структуры металла шва с учетом введенных в сварочную ванну тугоплавких инокулянтов.

Постоянно возрастающие требования к надежности металлоконструкций вызывают необходимость освоения новых марок сталей с повышенным уровнем механических свойств. В практике металлургического производства постоянно возрастает объем выпуска высокопрочных низколегированных (ВПНЛ) сталей. Основными тенденциями при оптимизации свойств ВПНЛ сталей являются: уменьшение содержания легирующих элементов; увеличение общего числа микролегирующих элементов; уменьшение содержания примесей и остаточных элементов, способствующих деградации металла; улучшение структурной однородности; повышение уровня механических свойств [1].

Введение в расплав тугоплавких инокулянтов является перспективным способом оптимизации структуры и свойств ВПНЛ сталей за счет управления, в первую очередь, параметрами структуры и, соответственно, механическими свойствами металла шва. Известно, что размер зерен первичной структуры оказывает влияние на характер процессов $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений. Если в дисперсной дендритной структуре зарождение α -фазы начинается на границах зерен в верхней области бейнитного превращения, то для более крупных дендритов характерным является зарождение феррита внутри первичных зерен на границах с неметаллическими включениями при температурах близких к завершению бейнитного превращения [2].

В работе [3] был рассмотрен ряд моделей развития первичной структуры и проведен их критический анализ с точки зрения возможности их использования для моделирования процесса кристаллизации металла с учетом влияния дисперсных тугоплавких инокулянтов. Предлагаемая в данной работе модель основывается на методе конечных элементов, комбинированном с методом клеточных автоматов.

Основные предположения и ограничения модели процесса кристаллизации металла. Рассматриваемая система содержит тугоплавкие инокулянты, распределенные в жидкой фазе и существенно влияющие на процесс кристаллизации.

Процесс кристаллизации металла с учетом влияния тугоплавких инокулянтов можно рассматривать как результат взаимодействия двух конкурирующих процессов: скоростного движения фронта кристаллизации, вызванного локальным неравновесием диффузионных процессов на границе раздела фаз, и влияния инокулянтов на локальное поверхностное натяжение на границе раздела фаз, которое существенно сказывается при формировании первичной структуры металла шва ВПНЛ стали [4].

Для решения этой задачи в настоящей работе за основу взята модель локально неравновесного затвердевания [5], которая была дополнена моделью взаимодействия фронта кристаллизации с

тугоплавкими инокулянтами. Принятая за основу модель применима как для малых, так и для высоких скоростей роста кристаллической фазы. Теоретическое обоснование этой модели выполнено в работе [6].

В двумерном пространстве уравнения модели [5] описывают: баланс масс (1), эволюцию границы раздела твердой и жидкой фаз и диффузионный поток примеси (2, 3), прирост твердой фазы (4) и соотношение концентрации примеси в жидкой и твердой фазах (5).

$$\frac{\partial}{\partial t}[(1-G)C_L + kGC_L] + \frac{\partial J_x}{\partial x} + \frac{\partial J_y}{\partial y} = 0, \quad (1)$$

$$\frac{\partial J_x}{\partial t} + J_x + \frac{1-G}{q} \frac{\partial C_L}{\partial x} = 0, \quad (2)$$

$$\frac{\partial J_y}{\partial t} + J_y + \frac{1-G}{q} \frac{\partial C_L}{\partial y} = 0, \quad (3)$$

$$\frac{\partial G}{\partial t} = \frac{w}{v} V, \quad (4)$$

$$C_S = kC_L. \quad (5)$$

где J_x и J_y — проекции вектора \mathbf{J} диффузионного потока на оси координат; C_L и C_S — концентрация в жидкой и твердой фазах соответственно; G — доля твердой фазы в ячейке [0...1]; t — время; w — площадь границы раздела фаз в кристаллизирующейся системе; v — объем двухфазной области; V — скорость движения межфазной границы (раздела границы твердой и жидкой фаз) вдоль вектора нормали, направленного в сторону жидкой фазы; k — коэффициент неравновесного распределения примеси.

Как известно, при малой скорости затвердевания и малом переохлаждении макроскопически гладкая граница раздела фаз возмущается, становясь морфологически нестабильной по сценарию авто-ров работы [7]. Это классический пример развития структур ячеисто-дендритного типа, которое управляется диффузионным массопереносом в локально равновесных условиях. Увеличение переохлаждения может привести к отклонению от локального термодинамического равновесия в системе и к иницированию быстрого затвердевания [8].

Основные допущения используемой модели:

1. Рассматривается изотермическая двухфазная система при постоянном давлении.
2. Система состоит из химически инертного бинарного сплава, затвердевающего из переохлажденной жидкости.
3. Затвердевание из жидкой фазы может быть настолько быстрым, что скорость V движения границы раздела фаз сопоставима по величине со скоростью V_D диффузии примеси.
4. Конвекцией в жидкой фазе и диффузией в твердой кристаллической фазе пренебрегаем.

5. В объеме жидкой фазы существуют тугоплавкие инокулянты.

6. Принято, что тугоплавкие инокулянты распределены равномерно в объеме сварочной ванны с некоторой вероятностью ϕ ($0 \leq \phi \leq 1$).

7. Тугоплавкие инокулянты являются неподвижными в процессе кристаллизации. Все инокулянты имеют одинаковый размер, сопоставимый с размером ячейки вычислительной сетки ($\approx 0,4$ мкм).

При этих предположениях процесс развития дендритной структуры управляется массопереносом и кинетикой движения фазовой границы. В частности, из допущения 4 следует, что необходимо принять во внимание конечность скорости диффузионного переноса примеси и отклонение от локального равновесия на фазовой границе [9]. Таким образом, модель, описывающая систему, рассматривает локально-неравновесную диффузию примеси и кинетику движения границы раздела фаз.

Модель процесса кристаллизации металла.

В начале расчета инициализируется расчетная область (зона кристаллизации), которая состоит из твердой фазы определенной морфологии (это могут быть отдельные сиботаксисы, случайно распределенные в жидкой фазе, единичный зародыш твердой фазы, плоский фронт с неоднородностями или без них, или их комбинации) и жидкой фазы с определенной начальной концентрацией примеси. Степень затвердения ячейки определяется долей твердой фазы в ячейке G . Каждая ячейка системы может быть либо жидкой ($G = 0$), либо полностью затвердевшей ($G = 1$), или принадлежать фронту кристаллизации ($0 < G < 1$), т. е. затвердевать в данный момент времени (рис. 1).

Для определения приращения доли G твердой фазы необходимо рассчитать скорость V межфазной границы. Это следует сделать с помощью нелинейного кинетического уравнения «скорость–переохлаждение»

$$V = \beta(\Delta T - \Delta T_C(V) - \Delta T_N(V) - \Delta T_\Gamma), \quad (6)$$

где ΔT — полное начальное переохлаждение в системе; ΔT_C — концентрационное переохлаждение, обусловленное диффузией примеси; ΔT_N — переохлаждение, обусловленное изменением наклона кинетического ликвидуса и определяемое разностью между равновесной линией ликвидус $T_A + m_e C_0$ и кинетическим ликвидусом $T_A + m C_0$; ΔT_Γ — переохлаждение, обусловленное кривизной поверхности раздела фаз (эффект Гиббса–Томпсона).

Вклады переохлаждений определены в уравнениях:

$$\Delta T = T_A + m_e C_0 - T_0, \quad (7)$$

$$\Delta T_C = m(V)(C_0 - C_L), \quad (8)$$

$$\Delta T_N = (m_e - m(V))C_0, \quad (9)$$

$$\Delta T_\Gamma = -\Gamma(1 - 15\cos(4(\theta_1 - \theta_0)))K. \quad (10)$$

В уравнениях (6–10): β — кинетический коэффициент роста кристаллов; T_A — температура

затвердевания основного компонента системы; T_0 — температура в изотермической системе; m_e — тангенс угла наклона равновесной линии ликвидус; C_0 — начальная концентрация примеси в расплаве; $m(V)$ — наклон кинетического ликвидуса; Γ — постоянная капиллярности; K — кривизна поверхности раздела фаз; θ_1 — угол ориентации вектора-нормали к поверхности раздела фаз; θ_0 — угол ориентации главного кристаллографического направления [10].

Константа капиллярности Γ определяется как

$$\Gamma = \frac{\gamma}{\Delta S}, \quad \Delta S = \frac{Q_L}{T_A},$$

где γ — поверхностное натяжение; ΔS — изменение энтропии при кристаллизации; Q_L — скрытая теплота кристаллизации.

В процессе кристаллизации металла в сварочной ванне всегда присутствует некоторый стохастический процесс на границе раздела фаз, обусловленный вероятностными процессами. Для получения результатов, сопоставимых с экспериментальными данными, введем кинетический коэффициент роста кристалла в виде [11]

$$\beta = 1 + \delta\eta(t, x, y), \quad (11)$$

где $\delta \geq 0$ — амплитуда стохастического шума; $\eta(t, x, y)$ — вероятностная функция, принимающая значения в интервале $[-1 \dots 1]$ для различных точек в (t, x, y) -пространстве.

Серьезное влияние на результаты расчетов роста дендритов оказывает искусственная анизотропия, созданная геометрией расчетной сетки [12]. Для того, чтобы уменьшить это влияние, при расчете кривизны поверхности учитывается влияние не только ближайших клеток, но и более дальних соседей. В данной работе учитывалось влияние клеток, находящихся в радиусе трех ячеек (рис. 2) с некоторым весовым коэффициентом. Весовой коэффициент зависит от площади клетки, которая попала в окружность радиуса $3,5h$ (h — размер одной клетки в расчетной сетке), центр которой находится в центре рассчитываемой клетки. Таким образом, при расчете кривизны поверхности в каждой отдельно взятой ячейке учитывается влияние 44 соседних точек. Матрица весовых коэффициентов M рассчитывается один раз и является постоянной для всех ячеек системы. Числа, показанные на рисунке, это и есть значения весовых коэффициентов клеток-соседей.

Для формализации расчета кривизны поверхности введем вектор кристаллизации \vec{F}_S [10]. Значение этого вектора соответствует сумме твердой фазы в окружности радиуса $3,5h$ вокруг ячейки с учетом матрицы M весовых коэффициентов, определенной выше.



Рис. 1. Значение доли твердой фазы G для жидкости, твердой фазы и фронта кристаллизации

$$|\vec{F}_S| = \sum_{i,j=-3}^3 G_{i,j} M_{i,j}. \quad (12)$$

Направление вектора \vec{F}_S соответствует линии, соединяющей центр масс всей твердой фазы и центр рассматриваемой ячейки. Координаты центра масс относительно рассматриваемой клетки в декартовой системе координат легко рассчитать по формулам:

$$\Delta x = \sum_{i,j=-3}^3 i G_{i,j} M_{i,j}, \quad \Delta y = \sum_{i,j=-3}^3 j G_{i,j} M_{i,j}. \quad (13)$$

Вектор нормали границы раздела фаз можно определить по формуле

$$\vec{n} = \frac{\vec{F}_S}{|\vec{F}_S|}. \quad (14)$$

Таким образом, угол ориентации вектора-нормали к поверхности раздела фаз θ_1 в формуле (10) рассчитывается по формуле

$$\theta_1 = \arctan\left(\frac{\Delta x}{\Delta y}\right). \quad (15)$$

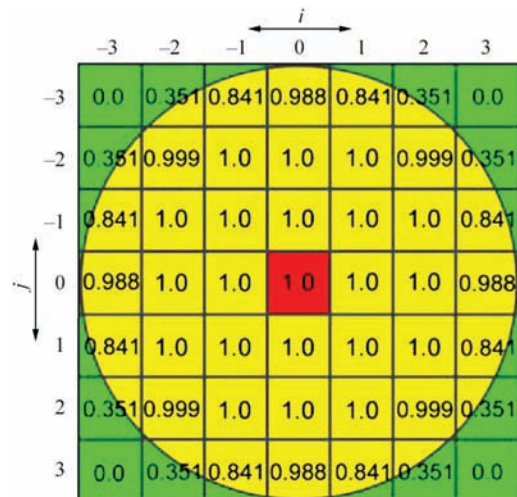


Рис. 2. Матрица весовых коэффициентов для определения кривизны поверхности [10]

Кривизна поверхности в рассматриваемой ячейке, содержащей некоторую долю твердой фазы G , рассчитывается исходя из полуэмпирической зависимости:

$$K = \frac{A + BG - |\vec{F}_S|}{S} \cdot \frac{2}{h}, \quad (16)$$

где

$$S = \sum_{i,j=-3}^3 M_{i,j} = 38,484,$$

$$A = \sum_{i=-3}^{-1} \sum_{j=-3}^3 M_{i,j} = 15,754,$$

$$B = \sum_{j=-3}^3 M_{0,j} = 6,976,$$

где S, A, B — это константы, определенные из матрицы весовых коэффициентов; h — размер ячейки в расчетной сетке.

Геометрически эти константы определяются, как разные части круга радиусом $3,5h$ (рис. 3); S — площадь всего круга ($S = 2A + B = 3,5^2\pi$); A — площадь сектора « cde », а B — площадь домена « $abcd$ ». Легко увидеть, что уравнение (16) принимает нулевое значение коэффициента кривизны поверхности K , независимо от доли твердой фазы G в рассматриваемой ячейке при плоском фронте кристаллизации. Когда модуль вектора \vec{F}_S меньше суммы $A + BG$, то поверхность выпуклая, в противном случае поверхность вогнута, что видно на рис. 3.

Формула (16) является модификацией метода определения кривизны поверхности, предложенного в работе [13]. Данный метод накладывает ограничения на размер ячеек и радиус матрицы весовых коэффициентов, которые должны быть достаточно малы в сравнении с характерными масштабами моделируемой структуры.

Для расчета доли примеси, которая выталкивается новообразованной твердой фазой в расплав, опре-

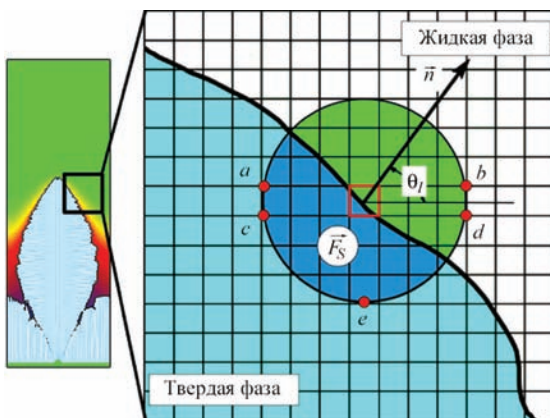


Рис. 3. Определение вектора кристаллизации и расчет кривизны поверхности [16]

деляем коэффициент неравновесного распределения примеси, который зависит от локальной скорости кристаллизации и вычисляется по уравнению

$$k(V) = \begin{cases} \frac{(1-V^2)k_e + Vr}{1-V^2 + Vr}, & V < 1, r = \frac{V_D}{V_{DI}}, \\ 1, & V \geq 1, \end{cases} \quad (17)$$

где k_e — равновесный коэффициент распределения; V_D — скорость диффузии примеси в объеме жидкой фазы; V_{DI} — скорость диффузии примеси на границе раздела фаз.

Наклон $m(V)$ кинетического ликвидуса для расчета переохлаждения ΔT_N и ΔT_C определяется коэффициентом неравновесного распределения $k(V)$ (17) и скоростью V

$$m(V) = \frac{m_e (1 - k + \ln(\frac{k}{k_e}) + (1-k)^2 V)}{1 - k_e}. \quad (18)$$

Обновление поля концентраций происходит для каждой ячейки расчетной области исходя из баланса масс и диффузионного потока примеси. Концентрация примеси C_S в полностью твердых ячейках ($G = 1$) остается неизменной.

В процессе локально неравновесного переноса примеси в объеме жидкой фазы возникает скачок концентраций на фронте диффузионной волны « DF » (передний край диффузионного профиля, который движется со скоростью V_D) [5]. Подробный анализ этого эффекта можно найти в работе [11]. Граничные условия на фронте диффузионной волны задаются как граничные условия первого рода и выглядят следующим образом

$$J_{DF}^- = \exp\left(-\left(\frac{\xi}{4\tau}\right)^{1/2}\right) (C_F - C_0) \mathbf{n},$$

где J_{DF}^- — исходящий поток примеси; $C_F - C_0$ — концентрационный скачок на диффузионном фронте; \mathbf{n} — вектор нормали диффузионного фронта; ξ — параметр устойчивости вычислительной схемы; τ — шаг во времени.

Влияние тугоплавких инокулянтов на процесс кристаллизации. На основе анализа ряда экспериментальных данных [2, 4] для расчетов была принята гипотеза, предполагающая, что инокулянт поглощается фронтом кристаллизации, а в момент контакта изменяет поверхностное натяжение в зоне контакта.

Для учета влияния тугоплавких инокулянтов на движение фронта кристаллизации необходимо вычислить величину межфазного натяжения между инокулянт и расплавом (σ_{12}), используя табличные данные [14].

$$\sigma_{12} = \sigma_1 + \sigma_2 - W_a,$$

где σ_{12} — величина межфазного натяжения между тугоплавким инокулянт и расплавом; σ_1 — по-

верхностное натяжение инокулянта; σ_2 — поверхностное натяжение сплава; W_a — работа адгезии.

Поверхностное натяжение расплава рассчитываем, исходя из методики предложенной С. Попелем [15]:

$$\sigma_2 = \sigma_{Fe} - 2000 \lg \Sigma F_i x_i,$$

где σ_{Fe} — поверхностное натяжение чистого железа; F_i — параметр, характеризующий капиллярную активность легирующей добавки; x_i — атомная доля i -того компонента сплава.

Граничные условия не задаются в привычном понимании (рис. 4). Снизу расчетной области изначально находятся полностью твердые ячейки, расчет в которых не проводится. Справа и слева расчетная область замыкается в «цилиндр» путем создания областей виртуальных данных, в которые копируются данные из наиболее близких к границе расчетной области ячеек. Это сделано для эмуляции положения расчетной области в сварочной ванне, где на развитие первичной структуры в ней также возможно влияние роста дендритов в прилегающих объемах металла. Сверху расчетная область ограничена слоем ячеек, расчет в которых не производится. Это создает слой не препятствующий распространению диффузионной волны, что физически соответствует большим размерам сварочной ванны.

На основе описанной выше модели разработана программа для отслеживания движения поверхности раздела фаз при кристаллизации металла шва ВПНЛ сталей во времени в зависимости от начальных условий (начальная скорость кристаллизации, начальная морфология твердой фазы, угол наклона вектора наиболее интенсивного отвода тепла к поверхности кристаллизации) и физических параметров сплава (температура кристаллизации основного компонента сплава, кинетический коэффициент роста, тангенс угла наклона равновесной линии ликвидус, равновесный коэффициент распределения примеси, коэффициент диффузии примеси, скрытая теплота кристаллизации, скорости диффузии примеси в объеме и на поверхности раздела фаз, амплитуда стохастического шума).

На основе разработанного программного обеспечения был проведен ряд вычислительных экспериментов, результаты которых приведены ниже.

Оценка влияния химического состава расплава на процесс кристаллизации. Для проведения вычислительных экспериментов за основу был взят химический состав металла шва ВПНЛ стали (мас. %): 0,049 C; 0,298 Si; 1,39 Mn; 0,023 S; 0,015 P; 0,15 Cr; 2,26 Ni; 0,25 Mo; 0,039 Al; 0,008 Ti. Начальная скорость кристаллизации была принята

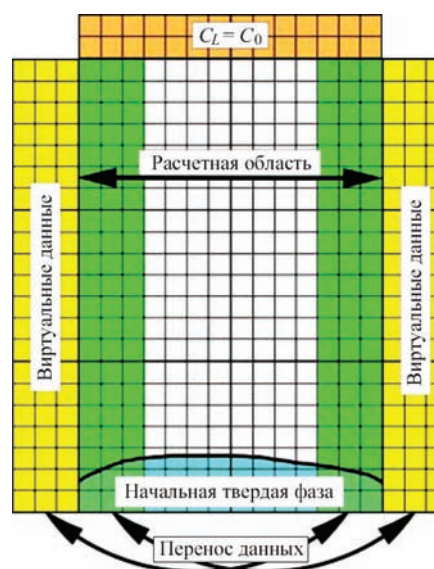


Рис. 4. Правила на границах расчетной области [10] $0,27V_D$. Физические параметры сплава приведены в таблице. На рис. 5 видно разницу в размерах и морфологии дендритов, развивавшихся одинаковый промежуток времени, без учета влияния легирующих элементов на поверхностное натяжение сплава (рис. 5, а) и с учетом влияния легирующих элементов (рис. 5, б).

Результаты вычислительных экспериментов влияния введенных тугоплавких инокулянтов на дендритную структуру металла. При расчетах в качестве вводимого инокулянта был принят оксид титана (TiO_2), параметры поверхностного взаимодействия с расплавом железа следующие: температура плавления ($T_{пл}$) 1843 °С; поверхностное натяжение жидкой фазы (σ_1) 1780 мДж/м²; краевой угол смачивания (θ) 0 град; работа адгезии (W_a) 3560 мДж/м². Параметр распределения тугоплавких инокулянтов в металле сварочной ванны ϕ был принят равным 0, 0,1, 0,2, 0,3. Результаты расчетов, показывающие

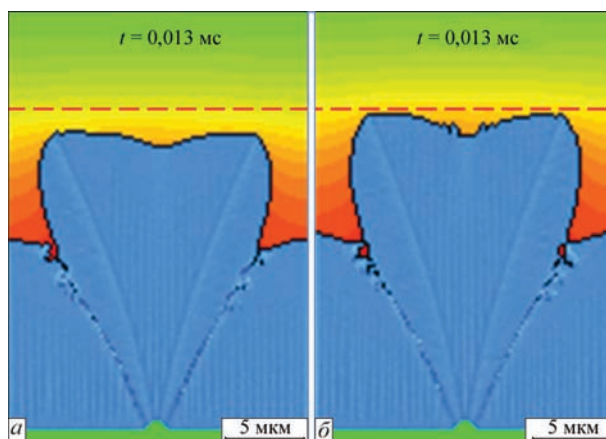


Рис. 5. Результаты расчетов начала кристаллизации: а — без учета влияния легирующих элементов; б — с учетом влияния легирующих элементов

Значения физических параметров, принятых в расчетах

Физический параметр	Обозначение	Размерность	Значение
Температура затвердевания основного компонента	T_A	К	1809
Кинетический коэффициент роста	β	м/(с·К)	0,4
Тангенс угла наклона равновесной линии ликвидус	m_e	К/масб %	-80
Равновесный коэффициент распределения	k_e	-	0,1
Коэффициент диффузии примеси	D	м ² /с	6·10 ⁻⁸
Скрытая теплота кристаллизации	Q_L	Дж/м ³	10 ⁹
Скорость диффузии в объеме	V_D	м/с	17
Скорость диффузии на границе раздела фаз	V_{DI}	м/с	17
Амплитуда стохастического шума	δ	-	0,07

эволюцию дендритной структуры во времени с различной плотностью распределения инокулянтов в металле сварочной ванны, показаны на рис. 6–9 соответственно.

Таким образом, при отсутствии (рис. 6) тугоплавких инокулянтов в сварочной ванне можно наблюдать ветвистую кристаллизационную структуру с широкими ветвями дендритов (вплоть до 100 мкм).

При введении в сварочную ванну тугоплавких инокулянтов, влияющих на поверхностное натяжение между твердой фазой и расплавом, дендритная структура сменяется от ветвистой к полностью столбчатой морфологии (рис. 7–9). Такое существенное изменение характера первичной структуры металла шва обусловлено только процессами,

происходящими на поверхности контакта тугоплавкого инокулянта с растущим дендритом.

В данном случае TiO₂ хорошо смачивается расплавом железа, что способствует увеличению локальной скорости кристаллизации в зоне контакта растущего дендрита с инокулянтом. Это происходит за счет увеличения величины переохлаждения в зоне контакта (эффект Гиббса–Томпсона, ΔT_Γ). Увеличение скорости роста дендрита за счет эффекта Гиббса–Томпсона приводит к увеличению концентрационного переохлаждения (ΔT_C) за счет выталкивания большего количества примеси перед фронтом кристаллизации. Также изменение скорости роста на кончике дендрита способствует дальнейшему отклонению процесса от равновес-

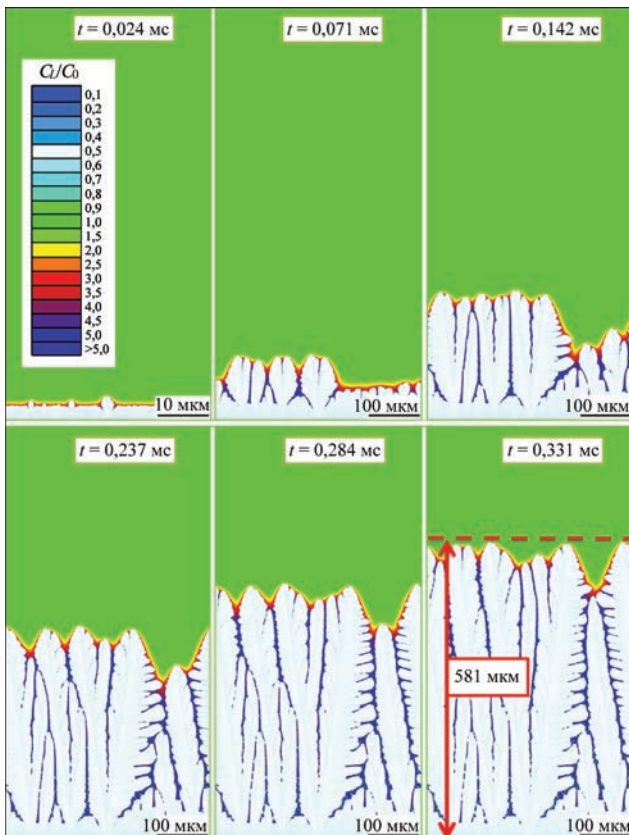


Рис. 6. Эволюция дендритной структуры во времени с учетом влияния тугоплавких инокулянтов ($\varphi = 0$)

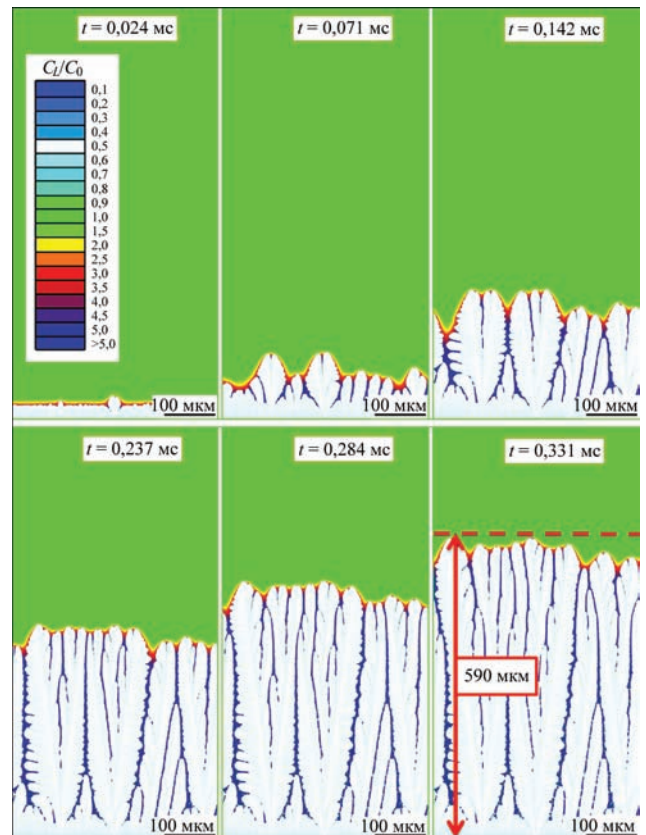


Рис. 7. Эволюция дендритной структуры во времени с учетом влияния тугоплавких инокулянтов ($\varphi = 0,1$)

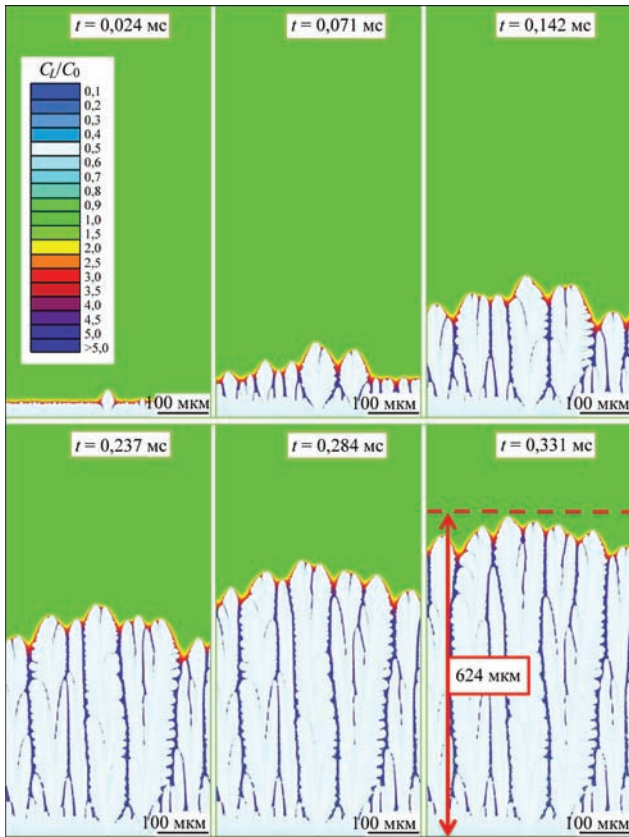


Рис. 8. Эволюция дендритной структуры во времени с учетом влияния тугоплавких инокулянтов ($\varphi = 0,2$)

ного и увеличению переохлаждения за счет отклонения от равновесной линии ликвидус (ΔT_N).

Предположительное описание характера развития физических процессов, заложенных в предложенную модель кристаллизации, позволяет моделировать качественные изменения дендритной структуры металла шва в зависимости от количества и свойств вводимых инокулянтов. В случае отсутствия тугоплавких инокулянтов в сварочной ванне фронт кристаллизации за 0,331 мс, продвинулся на 581 мкм (рис. 6), а при их равномерном распределении с вероятностью $\varphi = 0,3$ — на 802 мкм (рис. 9), при всех прочих равных усло-

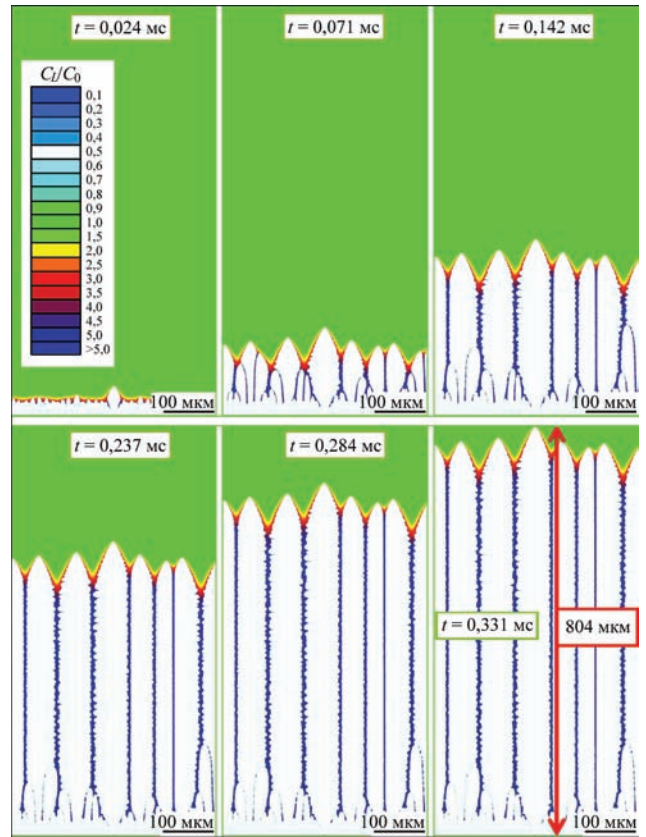


Рис. 9. Эволюция дендритной структуры во времени с учетом влияния тугоплавких инокулянтов ($\varphi = 0,3$)

виях (включая начальную скорость кристаллизации). Следует отметить существенное изменение морфологии дендритной структуры от сильно ветвистой, образовавшейся в результате конкурирующего роста отдельных кристаллов, до полностью столбчатых дендритов. При снижении угла смачивания в локальных точках контакта растущего дендрита с расплавом металла можно получить значительное качественное изменение дендритной структуры, что, в свою очередь, влияет на дальнейшие твердофазные преобразования в металле, а как следствие — на конечную микроструктуру и механические свойства металла шва ВПНЛ стали.

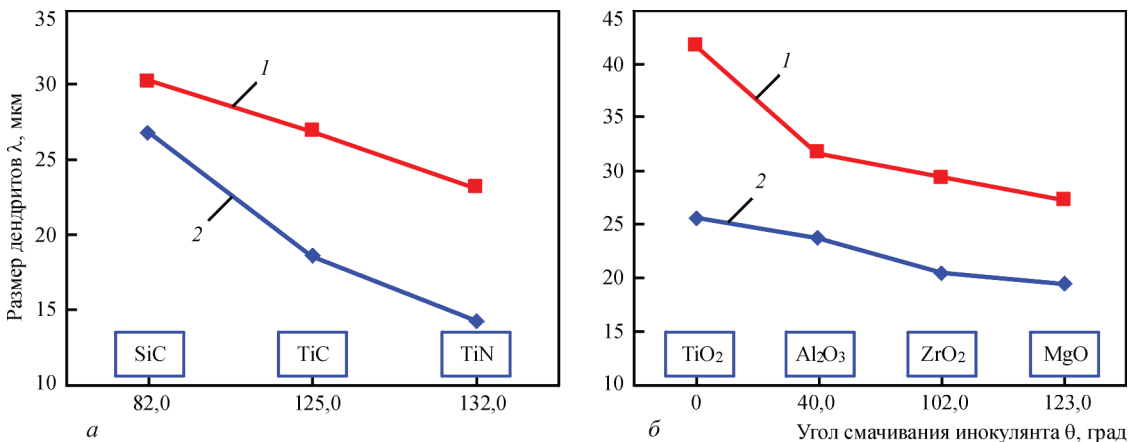


Рис. 10. Сопоставление экспериментальных результатов измерения и расчетных данных параметров первичной структуры металла образцов первой (а) и второй (б) серии экспериментов: 1 — $\lambda_{1\text{эксп}}$; 2 — $\lambda_{1\text{расч}}$

На рис. 10, а, б представлено сравнение размеров дендритов первичной структуры, полученных расчетным и экспериментальным путем [2, 17] для образцов первой и второй серии соответственно. Средняя ошибка данных, полученных путем вычислительного эксперимента, составляет около 25 % и увеличивается с увеличением угла смачивания тугоплавкого инокулянта металлом сварочной ванны. Такую разницу в полученных результатах следует связать с выбором параметра распределения тугоплавких инокулянтов в металле сварочной ванны ϕ равным 0,3, что, видимо, не соответствует условиям проведенных экспериментальных исследований. В будущих исследованиях следует учесть этот фактор и более подробно исследовать влияние параметра распределения на развитие первичной структуры металла шва. Также ошибку внес неточный химический состав и ограничения модели.

Выводы

Модель, основанная на методе конечных элементов, комбинированном с методом клеточных автоматов, хорошо подходит для моделирования процесса кристаллизации металла сварочной ванны с учетом влияния тугоплавких инокулянтов. Это связано с тем, что в основную модель развития кристаллической структуры легко ввести дополнительные правила и законы взаимодействия движущегося фронта кристаллизации с введенными в объем жидкого металла включениями. Также преимуществом такого подхода является возможность отслеживания любых параметров дискретных ячеек клеточного автомата (концентрация примеси, величина переохлаждения, коэффициент кривизны поверхности и других) во времени.

Вычислительные эксперименты, проведенные с помощью разработанного программного обеспечения, показали возможность управления параметрами и морфологией первичной структуры металла путем введения в расплав тугоплавких дисперсных инокулянтов. Разработанная математическая модель и программное обеспечение, написанное на ее основе, подходят для прогнозирования размерных параметров и морфологии первичной структуры металла шва с учетом введенных в сварочную ванну тугоплавких инокулянтов.

1. Sandeep J. Issues in welding of hsla steels / J. Sandeep, R. Chhibber, N. P. Mehta // *Advanced Materials Research*. — 2012. — Vol. 365. — P. 44–49.

2. Головки В. В. Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей / В. В. Головки, И. К. Походня // *Автоматическая сварка*. — 2013. — № 6. — С. 3–11.
3. Ермоленко Д. Ю. Численное моделирование и прогнозирование микроструктуры металла сварных швов при сварке высокопрочных сталей (Обзор) / Д. Ю. Ермоленко, В. В. Головки // *Автоматическая сварка*. — 2014. — № 3. — С. 3–12.
4. Головки В. В. Влияние введения в сварочную ванну титаносодержащих инокулянтов на структуру и свойства металла швов высокопрочных низколегированных сталей / В. В. Головки, С. Н. Степанюк, Д. Ю. Ермоленко // *Автоматическая сварка*. — 2015. — № 2. — С. 16–20.
5. Галенко П. К. Изотермический рост кристаллов в переохлажденных бинарных сплавах / П. К. Галенко, М. Д. Кривилев // *Математическое моделирование*. — 2000. — Т. 12, № 11. — С. 17–37.
6. Galenko P., Danilov D. Local nonequilibrium effect on rapid dendritic growth in a binary alloy melt / P. Galenko, D. Danilov // *Physics Letters A*. — 1997. — **235**, № 3. — P. 271–280.
7. Mullins W. W. Stability of the planar interface during crystallization of a dilute binary alloy / W. W. Mullins, R. F. Sekerka // *J. Applied Physics*. — 1964. — V. 35. — P. 444–459.
8. Kurz W. Fundamentals of solidification / W. Kurz, D. J. Fisher // *Trans Tech Publications Ltd*. — 1992. — 305 p.
9. Galenko P. Local nonequilibrium effect on undercooling in rapid solidification of alloys / P. Galenko, S. Sobolev // *Physical Review E*. — 1997. — V. 55, № 1. — P. 343–352.
10. Pavlyk V. Modeling and direct numerical simulation of dendritic structures under solidification conditions during fusion welding / V. Pavlyk. — Aachen: Shaker Verlag GmbH, 2004. — 147 p.
11. Галенко П. К. Конечно-разностная схема для моделирования кристаллического структурообразования в переохлажденных бинарных сплавах / П. К. Галенко, М. Д. Кривилев // *Математическое моделирование*. — 2000. — Т. 12, № 12. — С. 11–23.
12. Guillemot G. Modeling of macrosegregation and solidification grain structures with a coupled cellular automaton-finite element model / G. Guillemot, C.-A. Gandin, H. Combeau // *ISIJ International*. — 2006. — Vol. 46, № 6. — P. 880–895.
13. Sasikumar R. 2-dimensional simulation of dendrite morphology / R. Sasikumar, R. Sreenivasan // *Acta Metallurgica et Materialia*. — 1994. — № 2(7). — P. 2381–2386.
14. Панасюк А. Д. Стойкость неметаллических материалов в расплавах / А. Д. Панасюк, В. С. Фоменко, Г. Г. Глебова. — К.: Наукова думка, 1986. — 351 с.
15. Попель С. И. Теория металлургических процессов / С. И. Попель. — М.: ВИНТИ, 1971. — 132 с.
16. Дилтей У. Компьютерное моделирование формирования микроструктуры металла шва при сварке плавлением / У. Дилтей, В. Павлик, Т. Райхель // *Автоматическая сварка*. — 1997. — № 3. — С. 3–9.
17. Головки В. В. Технология сварки высокопрочных низколегированных сталей с введением титаносодержащих инокулянтов / В. В. Головки, С. Н. Степанюк, Д. Ю. Ермоленко // *Наноразмерные системы и наноматериалы: исследования в Украине* / [Коллективная монография; под ред. А. Г. Наумовца]. — НАН Украины. — К.: Издательский дом «Академперіодика», 2014. — 768 с.

MATHEMATICAL MODELING OF HIGH TEMPERATURE METALLURGICAL PROCESSES

M. ZINIGRAD

Ariel University, Israel

To effectively prepare materials with required composition, structure and properties, it is necessary to carry out research in two parallel directions: comprehensive analysis of thermodynamics, kinetics and mechanisms of the processes taking place at the solid-liquid-gaseous phase interface during welding processes and development of mathematical models of specific metallurgical technologies.

The method of mathematical modeling of phase interaction at high temperatures has been developed. This method allows us to build models taking into account: thermodynamic characteristics of the

processes, influence of the initial composition and temperature of the equilibrium state of the reactions, kinetics of heterogeneous processes: influence of the temperature, composition, hydrodynamic and thermal factors on the rate of the activation and diffusion processes.

The model can be implemented in optimization of various technological processes in welding, surfacing, casting as well as in manufacturing of steels and non-ferrous alloys, materials refining, alloying with special additives, removing of non-metallic inclusions.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДАМИ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

В. А. КОСТИН, В. В. ЖУКОВ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Аддитивные технологии — новый высокоэффективный метод создания деталей и конструкций в современном промышленном производстве. Аддитивные технологии (*additive manufacturing*), или технологии послойного нанесения материала путем наплавления, напыления или синтеза, сегодня являются наиболее динамично развивающимися направлением «цифрового» производства. Они позволяют значительно ускорить научно-исследовательские и опытно-конструкторские разработки новой продукции и обеспечить быстрое создание готовой продукции.

Существует множество технологий, которые условно можно назвать аддитивными. Все эти технологии объединяет процесс формирования детали, путем добавления нового материала (от англ. «add» — *добавлять*) в отличие от традиционных технологий, где создание детали происходит путем удаления «лишнего» материала.

Термином Аддитивное производство (АП) принято называть группу технологических методов быстрой разработки и создания изделий, которые позволяют создавать цельные, объемные изделия из различных материалов по трехмерной компьютерной модели [1]. Стандарт ASTM F2792-12A дает определение термину АП как «метод соединения материалов, при котором происходит послойное создание объекта по заданной цифровой трехмерной модели». Первые методы АП, появившиеся в начале 80-х годов прошлого века в основном были специализированы на производстве изделий из полимерных материалов, пластиков и резин. В настоящее время эти методы нашли успешное и коммерческое применение в таких областях как космическое и аэрокосмическое производство, машиностроение, медицина, архитектура и дизайн, бытовая электроника, ювелирное производство, военная промышленность [2–5]. На ряду с развитием методов АП, использующих в качестве расходных полимерные материалы, развивались и методы, использующие металлические сплавы.

Основное отличие АП от классических методов производства изделий из сталей и сплавов (литье,

прокат, термомеханическая обработка) состоит в этапе создания компьютерной модели изделия.

По сравнению с классическими методами производства методы АП имеют ряд преимуществ:

- возможность полной автоматизации процесса создания изделия (включая этап создания цифровой трехмерной модели). Что снижает количество времени необходимого на изготовление изделия и в целом снижает общее время изготовления.

- высокая конкурентоспособность методов АП для изготовления изделий из дорогостоящих титановых и никелевых сплавов, в виду низкого коэффициента расхода материала. Это преимущество особенно важно в области аэрокосмической промышленности, изготовление деталей в которой зачастую связано с высоким коэффициентов расхода материала.

Конечно же методы аддитивного производства не лишены и ряда недостатков. А именно: они имеют сравнительно низкую производительность; требуют наличия вакуумной камеры или камеры с защитной атмосферой; создаваемые детали имеют высокие остаточные напряжения и деформации вызванные интенсивным нагревом; данные методы имеют относительно низкую точность изготовления и характерную «слоистость» поверхности.

В табл. 1 приведены современные методы аддитивного производства. Стандарт ASTM F2792 предполагает подразделять методы АП, в области производства металлических изделий, по используемому им принципу: основанные на сплавлении (спекании) порошковой подложки; основанные на впрыскивании связующего материала на порошковую подложку; основанные на наплавке концентрированным источником энергии; основанные на ламинировании листового металлического материала. В табл. 1 приведены наиболее используемые в литературе названия методов.

Все методы основанные на сплавлении порошковой подложки (EBM, SLM), а так же спекании (SLS) или склеивании порошка путем впрыскивания связующего материала (3DP) условно могут рассматриваться как варианты одного и того же процесса.

Таблица 1. Классификация методов аддитивного производства

Принцип действия	Название метода/оригинальное название (англ.)	Расходуемый материал
Сплавление порошковой подложки	Выборочное лазерное спекание/Selective laser sintering (SLS) [6]	Металлический порошок
	Выборочное лазерное оплавление/Selective laser melting (SLM) [7]	
	Электроннолучевое оплавление/Electron beam melting (EBM) [8]	
Впрыскивание связующего материала	Струйная 3D печать на порошковой подложке/Powder bed and inkjet 3D printing (3DP) [9]	Проволока
Наплавка концентрированным источником энергии	Лазерное изготовление конечных форм/Laser engineered net shaping (LENS) [10]	
	Лазерная наплавка расходуемой проволокой/Wire fed laser beam (WFLB) [11]	
	Изготовление форм электронным лучом / Electron beam freeform fabrication (EBF ³) [12]	
	Дуговое аддитивное производство проволокой/Wire and arc additive manufacturing (WAAM)[13]	
Ламинирование металлических листов	Ультразвуковое аддитивное производство/Ultrasonic Additive Manufacturing (UAM) [14]	Листовой металл, фольга

Отличие методов заключается в способе соединения частиц металлического порошка, тогда как основной принцип действия остается неизменным.

Методы аддитивного производства, основанные на сплавлении (SLM, EBM) и спекании (SLS) металлического порошка отличаются от метода 3DP, тем, что в качестве сканирующего устройства используется источник концентрированной энергии, который прямым образом воздействует на слой порошковой подложки, производя выборочное сплавление частиц порошка. Таким образом, происходит послойное наращивание монолитного изделия в емкости с металлическим порошком. В случае метода SLS, предполагающего частичное оплавление и спекание частиц порошка под действием сил гравитации, существует возможность создания изделий из металлических композиций, обладающими преимуществами методов порошковой металлургии [7].

Методы АП основанные на сплавлении порошковых материалов проводятся в защитной камере, в зависимости от типа источника концентрированной энергии, вакуумной или с защитной атмосферой.

Методы АП использующие в качестве расходного материала порошок, на данный момент, более широко внедрены по сравнению с методами, использующими в качестве расходного материала проволоку.

Методы использующие металлический порошок обладают рядом преимуществ присущими методам порошковой металлургии как например, возможность производить изделия из порошковых металлических композиций. Тем не менее, производительность порошковых методов АП очень низкая, исчисляемая десятками грамм в минуту, что ограничивает возможность применения методов для изготовления крупногабаритных изделий. К тому же необходимость использования защитной камеры и особенности транспортировки и хранения металлических порошковых материалов

накладывает определенные сложности на применение порошковых методов АП.

Методы АП использующие в качестве расходного материала проволоку, по сравнению с порошковыми методами АП, обладают 100 % эффективностью использования материала, а так же значительно большей массовой производительностью, что оправдывает применение методов для создания крупногабаритных изделий.

При исследовании образцов металла изделий выполненных по технологиям АП с использованием проволоки и порошка отмечена схожесть микроструктуры образцов выполненных разными методами [15]. Тем не менее, отмечается наличие пористости металла изделия выполненного методом АП с использованием расходного порошка.

Методы АП использующие в качестве расходного материала проволоку, в зависимости от источника концентрированной энергии могут подразделяться на лазерные, электроннолучевые и электродуговые.

Лазерные методы отличаются повышенной точностью, по сравнению с другими методами АП использующими проволоку [11]. Тем не менее, лазерные методы объемной наплавки имеют низкую энергетическую эффективность — 2–5 %. Методы электроннолучевой аддитивной наплавки обладают более значительной энергетической эффективностью — 15–20 %.

По сравнению с лазерной и электроннолучевой наплавкой, электродуговая наплавка произвольных форм, с привлечением методов электродуговой сварки расходуемым или не расходуемым электродом, в среде защитного газа обладает значительной энергоэффективностью. Некоторые методы TIG или MIG сварки могут достигать энергоэффективности до 90 % [15]. Тем не менее все методы АП проволокой обладают рядом общих особенностей, такими как высокие остаточные напряжения и деформации изделия вызванные ин-

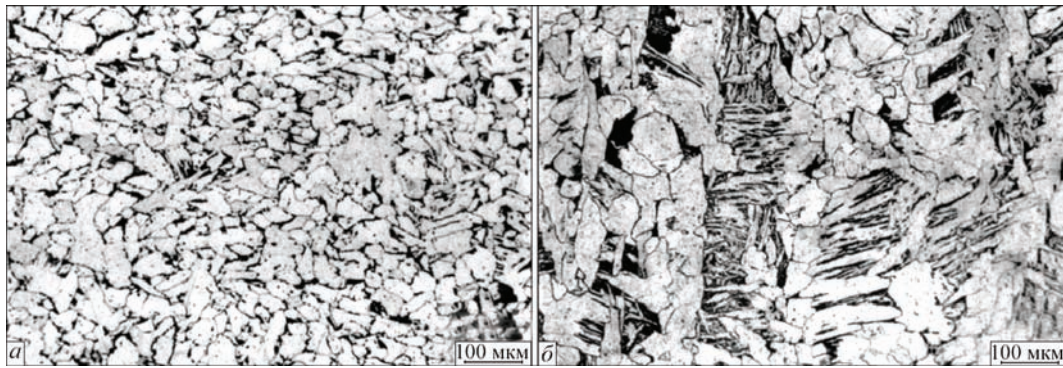


Рис. 1. Сравнение микроструктуры наплавов, полученных: *а* — методом электродуговой аддитивной наплавки; *б* — традиционным литьем ($\times 500$)

тенсивным нагревом, относительно низкой точностью изготовления и характерной «ступенчатая» поверхностью.

Особенностью применения методов АП с точки зрения формирования структуры наплавленного металла является более однородная и дисперсная структура по сравнению с литой, отсутствует химическая микронеоднородность, дендритная и зональная ликвация, что связано с малым размером жидкой ванны и как следствие высокой скоростью кристаллизации (рис. 1).

Для получения качественных аддитивных наплавов необходимо определить их параметры и разработать методы управления структурой и свойствами. Определение параметров аддитивных слоев в процессе нанесения (температуры, остаточных напряжений и деформаций) является довольно сложной практической задачей. В решении данной задачи может помочь компьютерное моделирование 3D аддитивных процессов.

Вместе с тем, количество работ посвященных компьютерному моделированию аддитивных процессов, кинетике изменения температуры, особенностям формирования напряженно-деформированного состояния в аддитивных моделях все еще остается незначительным.

Отдельные результаты по моделированию аддитивных 3D процессов представлены в работах [16–19]. Развитие аддитивных моделей традиционно проходило от простых моделей, в которых рассматривалось взаимодействие лазерного пучка с пластинами имитирующими порошок, к сложным, в которых моделируется процесс взаимодействия лазерного пучка с порошком, его расплавление, рассчитывается гидродинамика движения расплавленной жидкости, кристаллизация расплава, формирование аддитивного слоя и учета взаимодействия между слоями.

В связи с вышесказанным цель работы заключалась в расчете полей температуры, напряжений, деформаций и перемещений в зависимости от геометрии и последовательности нанесения аддитивных слоев, использования различных типов аддитивных материалов и оптимизация параметров

нанесения (последовательности нанесения слоев, толщины и размера слоев, вида материалов).

Методика. Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет междисциплинарных исследований COMSOL Multiphysics [20], который позволяет объединить задачи диффузии, тепло- и массопереноса, гидродинамики, механики деформируемого твердого тела в одну взаимосвязанную задачу.

COMSOL Multiphysics® включает в себя набор предварительно сконфигурированных пользовательских интерфейсов, модулей и инструментов моделирования, которые значительно облегчают процесс создания математической модели и задания 3D модели расчетной области.

Физическая модель нанесения аддитивных слоев строилась исходя из ряда допущений. Принималось, что наплавка имеет три варианта нанесения. Во-первых, наплавка состоит из пяти слоев, расположенных в одной плоскости; во-вторых, слои располагаются один над другим по прямой линии; в-третьих, слои располагаются один над другим по кольцу. Принималось, что наносимый аддитивный материал имеет температуру равную температуре плавления $T_{пл} = 1823,15$ К и состоит из геометрических элементов правильной формы — куба, параллелепипеда или части кольца. Свойства исходного материала аддитивных слоев однородны и зависят от температуры (плотность, теплоемкость, коэффициент термического расширения и др.). Процессы плавления и гидродинамики жидкой фазы не рассматриваются. В расчетах принимается модель линейно-упругого материала. Напряжения и деформации в модели возникают благодаря различию в коэффициентах термического расширения подложки и нанесенных слоев. Структурные превращения в материале учитываются через изменения коэффициентов теплопроводности, теплоемкости, линейного расширения и т.д. Теплопередача в слоях осуществляется теплопроводностью, конвекцией и излучением в окружающую среду с температурой среды равной $T_{ср} = 293,15$ К.

Математическая модель нанесения слоев описывается следующими уравнениями.

1. Нестационарное уравнение теплопроводности:

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + u \nabla T \right) = \nabla(k \nabla T) + W_{\sigma} + Q, \quad (1)$$

где ρ — плотность; C_p — теплоемкость; k — коэффициент температуро-проводности; W_{σ} — деформационный источник нагрева; Q — тепловой источник нагрева.

2. Нестационарное уравнение деформируемого твердого тела:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \nabla(FS) + f_{vol} \quad S = C : E_{el}, \quad (2)$$

где u — перемещение; F — градиент деформаций; S — 2-й тензор напряжений Кирхгофа; E_{el} — тензор упругих деформаций; f_{vol} — объемные силы.

3. Уравнение термоупругости:

$$\text{для малых деформаций: } E_{th} = \alpha(T - T_{ref}),$$

$$\text{для больших деформаций: } J_{th} = (1 + \alpha(T - T_{ref}))^3. \quad (3)$$

Потери тепла за счет конвекции и излучения учитывались через выбор коэффициента теплообмена $h = 10 \text{ Вт/м}^2\text{К}$ и излучения $\epsilon = 0,8$ с окружающей средой с температурой $T_{внш}$.

$$k \nabla T \times n = -h(T - T_{внш}); \quad (4)$$

$$k \nabla T \times n = \epsilon(T^4 - T_{внш}^4). \quad (5)$$

Материалы. Моделирование проводилось на сталях с различной микроструктурой – мартенситная низколегированная сталь AISI 604 (0,2 % C, 0,75 % Si, 0,5 % Mn, 1 % Cr, 1 % Mo, 0,1 % V), аустенитная нержавеющая сталь 316L (2 % Mn, 15 % Ni, 18 % Cr, 3 % Mo, 1 % Si), бейнитная сталь X80 (0,24 % C, 0,5 % Si, 1,6 % Mn, 0,08 % Mo, 0,25 % Ni, 0,35 % Cu), феррито-перлитная сталь 10Г2ФБ (0,12 % C, 0,35 % Si, 1,75 % Mn, 0,3 % Ni, 0,12 % V, 0,04 % Nb, 0,035 % Ti, 0,012 % N).

В работе решение системы дифференциальных уравнений проводилось методом конечных элементов (МКЭ), путем построения неоднородной адаптивной сетки и задания в каждой ячейке сетки интерполяционного многочлена Лагранжа второго порядка. Алгебраическую систему уравнений, полученную дискретизацией обыкновенных дифференциальных уравнений, решали в пакете численных расчетов MUMPS, PARDISO. Время расчета пяти слоев составляло 6...7 ч.

Результаты моделирования. В результате проведенных численных экспериментов было рассчитано поле температур, напряжений, деформаций и перемещений при наплавлении аддитивных слоев на подложку (рис. 2).

Анализ полученных результатов показал, что большое влияние на уровень напряжений и де-

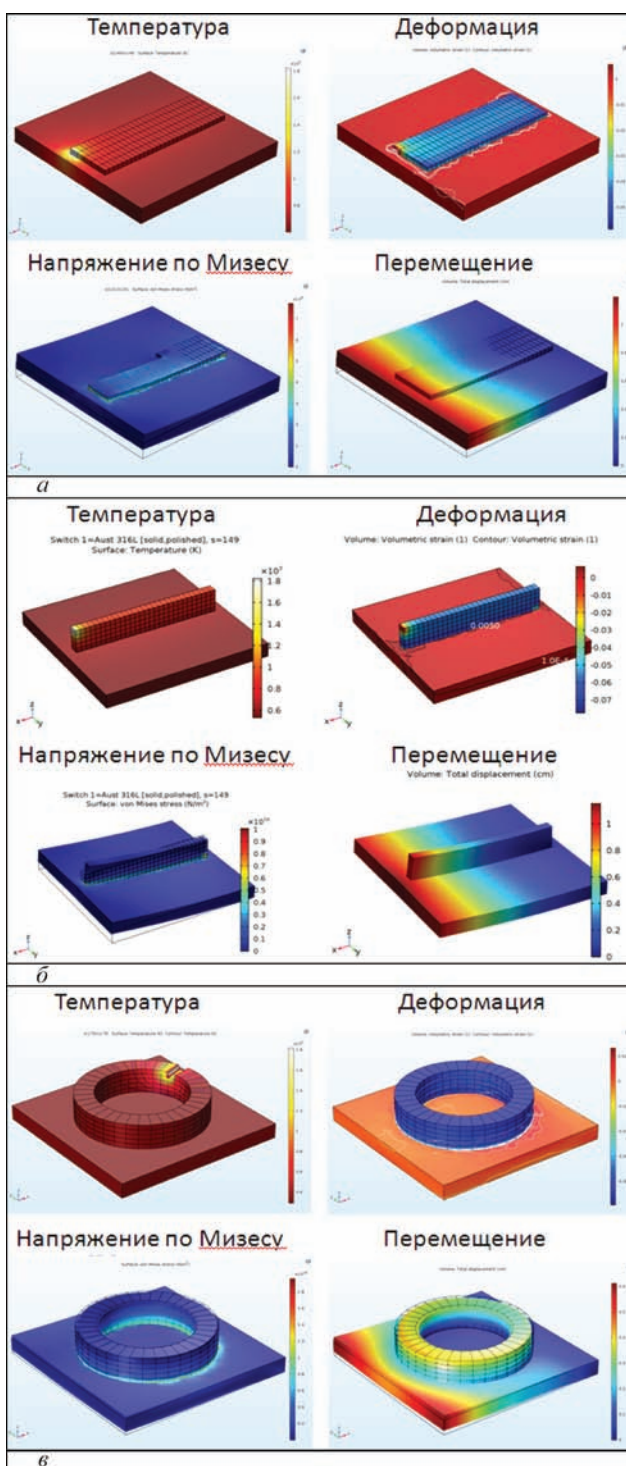


Рис. 2. Параметры аддитивных слоев: а — плоская наплавка (ст. AISI 604); б — вертикальная наплавка (ст. 316L); в — кольцевая наплавка (ст. 10Г2ФБ)

формаций большое влияние оказывает структура наносимого материала. В случае нанесения на ферритную подложку слоев из стали мартенситного класса (сталь AISI 604) уровень напряжений на границе наплавка/подложка оказывается выше 1000...1500 МПа, что заметно выше ее предела текучести ($\sigma_T = 950...1100 \text{ МПа}$), и следовательно модель линейно-упругого материала наплавки в данном случае не применима.

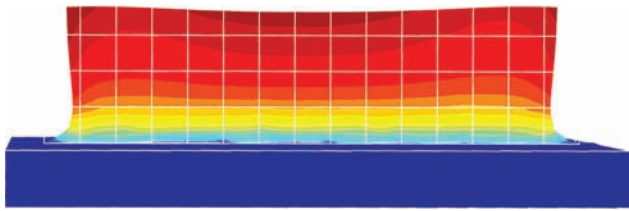


Рис. 3. Геометрия аддитивных слоев с учетом пластической деформации

Для расчета необходимо использовать модель упруго-пластичного материала с учетом его упрочнения в процессе нанесения слоев.

При использовании в расчетах стали аустенитного (сталь 316L) или феррито-перлитного (сталь 10Г2ФБ) класса, уровень напряжений на границе не превышает 260...280 МПа и следовательно используемая модель линейно-упругого материала дает достаточно достоверные результаты.

Анализ влияния количества наносимых слоев на уровень напряжений на границе слой/подложка показал, что напряжения на границе слой/подложка с увеличением количества слоев непрерывно возрастают, однако характер этого влияния с увеличением количества слоев снижается.

Увеличение количества наносимых слоев свыше 5 не приводит к росту напряжений на границе слой/подложка при нанесении слоев стали с аустенитной структурой (сталь 316L) и приводит к дальнейшему росту напряжений при использовании стали с мартенситной структурой (сталь AISI 604).

Результаты расчетов показывают, что наибольшее влияние аддитивного слоя на подложку наблюдается при нанесении первого слоя, в связи с существенным различием их теплофизических свойств. При нанесении последующих слоев уровень напряжений и деформаций изменяется заметно меньше.

Использование модели упруго-пластического материала показывает заметную пластическую деформацию первого (нижнего) слоя в процессе нанесения (рис. 3). Расчеты показывают, что величина формоизменения составляет 2,0...2,5 мм в наиболее узком месте.

Таблица 2. Параметры оптимизации размера аддитивного слоя

X, мм	Y, мм	Z, мм	σ , МПа
1,280	7,285	0,520	74,53
1,280	7,765	0,520	74,71
1,280	6,805	0,520	73,88
0,800	6,805	1,000	3,864
0,800	6,325	1,000	3,959
1,280	6,805	0,520	73,88
0,992	5,347	1,000	100,7
0,608	7,453	1,000	3,424
0,608	7,645	1,000	3,562

Результаты моделирования температурных полей, полей напряжений и деформаций были использованы для решения практической задачи улучшения технологических параметров нанесения наплавов.

В работе решалась задача рассчитать параметры слоя — длину, ширину и высоту, которая бы обеспечила минимальный уровень напряжений на границе слой/подложка.

Для этого с помощью встроенного в COMSOL Multiphysics® модуля Optimization была проведена оптимизация геометрии слоев (рис. 4).

Оптимизация проводилась методом Нелдер–Мида (Nelder–Mead) [21], так же известный как метод деформируемого многогранника или симплекс-метод, — метод безусловной оптимизации функции от нескольких переменных, не использующий производной (точнее градиентов) функции, а поэтому легко применим к негладким и/или зашумлённым функциям. Суть метода заключается в последовательном перемещении и деформировании многогранника (симплекса) вокруг точки локального экстремума.

В работе была проведена минимизация величины напряжения по Мизесу на границе слой/подложка. Размеры элементов слоя варьировались от 0.5 мм до 11 мм. Ограничителем модели было требование постоянства общего объема наплавляемого материала. Количество элементов по которым

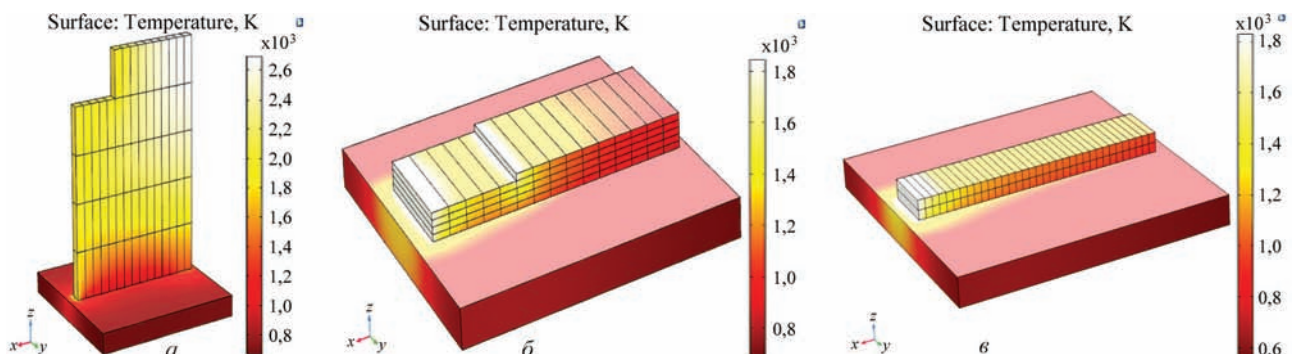


Рис. 4. Параметры оптимизации аддитивных слоев: а — по высоте; б — по ширине; в — по длине

проводилась оптимизация оставалась постоянным и составляло 70.

Результаты оптимизации представлены в табл. 2. Анализ показывает, что при средней величине напряжений на границе слоя составляющей 200...300 МПа, управление параметрами геометрии слоя позволяет минимизировать уровень напряжений на границе до величины 3...4 МПа. Исследования показали, что минимальный уровень напряжений на границе достигается при параметрах аддитивных слоев: X — 0,6...0,8 мм, Y — 5,3...6,8 мм, Z — 1,0 мм.

Выводы

1. Наибольший уровень остаточных напряжений и деформаций достигается при нанесении первого слоя на подложку, в связи с существенным различием свойств наплавки и подложки. Последующие слои оказывают существенно меньшее влияние.

2. Установлено, что с увеличением количества наносимых слоев уровень напряжений на границе слой/подложка возрастает нелинейно и зависит от типа используемой стали.

3. Оптимизация геометрии аддитивного слоя позволила снизить уровень напряжений на границе слой/подложка до величины 3...4 МПа. Соответствующие размеры аддитивного слоя могут быть достигнуты за счет изменения технологических параметров наплавки.

1. *Wong Kaufui V., Hernandez A.* A Review of Additive Manufacturing International Scholarly Research Network ISRN Mechanical Engineering // Volume 2012, Article ID 208760.
2. *Review on diverse materials applied for additive manufacturing / P. M. Rizwan Ali, C. R. Hara Theja, Syed Mahammad Syed Saheb, C. Yuvaraj* // International Journal for Research in Applied Science & Engineering Technology (IJRASET). — 2015. — Volume 3. — Issue VII. — July. — P. 16–20.
3. *Wohlers T., Gornet T.* History of additive manufacturing. // Wohlers Report 2014. — <http://wohlersassociates.com/history2014.pdf>
4. *Challenges of additive manufacturing technologies from an optimisation perspective / S. Guessasma, W. Zhang, J. Zhu et al.* // International Journal for Simulation and Multidisciplinary Design Optimization. — 2016. — № 6, A9. — P. 13.
5. *Quadrennial Technology Review 2015 / The U.S. Department of Energy (DOE), 1000 Independence Avenue SW., Washington, DC 20585-0121.*
6. *Simchi A., Petzoldt F., Pohl H.* On the development of direct metal laser sintering for rapid tooling // Journal of Materials Processing Technology. — 2003. — 141. — P. 319–328.
7. *Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting / J.-P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh et al.* // Proceedings of the 15th Solid Freeform Fabrication Symposium. — Austin, USA. — 2004. — Aug. 2–4. — P. 44–59.
8. *Pal D., Patil N., Stucker B. E.* Prediction of mechanical properties of electron beam melted Ti6Al4V parts using dislocation density based crystal plasticity framework // Proc. of the Solid Freeform Fabrication Symp. — Univ. of TX, Austin, TX, 2012. — P. 37–43.
9. *Michaels S., Sachs E. M., Cima M. J.* Metal parts generation by three dimensional printing // Proc. of the Solid Freeform Fabrication Symp. — Univ. of TX, Austin, TX, 1992. — P. 244–250.
10. *Laser engineered net shaping (LENS™): A tool for direct fabrication of metal parts / C. Atwood et al.* // 17th International Congress on Applications of Lasers and Elector-Optics. — 1998. — Orlando, FL. — P.16–19.
11. *Brandla E., Baufeld B., Leyens C.* Gaultd additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications // Proceedings of the Laser Assisted Net Shape Engineering. — 2010. — Volume 5. — Part B. — P. 595–606.
12. *Dave V. R., Matz J. E., Eagar T. W.* Electron beam solid freeform fabrication of metal parts // Proc. of the Solid Freeform Fabrication Symp. — Univ. of TX, Austin, TX, 1995. — P. 64–70.
13. *Jandric Z., Labudovic M., Kovacevic R.* Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2004 — 44(7–8). — P. 785–796.
14. *Friel R. J., Harris R. A.* Ultrasonic additive manufacturing — a hybrid production process for novel functional products // Proceedings of the Seventeenth CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Machining (ISEM). — 2013.
15. *Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li* // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. — 81(1–4). — P. 465–481.
16. *Lee Y. S., Zhang W.* Modeling of heat transfer, fluid flow and solidification microstructure of nickel-base superalloy fabricated by laser powder bed fusion // Additive Manufacturing. — available online 10 May 2016 <http://dx.doi.org/10.1016/j.addma.2016.05.003>
17. *Ganeriwala Rishi, Zohdi Tarek I.* Multiphysics modeling and simulation of selective laser sintering manufacturing processes // 6th CIRP International Conference on High Performance Cutting, HPC2014. — 2014. — P. 299–304.
18. *Operating parameters and multi-scale topography modeling of additive laser manufacturing process / Benoit Rosa, Antoine Brient, Serge Samper, Jean-Yves Hascoët* // Conference: 5th International Conference on Surface Metrology. — 2016. — April.
19. *Metal additive-manufacturing process and residual stress modeling / Mustafa Megahed, Hans-Wilfried Mindt, Narcisse N'Dri, Hongzhi Duan Olivier Desmaison* // Integrating Materials and Manufacturing Innovation. — 2016. — <http://dx.doi.org/10.1186/s40192-016-0047-2>
20. <https://www.comsol.com/>
21. https://ru.wikipedia.org/wiki/Метод_Нелдера_—_Мида

СТРУКТУРА И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА,
Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, О. С. КУШНАРЕВА, Е. В. ПОЛОВЕЦКИЙ
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

На основе исследований (на всех структурных уровнях) особенностей формирования структурных параметров в сварных соединениях сложнолегированных алюминий-литиевых и титановых сплавов, высокопрочных и жаропрочных сталей, выполненных различными способами сварки (давлением, плавлением) разработан структурно-аналитический подход к оценке влияния формирующихся структурно-фазовых состояний на изменение наиболее значимых механических свойств исследуемых материалов. Показана роль структурных факторов (легирования, фазового состава, величины зеренной, субзеренной структуры, распределения и плотности дислокаций, фазовых выделений, их размеров и характера распределения) в обеспечении оптимальных свойств сварных соединений и их эксплуатационной надежности. Экспериментально-аналитическими оценками установлены структурно-фазовые параметры и факторы, обеспечивающие в эксплуатационных условиях необходимый комплекс свойств сварных соединений — прочности, вязкости разрушения и трещиностойкости. Установлено, что наиболее оптимальными структурными факторами являются: мелкозернистость зеренной и субзеренной структуры; диспергирование фазовых выделений при равномерном их распределении; отсутствие протяженных дислокационных скоплений — потенциальных концентраторов внутренних напряжений (зон зарождения и распространения трещин).

Для сварных соединений сложнолегированных алюминиевых и титановых сплавов, высокопрочных и жаропрочных сталей, и др., выполненных различными способами сварки (давлением, плавлением) широко используемых в авиационной и аэрокосмической технике, в машиностроении для изготовления конструкций ответственного назначения и работающих, как правило, в сложных эксплуатационных условиях (внешние статические и динамические нагрузки, высокие давление и температура, коррозионные среды и др.), необходимо обеспечение надежных механических свойств свариваемых конструкций, что в основном определяется структурно-фазовым состоянием зоны сварки, формирующимся в условиях используемых технологических операций [1–5]. При этом выбирают такие режимы сварки (давлением, плавлением), которые бы позволили обеспечить не только высокую производительность процесса, а и необходимый комплекс эксплуатационных свойств сварных соединений — показателей прочности, пластичности и трещиностойкости.

В этом плане особенно актуален вопрос влияния структуры на свойства сварных соединений таких материалов, как высокопрочные стали, сложнолегированные алюминий-литиевые, а также титановые сплавы, для которых характерно резкое изменение фазового состава, параметров структуры, фазовых выделений (ФВ) и др. в ходе технологических процессов сварки. При этом, общее понимание проблемы есть, однако нет ясности, какие структурно-фазовые факторы и параметры

формирующихся структур влияют на улучшение механических свойств и трещиностойкость сварных соединений, что и ставит конкретные задачи при исследовании этих проблем.

Для решения этих задач необходимо во-первых изучение структурного состояния металла сварных соединений на всех структурных уровнях, включающих оптическую металлографию, растровую и просвечивающую электронную микроскопию. Что касается структурно-фазовых состояний, то такой комплекс должен включать наиболее значимые для эксплуатационных свойств структурные показатели: фазовый состав; содержание легирующих элементов; размеры зеренной и субзеренной структуры, формирующихся фазовых образований (а именно — их состав, размеры и распределение), и что особенно важно — характер распределения плотности дислокаций. Комплексный анализ структурно-фазового состояния позволит выполнить аналитическую оценку конкретного вклада всех структурно-фазовых параметров в основные эксплуатационные свойства сварных соединений, а именно — прочность, пластичность и трещиностойкость.

Поэтому целью настоящей работы в плане взаимосвязи *режимы сварки* ↔ *структура* ↔ *свойства соединений* и является исследование роли структуры и фазового состава сварных соединений конкретных материалов (высокопрочные стали, сложнолегированные алюминий-литиевые и титановые сплавы), выполненных различными способами сварки (гибридная лазерно-дуговая сварка,

Таблица 1. Химический состав сплава 1460

Марка сплава	Содержание хим. элементов, масс %											
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Li	Sc	др.
1460	0,10	0,15	3,0	0,1	0,1	0,05	0,25	0,04	0,1	2,3	0,09	(0,008–0,1)Be

Таблица 2. Химический состав опытных жаропрочных титановых сплавов

Сплав	Содержание легирующих элементов, масс. %						
	Al	Sn	Zr	Mo	V	Nb	Si
1	5,2	3,3	4,2	0,1	0,6	0,8	0,6
2	4,3	4,4	6,0	1,6	0,7	4,3	0,4

аргонно-дуговая сварка, сварка трением с перемешиванием, электронно-лучевая сварка) на изменение эксплуатационных свойств — прочности, вязкости и трещиностойкости сварных соединений.

Материалы и методики исследований. Работу выполняли на образцах высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ, %: 0,183 С; 1,19 Cr; 0,98 Mn; 2,07 Ni; 0,22 Мо 0,08 V; 0,33 Si; не более 0,018 Р и 0,005 S толщиной до 10 мм с использованием сварочной проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ, %: ≤0,1 С; 0,7 Cr; 0,4 Mn; 0,22 Мо; 0,15 V; 0,24 Si; не более 0,007 S на следующих режимах лазерно-дуговой сварки:

- 1-й режим — $V_{cb} = 72$ м/ч, $I \sim 125$ А, $U_d \sim 23$ В;
- 2-й режим — $V_{cb} = 90$ м/ч, $I \sim 150$ А, $U_d \sim 25$ В;
- 3-й режим — $V_{cb} = 110$ м/ч, $I \sim 200$ А, $U_d \sim 26$ В.

Указанные режимы позволяют обеспечить охлаждение металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С со скоростью $W_{6/5} \approx 58...62$ °С/с. В качестве источника лазерного излучения использовали Nd:YAG-лазер DY 044 (Rofin Synar, Германия) мощностью излучения до 4,4 кВт и защитный газ (смесь Ag + CO₂ с расходом 15...20 л/мин) [6].

Сварные соединения сложнолегированных Al–Li сплавов 1460 (табл. 1) получали аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) на установке MW-450 («Fronius», Австрия) на режимах: скорость 20 м/ч и ток 140 А при использовании присадок Св1201 и Св1201 + 0,5 % Sc. Параллельно исследовали структурно-фазовые состояния сварных соединений, выполненных и сваркой трением с перемешиванием (СТП) без присадки, полученных на сконструированной в ИЭС лабораторной установке. В последнем случае для получения стыковых соединений использован специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм, скорость вращения инструмента при этом составляла 1420 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка — 14 м/ч [7].

С целью оценки взаимосвязи *химический состав* → *структура* → *свойства* исследовали сварные соединения двух опытных жаропрочных многокомпонентных титановых сплавов, выполненных электронно-лучевой сваркой (ЭЛС), в зависимости от легирования кремнием. Оба сплава содержат в своем составе в качестве легирующего

элемента кремний и относятся к псевдо α- (сплав 1) и α + β (сплав 2) титановым сплавам (табл. 2) [8].

Структурно-фазовые характеристики — размеры зеренной, субзеренной структуры, распределение фазовых выделений, особенности зон хрупкого и вязкого разрушения, характер распределения плотности дислокаций в металле шва и различных участках ЗТВ сварных соединений изучали на всех структурных уровнях с использованием комплекса экспериментальных методов современного физического металловедения, включая: оптическую металлографию (микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), аналитическую растровую микроскопию (СЭМ-515, фирмы PHILIPS) и просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы JEOL). Твердость исследуемого металла измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо».

Аналитические оценки эксплуатационных свойств сварных соединений. Комплексные исследования, выполненные на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) позволили оценить дифференцированный вклад различных структурно-фазовых составляющих и их параметров (размеров зерен (D_z), субзерен (d_c), размеров ($d_{фв}$) и распределения частиц ФВ, плотности дислокаций (ρ), межчастичных расстояний ($\lambda_{ч}$), объемной доли формирующихся структур) в изменение механических свойств (σ_T), вязкости разрушения (K_{1C}), а также локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$ — зон зарождения и распространения трещин) в различных участках сварных соединений при используемых технологических режимах сварки [6–16].

Механические свойства. Интегральные значения упрочнения ($\sum \sigma_T$) оценивали (согласно уравнению, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [11–15]) как суммарную величину, состоящую из ряда составляющих: $\sum \sigma_T = \Delta \sigma_0 + \Delta \sigma_{тр} + \Delta \sigma_3 + \Delta \sigma_c + \Delta \sigma_d + \Delta \sigma_{дл}$, где $\Delta \sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta \sigma_{тр}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами, согласно теории Мотта–Набарро; $\Delta \sigma_3$ и $\Delta \sigma_c$ — упрочнение за счет изменения

величины зерна и субзерна в соответствии с зависимостью Холла–Петча; $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием, по теории Дж. Тейлора, А. Зегера, Н. Мотта и Г. Хирша, а также $\Delta\sigma_{д\у}$ — дисперсионное упрочнения за счет дисперсных фаз по Оровану.

Вязкость разрушения. Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{1C} , оцениваемые по зависимости [17]: $K_{1C} = (2E\sigma_{0,2}\delta_k)^{1/2}$, где E — модуль Юнга; $\sigma_{0,2}$ — расчетная величина упрочнения; δ_k — значение критического раскрытия трещины (согласно данным параметров субструктуры).

Трещиностойкость (локальные внутренние напряжения). Из анализа различных подходов к механизмам зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел с учетом анализа характера дислокационной структуры и ее распределения (дислокационные скопления либо равномерное распределение дислокаций), что позволяет сделать обстоятельные оценки уровня локальных внутренних напряжений в зависимости от зон нагромождения дислокаций — вдоль суб- или межзеренных границ, в зонах ФВ и их скоплений, и т.п., которые способствуют формированию концентраторов локальных внутренних напряжений — зон зарождения и распространения трещин. Поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой (плотностью дислокаций) описывается выражением [18–20] $\tau_{вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)]$, где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

Результаты эксперимента: сварные соединения высокопрочных сталей (гибридная лазерно-дуговая и дуговая сварка) [6]. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях установлены изменения различных фазовых составляющих (бейнита верхнего и нижнего — B_B , B_H , мартенсита — М), их объемной доли ($V_{д^*}$ %), микротвердости (HV), а также различных структурных параметров (величины зеренной, субзеренной сруктуры — D_3 , d_c), характера распределения

и плотности дислокаций (ρ), а также особенностей зоны разрушения сварных соединений (вязкое, хрупкое и др.) в зависимости от используемых скоростей лазерно-дуговой сварки ($V_{св} = 72; 90; 110$ м/ч).

Показано, что при $V_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ сварных соединений формируется структура преимущественно B_H , при переходе от шва к ЗТВ зеренная структура существенно измельчается (в 2...4 раза) при равномерном снижении (на 12 %) микротвердости. При увеличении скорости сварки ($V_{св}$) от 72 до 90 м/ч, изменяется фазовый состав металла швов и ЗТВ сварных соединений от бейнитно — мартенситного (Б–М) до мартенситного (М) типа, а также соотношение структурных составляющих в металле ЗТВ сварных соединений: уменьшается (в 2...3 раза) объемная доля B_H при повышении (в 3 раза) доли $M_{отп}$, что в итоге обеспечивает максимальные показатели прочности, однако приводит к существенному снижению пластичности (ψ) в шве. В случае увеличения скорости сварки до $V_{св} = 110$ м/ч несмотря на тот факт, что фазовый состав металла швов и участка перегрева ЗТВ аналогичный, как и при режимах $V_{св} = 72$ м/ч, т.е. бейнитно-мартенситный, однако при максимальной $V_{св}$ заметно уменьшается объемная доля B_H (до 10...20 %) и преимущественно формируются структуры B_B (60...70 %). Такие структурные изменения могут приводить к неравномерному уровню механических свойств по зоне сварки и снижению трещиностойкости сварных соединений.

Детальными электронно-микроскопическими исследованиями структуры на просвет сварных соединений, полученных при $V_{св} = 72$ м/ч и $V_{св} = 110$ м/ч установлено следующее.

В металле шва при $V_{св} = 72$ м/ч в зернах B_H наблюдается формирование внутренней субструктуры с равномерным распределением объемной плотности дислокаций (ρ) до $\sim (4...6) \cdot 10^{10}$ см⁻², а в структурах $M_{отп}$ дислокационная плотность составляет $\rho \sim 8 \cdot 10^{10} \dots 10^{11}$ см⁻². Для металла ЗТВ соединений характерна фрагментация зерен B_H , т.е. наблюдается измельчение (на $\sim 10...20$ %) речной структуры B_H и $M_{отп}$, что сопровождается

Таблица 3. Изменение объемной доли ($V_{д^*}$ %) фазовых составляющих (B_H , B_B , М), величины зерна (D_3) и интегральной микротвердости (HV) в сварных соединениях при различных скоростях сварки

Зона	$V_{св} = 72$ м/ч		$V_{св} = 90$ м/ч		$V_{св} = 110$ м/ч	
	Шов	1 ЗТВ	Шов	1 ЗТВ	ШОВ	1 ЗТВ
$V_{д^*}$ %	$B_H \sim 60$ %	$B_H \sim 80$ %	$B_H \sim 20$ %	$B_H \sim 30$ %	$B_H \sim 10$ %	$B_H \sim 20$ %
Параметры	$B_B \sim 20$ %	$B_B \sim 5$ %	$B_B \sim 15$ %	$B_B \sim 20$ %	$B_B \sim 60$ %	$B_B \sim 70$ %
	$M \sim 20$ %	$M \sim 15$ %	$M \sim 65$ %	$M \sim 50$ %	$M \sim 30$ %	$M \sim 10$ %
	D_3 , мкм	30...120× 170...350	30...60	30...80× 150...300	25...50	20...80× 150...250
HV , МПа	3800...4010	3540...3900	4050...4420	3830...4010	3360...3940	3360...4010

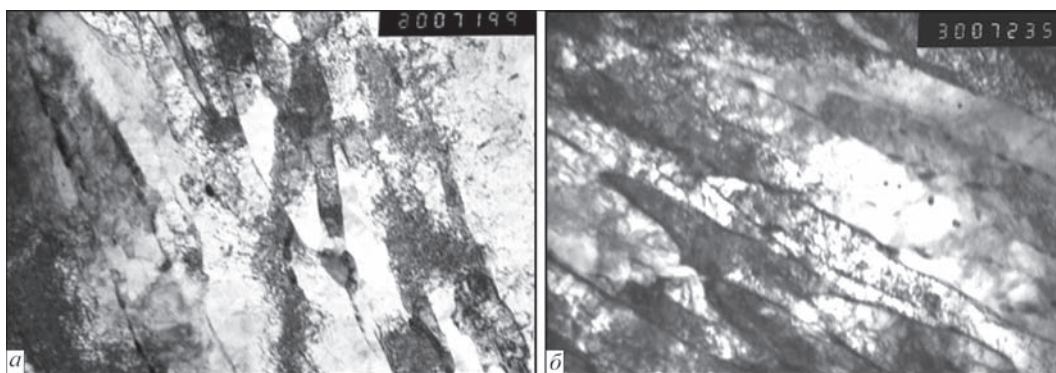


Рис. 1. Тонкая структура металла ЗТВ: *a* — бейнита нижнего при $V_{св} = 72$ м/ч ($\times 20000$); *б* — бейнита верхнего ($\times 3000$) при $V_{св} = 100$ м/ч

некоторым повышением дислокационной плотности, рис. 1, *a*.

Для тонкой структуры металла сварного соединения в случае $V_{св} = 110$ м/ч характерно следующее: увеличивается интегральное значение дислокационной плотности в металле шва и ЗТВ, формируется преимущественно структура бейнита верхнего (B_v) при максимальном повышении плотности дислокаций ρ до $\sim 1,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, рис. 1, *б*.

Таким образом, показано, что наиболее равномерное распределение дислокационной плотности при формировании структуры бейнита нижнего (B_n) обеспечивается при режиме гибридной лазерно-дуговой сварки со скоростью $V_{св} = 72$ м/ч.

В результате выполненных оценок изменений по зоне сварки такой прочностной характеристики, как σ_r , установлено следующее. В условиях $V_{св} = 72$ м/ч в металле шва и ЗТВ расчетное значение $\Sigma\sigma_T$ составляет ~ 917 и 1077 МПа соответственно, а максимальный вклад в предел текучести вносят: субструктурное ($\Delta\sigma_c \sim 318 \dots 356$ МПа), дисперсионное ($\Delta\sigma_{д.у} \sim 253 \dots 295$ МПа) и дислокационное ($\Delta\sigma_d \sim 157 \dots 180$ МПа) упрочнения, рис. 2, *a*. При этом вклад такого типа структурной составляющей как бейнит нижний (B_n) является максимальным (рис. 2, *б*).

В случае режимов сварки при $V_{св} = 110$ м/ч общее значение предела текучести повышается (по сравнению с режимом $V_{св} = 72$ м/ч) на $10 \dots 15\%$ (рис. 12), что обусловлено некоторым измельчением зеренной структуры (рис. 3, *в*) и увеличением (в 1,3 раза) интегральной величины плотности дислокаций (ρ).

Расчетные значения показателей вязкости разрушения K_{1C} , а также сопоставление K_{1C} и σ_T показали следующее, рис. 3. Если при $V_{св} = 72$ м/ч наибольший вклад в упрочнение металла ($\Sigma\sigma_T$) и повышение вязкости разрушения (K_{1C}) вносит субструктура, а это в основном субструктура бейнита нижнего (B_n), то в случае увеличения скорости сварки до $V_{св} = 110$ м/ч значительно (на 30%) уменьшается показатель K_{1C} . Последнее обусловлено преимущественным формированием струк-

туры другого типа, а именно — верхнего бейнита (B_v) с соответствующим последнему неравномерным распределением плотности дислокаций (ρ).

Последующий сравнительный анализ расчетных показателей прочностных свойств (σ_T) и вязкости разрушения (K_{1C}) для исследуемых сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ выполненных на различных режимах сварки (дуговой сваркой и гибридной лазерно-дуговой) показал, что наилучшие показатели сочетания свойств прочности и вязкости обеспечиваются режимами гибридной сварки, рис. 3.

В результате оценки изменений уровня локальных внутренних напряжений установлено, что максимальные значения $\tau_{л/вн} \sim 1900 \dots 2800$ МПа ($(0,2 \dots 0,35)\tau_{теор}$ от теоретической прочности) формируются при $V_{св} = 110$ м/ч в местах протяженных дислокационных скоплений ($\rho = 1,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$) — вдоль границ B_v . Это приводит к зарождению микротрещин в этих зонах и снижению трещиностойкости сварных соединений, рис. 4, *a, б*. А наиболее низкие значения $\tau_{вн}$ (порядка $\sim 1500 \dots 1800$ МПа) характерны для сварных соединений, полученных на режимах при $V_{св} = 72$ м/ч, чему способствует

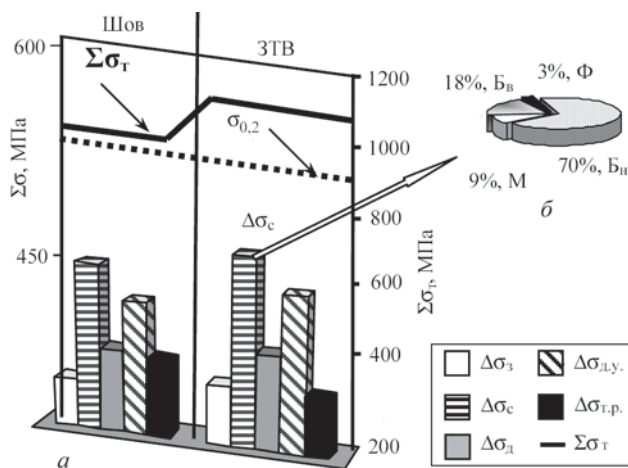


Рис. 2. Вклад различных составляющих $\Delta\sigma$ структурного упрочнения в расчетную величину предела текучести $\Sigma\sigma_T$ металла сварных швов (*a*) и вклад структурных составляющих (B_v , B_n , $M_{опт}$, Φ) в изменение субструктурного упрочнения $\Delta\sigma_c$ при скорости сварки 72 м/ч (*б*)

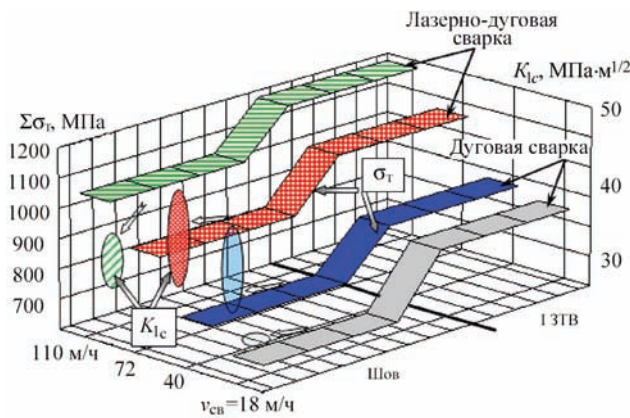


Рис. 3. Изменение средней расчетной величины предела текучести ($\Sigma\sigma$) и вязкости разрушения ($K_{1с}$) по зоне сварки (шов, I ЗТВ) стали 14ХГН2МДАФБ при различных скоростях гибридной лазерно-дуговой ($V_{св} = 72$ и 110 м/ч) и дуговой ($V_{св} = 18$ и 40 м/ч) сварки

формирование в зоне сварки мелкозернистых и фрагментированных структур $B_{н}$ в сочетании с равномерным распределением дислокаций, рис. 4, в, з.

В итоге установлено, что оптимальные свойства прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочных сталей обеспечиваются в условиях скоростей сварки $V_{св} = 72$ м/ч, что обусловлено формированием наиболее дисперсных структур — бейнита нижнего, мелкозернистого мартенсита отпущенного при отсутствии протяженных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$).

Сварные соединения сложнолегированных алюминийево-литиевых сплавов (аргонно-дуговая сварка и сварка трением с перемешиванием) [7]. В результате исследования сварных соединений алюминиевых сплавов, полученных АДСНЭ без легирования скандием и легированных скандием, установлено следующее. Металл шва сварных соединений Al–Li сплава 1460 при

использовании присадки Св1201 (без легирования скандием) после АДСНЭ характеризуется: крупнозернистой структурой; формированием крупных глобулярных внутризеренных фазовых выделений (размером $d_{ФВ}$ до $\sim 3,5$ мкм, рис. 5, а), протяженных массивных межзеренных эвтектик (толщиной $h_{ЭВТ}$ до ~ 5 мкм и зон, свободных от выделений, рис. 5, б).

При этом, отмечается неравномерность в распределении дислокаций, особенно вдоль протяженных приграничных зон, где плотность дислокаций ρ уменьшается практически на порядок по сравнению с внутризеренной дислокационной плотностью от $\rho \sim (2...6) \cdot 10^9$ см⁻² (рис. 5, а, б).

В условиях же легирования металла шва скандием (до 0,5 %), наблюдаются следующие изменения структуры металла зоны сварки: измельчение зеренной структуры, зернограничных эвтектик, диспергирование фазовых выделений в объемах зерен в сочетании с некоторым повышением плотности дислокаций до $\rho \sim (4...9) \cdot 10^9$ см⁻².

Исследованиями особенностей структурных изменений при СТП установлено: значительное измельчение структуры; повышение общей плотности дислокаций до $\rho \sim (3...6) \cdot 10^{10}$ см⁻² (что на порядок выше объемной дислокационной плотности металла шва при сварке плавлением, рис. 5, в, з), сопровождающееся активным перераспределением дислокаций и формированием субструктуры (блоков, фрагментов и т. п.); существенное измельчение (в 2,5...5 раз) ФВ при увеличении их объемной доли и равномерном распределении как по внутризеренным, так и по зернограничным объемам, рис. 5, в, з.

В результате выполненных аналитических оценок механических свойств ($\Sigma\sigma$) исследуемых соединений после АДСНЭ со скандием и без него наиболее высокие показатели наблюдаются у соединений, легированных скандием (рис. 6).

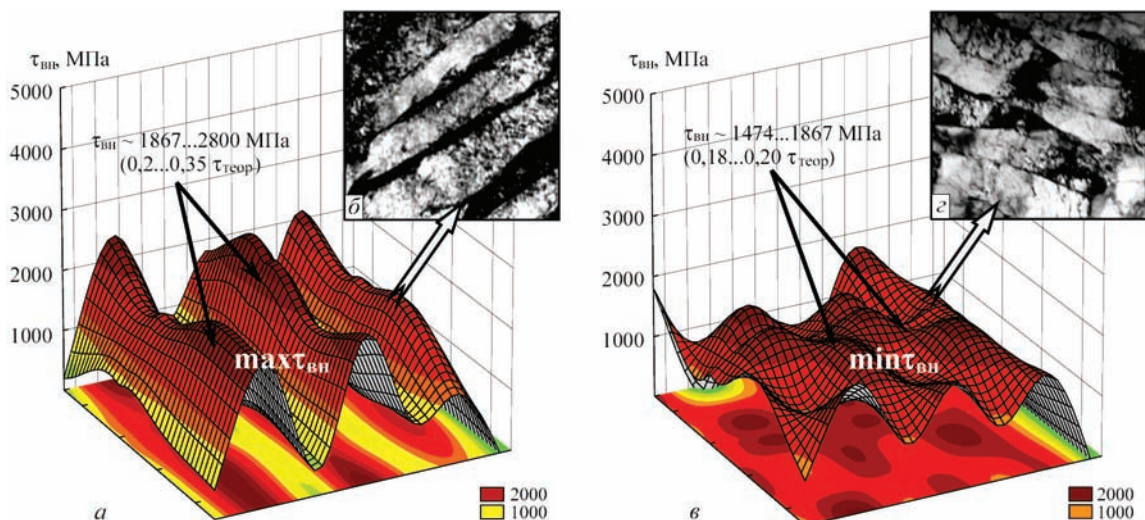


Рис. 4. Распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{вн}$) в металле сварных швов в структурных зонах бейнита верхнего при $V_{св} = 110$ м/ч (а, б, $\times 20000$) и бейнита нижнего при $V_{св} = 72$ м/ч (в, з, $\times 30000$)

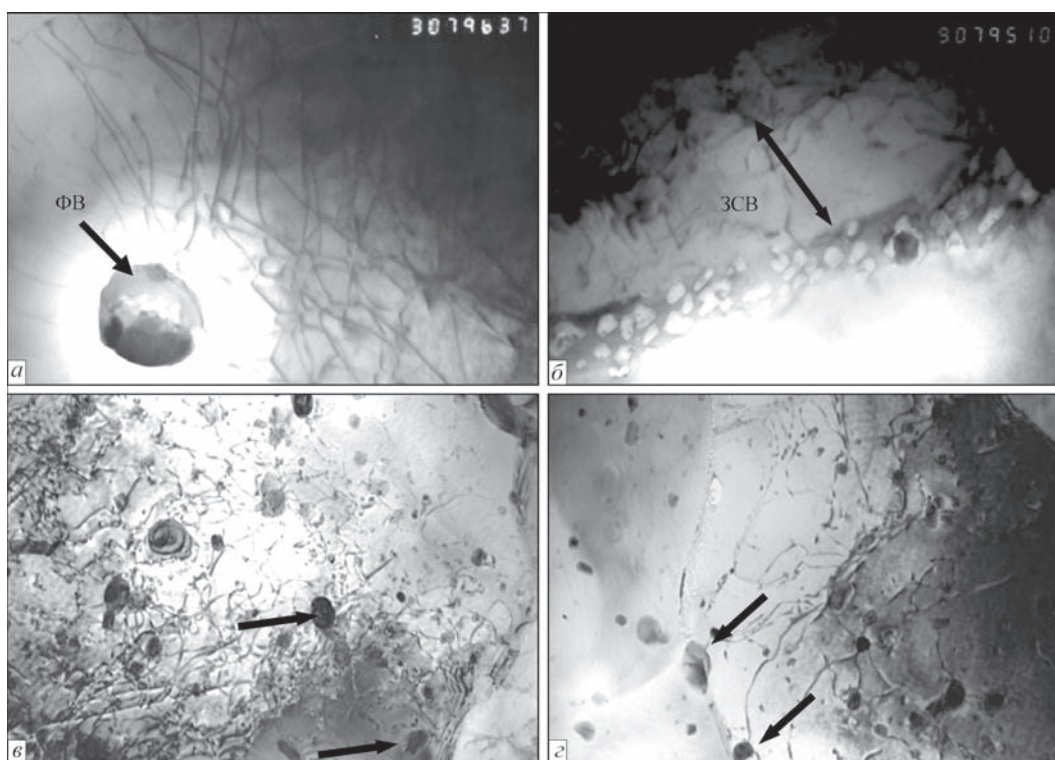


Рис. 5. Распределение фаз в объемах зерен металла шва алюминиевого сплава 1460, полученного АДСНЭ: *a* — фазовые выделения во внутренних объемах зерен; *b* — приграничные зоны, свободные от выделений и СТП; *в* — фазовые выделения в объемах зерен; *г* — фазовые выделения в зернограничных зонах металла шва ($\times 30000$)

При этом наибольший вклад в общее (интегральное) значение упрочнения металла шва со скандием вносят зеренное ($\Delta\sigma_z \sim 29\%$) и твердо-растворное ($\Delta\sigma_{\text{ТР}} \sim 25\%$) упрочнение. В условиях СТП оценки общего (интегрального) значения $\Sigma\sigma\tau$ показали общее повышение значений прочностных показателей на 40 % по сравнению с таковыми для условий сварки при АДСНЭ в состоянии без скандия, что обеспечивается, в основном, измельчением зеренной (до 27 %), субзеренной (до 21 %) структур и диспергированием ФВ (до 23 %).

Сопоставление свойств вязкости разрушения (K_{1C}) исследуемых соединений показали следующее. После АДСНЭ без скандия показатель вязкости разрушения $K_{1C} \sim 26 \dots 47 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$ (рис. 7, *a*, *в*). В результате применения СТП K_{1C} сохраняется на уровне $K_{1C} \sim 31 \dots 57 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{-1/2}$ (рис. 7, *б*, *г*), что свидетельствует о повышении (на 20 %) свойств пластичности сварного соединения по сравнению с условиями АДСНЭ без скандия.

Конкретные результаты исследований и, прежде всего, характера распределения дислокационной структуры в исследуемых образцах, позволили сделать оценки локальных внутренних напряжений ($\tau_{\text{л/вн}}$), определить их уровень и протяженность, а также установить структурные факторы, провоцирующие процессы зарождения и распространения трещин.

В результате аналитических оценок установлено, что в условиях АДСНЭ в металле без скандия формируются протяженные концентраторы локальных

внутренних напряжений с уровнем $\tau_{\text{л/вн}}$ до 1500 МПа (от 0,34 до $0,85\tau_{\text{теор}}$), которые являются зонами зарождения и распространения трещин. К таким зонам относятся границы мощных полос сдвига (ПС) (рис. 8, *a*, *б*). В противоположность этому во внутренних объемах ПС значения $\tau_{\text{л/вн}}$ резко снижаются (практически на 2 порядка) до величины примерно 5...15 МПа ($0,0016 \dots 0,0055\tau_{\text{теор}}$), что в итоге создает резкий градиент ($\Delta\tau_{\text{л/вн}}$) локальных внутренних напряжений вдоль границ полос сдвига (рис. 8, *б*).

В условиях СТП в микроструктуре металла шва наблюдается общее существенное снижение (в 3,5 раза) уровня локальных внутренних напря-

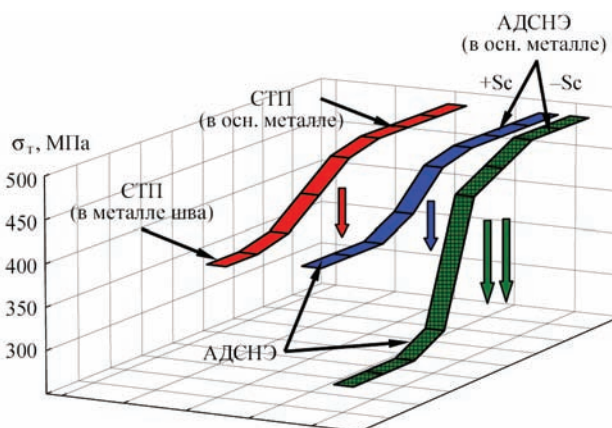


Рис. 6. Изменение интегрального значения упрочнения $\Sigma\sigma\tau$ сварных соединений алюминиевого сплава 1460 при переходе от основного металла к металлу шва, полученных АДСНЭ при использовании присадок Св1201 и Св1201 + 0,5 % Sc и СТП

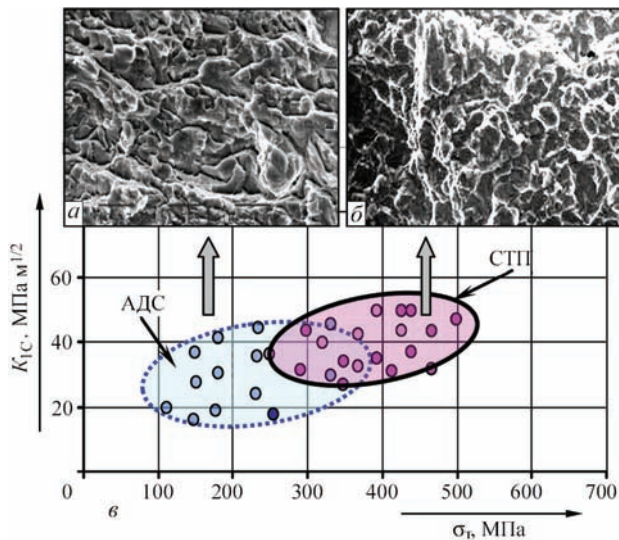


Рис. 7. Изменение расчетных значений прочности $\Sigma\sigma_t$ и вязкости разрушения K_{Ic} металла сварных швов (σ) и фрактограммы: *а* — хрупкого разрушения алюминиевого сплава 1460, полученных АДСНЭ при использовании присадки Св1201; *б* — вязкого разрушения при СТП ($\times 2020$)

жений (до 221...447 МПа) при равномерном (без градиентов) распределении такого типа локальных напряжений по всему объему металла шва (рис. 8, *в*, *з*), что и обеспечивает повышение трещиностойкости сварных соединений.

Таким образом, для улучшения прочностных характеристик и трещиностойкости сварных соединений сложнолегированных алюминиевых сплавов необходимо стремиться к формированию оптимальной структуры, что обеспечивается, как показали исследования взаимосвязи структуры и свойств, СТП.

Сварные соединения титановых сплавов (электронно-лучевая сварка) [8]. Металлографическими исследованиями структуры наиболее проблемной зоны сварных соединений — зоны термического влияния (ЗТВ) установлено, что

после сварки в околошовной зоне (ОШЗ), наблюдается образование холодных трещин (длиной 100...300 мкм), причем в сварных соединениях опытного сплава 1 объемная доля трещин значительно больше, чем в сварных соединениях сплава 2. При этом в ОШЗ сварного соединения опытного сплава 1 при остывании образуются крупные равноосные полиэдрические первичные β -зерна размером до 500 мкм (рис. 6, *б*). В ОШЗ сварных соединений сплава 2 первичная структура не однородна: наряду с обширными участками полиэдрических зерен размером 200 мкм встречаются участки мелких равноосных зерен размером 20...60 мкм в окружении крупных зерен. Внутризеренная структура в ОШЗ сплава 1 ОШЗ сплава 2 мартенситная α' -фаза характеризуется тонкоиглольчатым строением. Помимо мартенситной фазы, в ОШЗ обоих сплавов может присутствовать остаточная β -фаза, количество которой, исходя из химического состава, в сплаве 1 очень незначительное, а в сплаве 2 — больше чем в сплаве 1. Для определения состава формирующихся фаз, а также их размеров, морфологии и структурных зон их локализации (внутренние объемы, либо зернограницные области) были проведены более детальные структурно-фазовые исследования ЗТВ сварных соединений титановых сплавов с использованием просвечивающей микродифракционной электронной микроскопии.

Как следует из результатов исследования дислокационной структуры и процессов фазообразования, в сварных соединениях опытного сплава 1 наблюдается существенное отличие в структурно-фазовом состоянии α' - и β -пластинчатых структур. Происходит параллельное формирование резко отличающихся по структурно-фазовому состоянию пластинчатых структур: практически бездислокационных ($\rho \sim 10^9 \text{ см}^{-2}$) и не содержащих

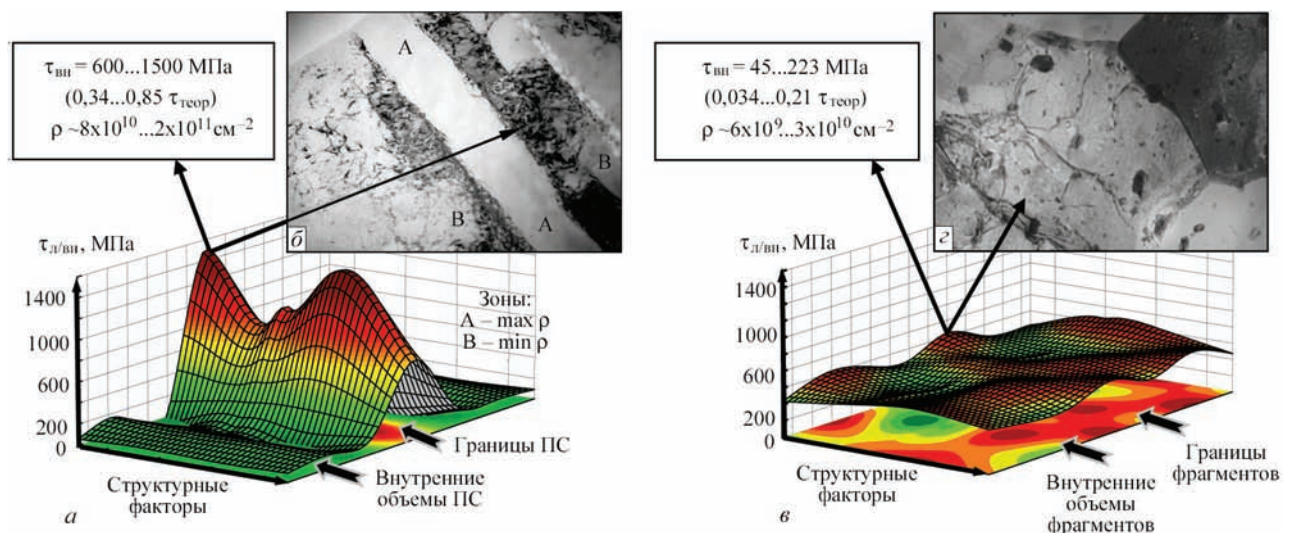


Рис. 8. Распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в металле шва сплава 1460 после различных способов сварки: *а*, *в* — АДСНЭ (металл шва без скандия); *б*, *з* — СТП

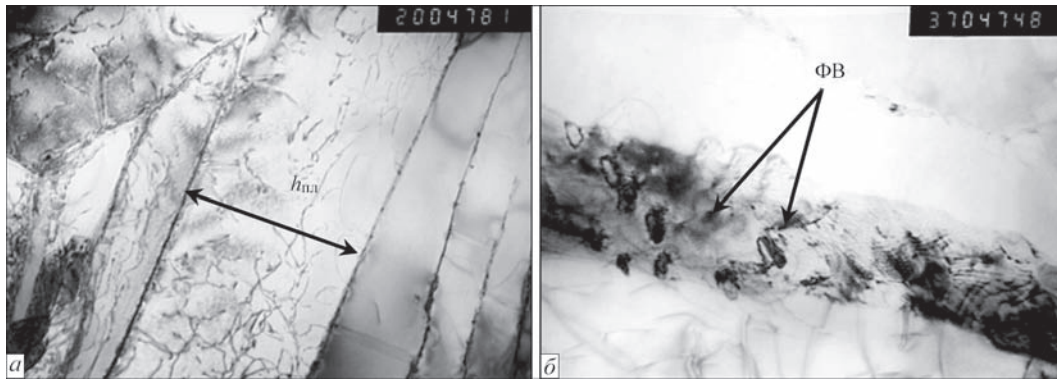


Рис. 9. Микроструктура опытного титанового сплава 1, ОШЗ: *a* — четко ориентированная направленность пластин преимущественно α -составляющей структуры при сравнительно невысокой плотности и равномерном распределении дислокаций, $\times 20000$; *b* — фазообразование во внутренних объемах β -пластинчатых структур, $\times 37000$

фазовых выделений пластин протяженной формы (с поперечным сечением $h_{\text{пл}} \sim 0,3 \dots 1,6$ мкм, рис. 9, *a*) наряду с пластинами, для которых характерна высокая плотность дислокаций (до $\rho \sim (7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и насыщенность внутренних объемов пластин хаотически распределенными выделениями, преимущественно Ti_5Si_3 достаточно крупного размера ($d_{\text{ФВ}} \sim 0,1 \dots 0,2$ мкм, рис. 9, *b*) и дисперсными ФВ (Ti_2ZrSi_3 ; Ti_3Al) окаймляющие внутрипластинчатую структуру. Формирование резко градиентных (по фазовым выделениям и дислокационной плотности) пластин обусловлено, по-видимому, типом кристаллической решетки, соответствующей β - и α -образованиям в титановых сплавах. Так, для β -фазы, имеющей ОЦК-решетку (а это до 48 систем скольжения), существует практически неограниченная возможность зарождения, скольжения и перераспределения дислокаций, которые, как известно, являются активными каналами для транспортировки легирующих элементов и соответственно — активации процессов фазообразования. Для α -структуры, имеющей ГПУ-решетку, характерно весьма ограниченное количество систем скольжения. Преимущественно это одна — базисная (0001) плоскость и в металле с таким типом решетки деформация в основном реализуется за счет двойникования, когда практически затруднено зарождение и дислокационное скольжение, а значит и фазообразование.

По-видимому, именно различные особенности в реализации процессов деформации (дислокационным скольжением, либо двойникованием) и как результат — различные возможности фазообразования для основных фазовых составляющих (α - и β -фаз) и являются объяснением формирования в сварном соединении опытного сплава 1 резко градиентных по плотности дислокаций и насыщенности фазовыми выделениями протяженных пластинчатых структур.

Таким образом, установлено, что наличие градиентных структурно-фазовых образований,

существенно отличающихся по количеству и дисперсности силицидных фаз, в том числе и по плотности дислокаций, по-видимому, является основанием для формирования в металле подобного типа соответствующих резко градиентных механических характеристик, а именно, градиентов по свойствам прочности ($\sigma_{0,2}$, $\sigma_{\text{в}}$) в смежных пластинчатых структурах.

Для структуры ОШЗ сварного соединения опытного сплава 2, как и в сплаве 1, характерно формирование протяженных пластинчатого типа фаз (α' -мартенсит и β -фаза), но отличающихся, значительно (примерно в 2...3 раза) размерами — шириной пластинчатых структур ($h_{\text{пл}} \sim 0,2 \dots 0,5$ мкм), более дисперсной игольчатой α' -мартенситной структурой и внутрипластинчатой субструктурой, а также более равномерным распределением дислокаций ($\rho \sim (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) по всему объему металла ОШЗ, рис. 10. Наблюдаются отличия и в процессе формирования силицидных интерметаллидных фаз: при аналогичном (как и в случае сплава 1) стехиометрическом составе (Ti_5Si_3 ; Ti_2ZrSi_3 ; Ti_3Al), размеры фаз более мелкодисперсные ($d_{\text{ФВ}} \sim 0,01 \dots 0,02 \dots 0,02 \dots 0,06$ мкм), а их распределение равномерное по всему объему с локализацией преимущественно по границам субструктуры, рис. 10, *b*.

Аналитическими оценками механических свойств показано, что для металла ЗТВ сварных соединений опытного сплава 1 наблюдается резко градиентное (примерно в 1,8 раза) изменение предела текучести ($\Delta\sigma_{\text{т}} \sim 570 \dots 1010$ МПа), зависящее от структурно-фазового состояния пластинчатых структур, рис. 11. Резкое повышение $\Delta\sigma_{\text{т}}$ характерное для пластинчатых структур с высокой плотностью дислокаций ($\rho \sim (7 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и наиболее насыщенных фазовыми выделениями, приводит к возрастанию дислокационного ($\Delta\sigma_{\text{д}} \sim 250$ МПа) и дисперсионного ($\Delta\sigma_{\text{д.у}} \sim 375 \dots 500$ МПа) упрочнений. В ОШЗ сплава 2 имеет место высокий уровень и более равномерное распределение прочностных характеристик ($\Delta\sigma_{\text{т}} \sim 910 \dots 1040$ МПа) в

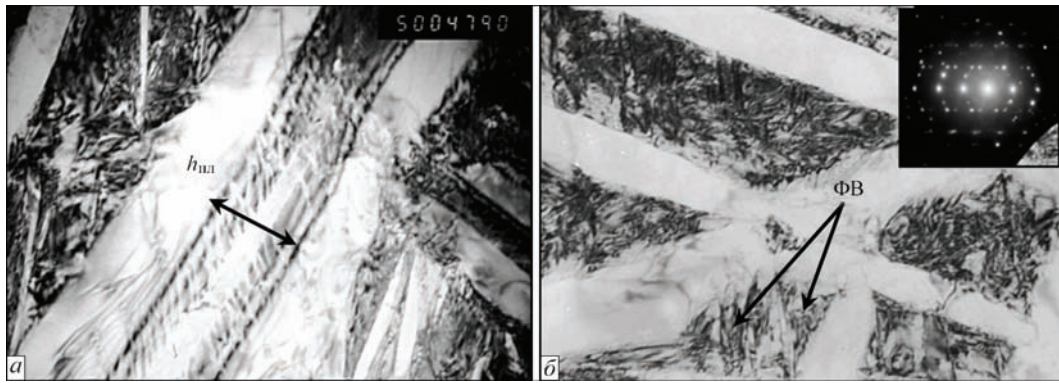


Рис. 10. Микроструктура опытного титанового сплава 2, ОШЗ: а ($\times 50000$), б ($\times 37000$) — тонкая структура пластинчатых фаз мартенситного типа; в — микродифракционные отражения ФВ, зафиксированные на совмещенных изображениях

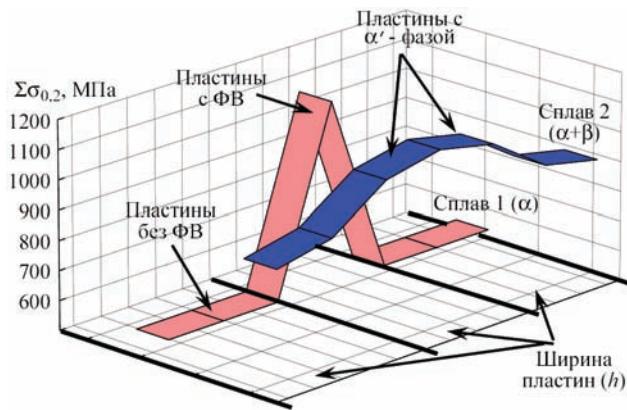


Рис. 11. Вклад различных составляющих структурного упрочнения (зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного) опытных сплавов в расчетную величину упрочнения ($\Sigma\sigma_t$) формирующихся мартенситных фазах пластинчатого типа, что связано с их более мелкодисперсной структурой. При этом некоторое повышение упрочнения обусловлено диспергированием субструктуры ($\Delta\sigma_c \sim 530$ МПа), а сравнительно равномерное повышение общей дислокационной плотности по объему металла приводит к упрочнению порядка $\Delta\sigma_d \sim 360$ МПа.

Таким образом, аналитическими оценками дифференцированного вклада различных структурно-фазовых факторов и параметров, формирующихся в сварных соединениях исследуемых сплавов, в изменение механических характеристик (σ_t), показано, что в ОШЗ сварных соединений сплава 1 происходит значительное изменение предела текучести σ_t в смежных пластинчатых структурах — от 570 МПа для пластинчатой α' -фазы с низкой плотностью дислокаций до 1010 МПа для пластин с высокой плотностью дислокаций и выделениями силицидов. В ОШЗ сплава 2 имеет место более высокий уровень и более равномерное распределение прочностных характеристик (σ_t изменяется от 910 до 1040 МПа по всему объему металла ОШЗ).

В результате исследований дислокационной структуры были определены внутренние напряжения в ЗТВ сварных соединений опытных сплавов.

Показано (рис. 11, а), что для металла ЗТВ сплава 1 наблюдается резко градиентное, направленное вдоль пластин, распределение внутренних напряжений (от 10...100 до 750...860 МПа), что связано с изменением плотности дислокаций в пластинах различного типа — с низкой ($\rho \sim (10^9...10^{10} \text{ см}^{-2})$) и высокой ($\rho \sim (7...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Однако, наблюдаются области и с более высокой локальной плотностью дислокаций ($\rho \sim 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), где локальные внутренние напряжения $\tau_{вн/д}$ достигают порядка 2000 МПа. Для ЗТВ сплава 2 характерно сравнительно равномерное распределение внутренних напряжений ($\tau_{вн} \sim 860...970$ МПа), что соответствует равномерной плотности дислокаций ($\rho \sim (8...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) по внутрипластинчатой структуре (рис. 12, б).

Таким образом, оценки изменений внутренних напряжений твн в ОШЗ сварных соединений исследуемых сплавов, выполненные на базе исследований дислокационных структур, показали, что для ОШЗ сварного соединения сплава 1 распределение внутренних напряжений крайне неоднородно (градиент примерно в 10 раз), и направлено вдоль пластинчатых структур в пластинах с низкой и высокой плотностью дислокаций). В ОШЗ сварного соединения сплава 2 внутренние напряжения распределены более равномерно, однако, привязка направленности распределения локальных внутренних напряжений и пластинчатых структур может быть причиной направленного распространения трещин. Поэтому для устранения градиента по прочности и внутренним напряжениям необходимо добиваться формирования однородной равномерной диспергированной структуры.

Выводы

1. Комплексными исследованиями на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) изучены структурно-фазовые изменения в металле сварных соединений высокопрочных сталей, сложнoleгированных алюминиево-литиевых и титановых сплавов, выполненных различными способами сварки (гибридная лазерно-дуговая

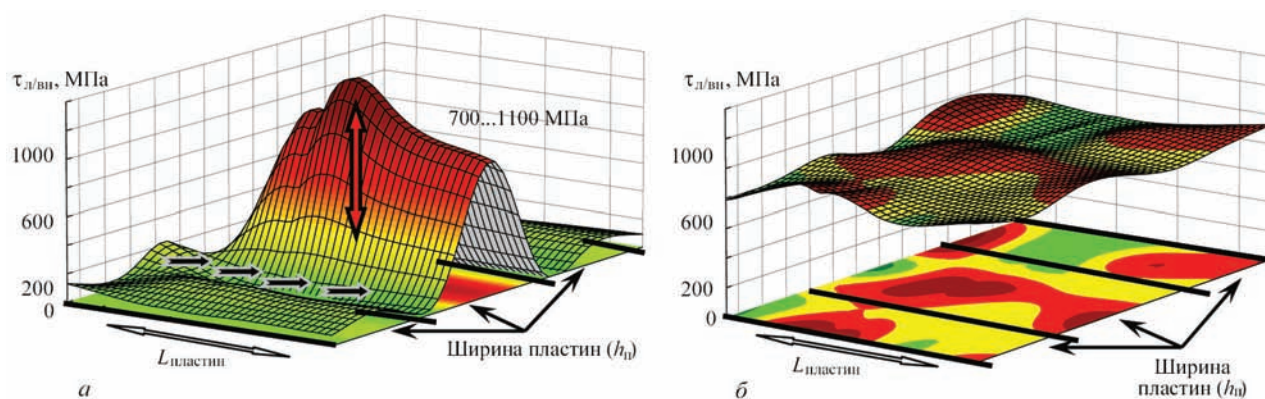


Рис. 12. Уровень локальных внутренних напряжений, формирующихся в пластинчатых структурах ОШЗ сварных соединений: *a* — в пластинчатых структурах, градиентных по распределению плотности дислокаций и внутриобъемных ФВ (опытный сплав 1); *б* — в мартенситных пластинчатых структурах (опытный сплав 2)

сварка, аргоно-дуговая сварка, сварка трением с перемешиванием, электронно-лучевая сварка).

2. Сочетанием исследований на различных структурных уровнях с аналитическими оценками механических свойств полученных покрытий установлена взаимосвязь структурных изменений с изменением наиболее значимых для эксплуатационных условий механических характеристик покрытий: показателей прочности (σ_r), вязкости разрушения (K_{1C}) и трещиностойкости ($\tau_{л/вн}$).

3. Установлено, что наиболее оптимальными структурными факторами, обеспечивающими в эксплуатационных условиях необходимый комплекс свойств сварных соединений — свойства прочности (σ_r), вязкости разрушения (K_{1C}) и трещиностойкости ($\tau_{л/вн}$), являются: мелкозернистость зеренной и субзеренной структуры; диспергирование фазовых выделений при равномерном их распределении; отсутствие протяженных дислокационных скопления — потенциальных концентраторов внутренних напряжений (зон зарождения и распространения трещин).

1. *Высокопрочная сталь*: сб. статей; под ред. Л. К. Гордиенко. — Москва: Metallurgy, 1965. — 256 с.
2. *Гудремон Э. Специальные стали*. — Москва: Metallurgizdat, 1959. — Т. 1. — 801 с. — Т. 2. — 1638 с.
3. *Фридляндер И. Н.* Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–1999 гг. и 2000–2015 гг. // Труды V сессии Научного совета по новым материалам МААН «Проблемы современного материаловедения». — Киев: Наукова думка, 2000. — С. 15–19.
4. *Солонин О. П., Глазунов С. Г.* Жаропрочные титановые сплавы. — М.: Metallurgy, 1976. — 445 с.
5. *Титановые сплавы в машиностроении* / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева и др. — М.: Машиностроение, 1977. — 246 с.
6. *Структура и свойства сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при гибридной лазерно-дуговой сварке* / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова и др. // Автоматическая сварка. — 2016. — № 5/6. — С. 114–123.

7. *Влияние структуры на свойства сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, полученных способами аргонодуговой сварки и сварки трением с перемешиванием* / Л. И. Маркашова, В. Г. Покляцкий, О. С. Кушнарёва // Автоматическая сварка. — 2016. — № 5/6. — С. 88–92.
8. *Структура и свойства сварных соединений титановых сплавов, легированных кремнием* / Л. И. Маркашова, С. В. Ахонин, Г. М. Григоренко и др. // Там же. — 2012. — № 8. — С. 3–6.
9. *Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов* / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова и др. // Там же. — 2014. — № 6/7. — С. 25–31.
10. *Markashova L., Kushnareva O.* Effect of structure on the mechanical properties of the metal of welded joints of aluminum alloys of the Al–Cu–Li System // Materials Science. — 2014. — Vol. 49, Issue 5. — P. 681–687.
11. *Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М.* Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Metallurgy, 1986. — 307 с.
12. *Конрад Г.* Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Metallurgy, 1973. — С. 206–219.
13. *Армстронг Р. В.* Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
14. *Peich N. J.* The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173. — P. 25–28.
15. *Orowan E.* Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
16. *Ashby M. F.* Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 117–177.
17. *Романив О. Н.* Вязкость разрушения конструкционных сталей. — Москва: Metallurgy, 1979. — 176 с.
18. *Stroh A. N.* The formation of cracks as a recoil of plastic flow // Proc. of the Roy. Soc. A. — 1954. — 223, № 1154. — P. 404–415.
19. *Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняева Ю. В.* Структурные уровни деформации твердых тел. — Наука: Сибирское отделение, 1985. — 251 с.
20. *Conrad H.* Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // Acta Metallurgica. — 1963. — № 11. — P. 75–77.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЕТОНАЦИОННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Л. И. МАРКАШОВА, Ю. Н. ТЮРИН, О. В. КОЛИСНИЧЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА,
О. С. КУШНАРЕВА, Е. П. ТИТКОВ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Исследовано влияние структуры и фазового состава металлокерамических покрытий системы Al_2O_3-Ti (Al), полученных с применением установки многокамерного детонационного напыления, разработанной в ИЭС. С целью детального анализа особенностей структуры исследуемых покрытий (микротвердости, объемной доли пор, фазового состава, распределения дисперсных фаз, характера зеренной, субзеренной и дислокационной структур) использованы комплексные исследования на всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного), а именно: оптическая металлография, аналитическая растровая, а также просвечивающая микродифракционная электронная микроскопия. Для оценки эффективной работоспособности покрытий в различных эксплуатационных условиях использованы аналитические оценки взаимосвязи структура — свойства. Показано, что наиболее значимый вклад в свойства прочности, пластичности и трещиностойкости исследуемых покрытий вносят: диспергирование зеренной и субзеренной структур; равномерное распределение формирующихся упрочняющих фаз дисперсных размеров при отсутствии протяженных и плотных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений (потенциальных зон зарождения и распространения трещин).

Одним из наиболее широко распространенных и в то же время перспективных способов повышения эксплуатационных свойств и долговечности изделий является нанесение на их поверхности различных функциональных покрытий с применением различных технологий напыления [1–4]. В ИЭС разработаны технология и оборудование для кумулятивно-детонационного напыления (КДН), которое приводит к формированию высококачественных покрытий с высокими коэффициентами использования материала (КИМ) и производительностью, отличающееся при этом от передовых методов высокоскоростного газопламенного напыления (ГПН) простотой оборудования, значительно меньшими удельными затратами и давлением газов, а также энергоемкостью [5]. К особенностям данной технологии следует отнести наличие нескольких специально профилированных детонационных камер и повышенная частота детонации (20 Гц) горючей смеси, которые практически нивелируют отрицательные эффекты, связанные с дискретностью классических методов детонационного напыления [6].

Востребованным направлением применения кумулятивно-детонационного метода является напыление порошков различных систем: Ni–Cr–Si; WC–Co–Cr; Cr_3C_2 –NiCr; Cr_3C_2 –TaC–NiCr; Al_2O_3 –Ti; Al_2O_3 –Al; ZrSiO₄ и др. для получения функциональных покрытий, работающих в экстремаль-

ных условиях (высокие температура и давление, интенсивный износ трением, внешние нагрузки и коррозионные среды). Такие покрытия обладают высокими прочностью и коррозионной стойкостью, обеспечивают формирование фазовых составляющих с высоким уровнем твердости и высокими показателями износостойкости.

Однако на данный момент имеется недостаточно достоверной и однозначной информации о влиянии различных технологических параметров КДН на структурно-фазовое состояние напыленных таким образом покрытий и, соответственно, на их эксплуатационные свойства.

Целью данной работы является оценка влияния параметров технологических режимов кумулятивно-детонационного напыления на структурно-фазовый состав покрытий из порошка оксида алюминия (Al_2O_3) с добавками чистых порошков Al и Ti и роли структурных факторов на свойства прочности и трещиностойкости исследуемых покрытий.

Материалы и методики исследований. Для напыления покрытий применяли механические смеси исходного порошка Amperit 740,0 (99,5 % Al_2O_3 ; 0,05 % Fe_2O_3 ; 0,3 % Na_2O ; 0,1 % SiO_2) фракционного состава $d_{фр} \sim 5 \dots 22$ мкм с добавками (3...5 %) чистых порошков Al или Ti, $d_{фр} < 60$ мкм (рис. 1, 2). Режим детонационного напыления: частота детонации 20 Гц; расстояние до образца 55 мм; скорость перемещения 1500 мм/мин с

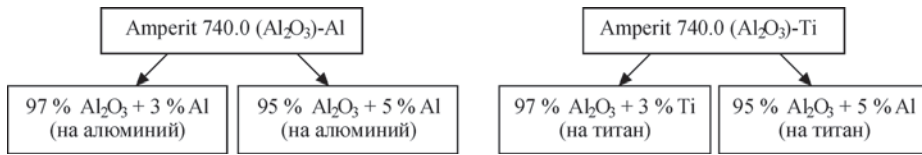


Рис. 1. Блок-схема вариантов покрытий

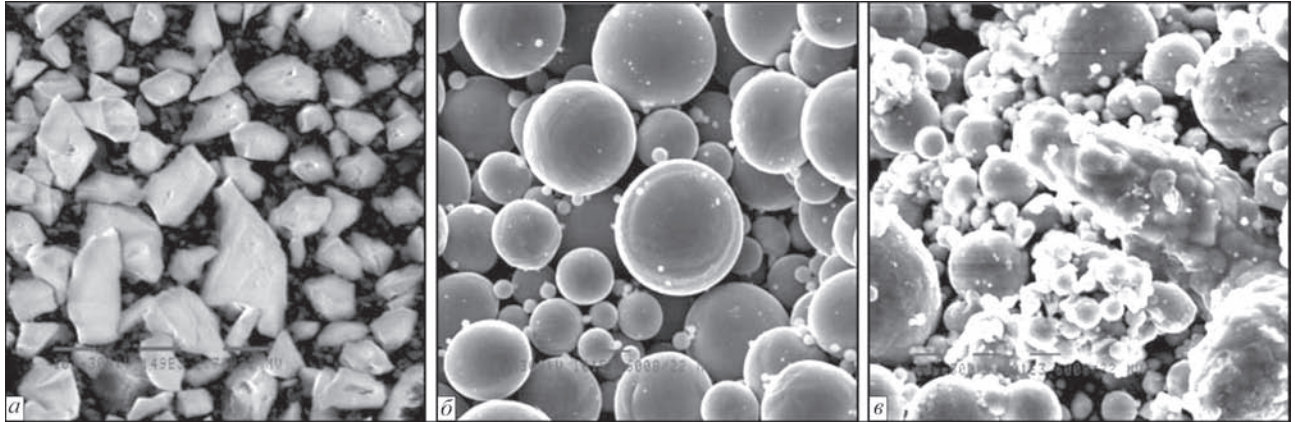


Рис. 2. Внешний вид напыляемых порошков: исходный порошок Amperit 740.0 (а, $\times 1490$); добавки порошков Ti (б, $\times 1010$) и Al (в, $\times 1010$)

одинаковым количеством проходов; соотношение длина (l)/диаметр (d) ствола пушки $l/d = 500/16$ мм и горючего газа к окислителю (β) 5,0...5,8, табл. 1.

Исследования структурно-фазового состояния покрытий (микротвердости, объемной доли пор, фазового состава, распределения дисперсных фаз, характера зеренной, субзеренной и дислокационной структур и др.) проводили на всех структурных уровнях с применением комплексного методического подхода, включающего оптическую металлографию (Versamet-2, Япония; Лесо-М400, США), аналитическую растровую электронную микроскопию (Philips SEM-515, Голландия), рентгеноструктурный фазовый анализ (ДРОН-УМ1), а также просвечивающую микродифракционную электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы «JEOL» с ускоряющим напряжением 200 кВ, Япония). В результате проведенной работы были получены экспериментальные данные о полном комплексе структурно-фазовых параметров по-

крытий, напыленных на различных режимах кумулятивно-детонационного напыления.

Результаты исследований. Были получены 4 группы покрытий, толщиной (δ) до 250 мкм (табл. 2). Исследованиями методом оптической металлографии показано, что пористость таких покрытий находится на уровне 0,7...2,5 %, объемная доля ламелей ($V_{дл.}$, %) в них составляет 1,5...5 %. При этом минимальная пористость (Π , %) и максимальная интегральная микротвердость ($HV_{0,3}$) характерны для покрытий № 1–2, полученных с использованием порошков Amperit 740,0 с добавками 3...5 % Ti.

Рентгеноструктурным фазовым анализом полученных покрытий установлено, что использование порошков Amperit 740,0 + 3 % Ti (режим № 1) и Amperit 740,0 + 5 % Ti (режим № 2) способствует формированию покрытий идентичного фазового состава ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$; $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$; AlTi_3) при примерно равном содержании формирующихся фазовых со-

Таблица 1. Параметры технологического режима КДН

Расход газов, м ³ /ч (дел.)			β	Уровень заполнения камеры	Расход порошка г/ч	l/d , мм
1 камера	O ₂	4,4 (140)	5,8	0,82	600	500/16
	Воздух	0,14 (5)				
	C ₃ H ₈	0,77 (60)				
2 камера*	O ₂	4,0 (125)	5,0	1,13		
	Воздух	0,325(10)				
	C ₃ H ₈	0,82(55)				
Питатель	Воздух	1,0 (80)				

Таблица 2. Результаты исследований структуры покрытий

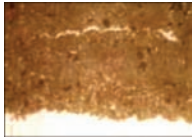
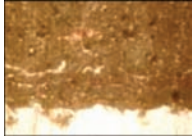
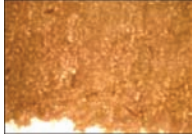
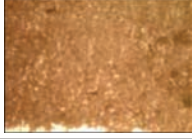
№	Порошок(подложка)	δ , мкм	П, %	$V_{дл}$, %	$HV_{0,3}$, МПа	Внешний вид
1	Amperit 740,0 + 3 % Ti (титан)	135...200	1,5...2	2,5...3	8900...10990	
2	Amperit 740,0 + 5 % Ti (титан)	100...230	0,7...1,5	4,5...5	9660...13770	
3	Amperit 740,0 + 3 % Al (алюминий)	115...250	1,7...2,4	1,5...2,5	8900...10520	
4	Amperit 740,0 + 5 % Al (алюминий)	90...225	1,9...2,5	1,9...2,5	7900...10250	

Таблица 3. Результаты рентгеноструктурного анализа покрытий

№ режима	Исходный порошок (подложка)	Содержание фаз, мас. %			
		$Al_{2,66}O_4$	Al_2O_3	$AlTi_3$	Al
1	Al_2O_3 + 3 % Ti (подложка–титан)	69,1	17,8	13,0	–
2	Al_2O_3 + 5 % Ti (подложка–титан)	67,0	18,0	15,0	–
3	Al_2O_3 + 3 % Al (подложка–алюминий)	69,0	15,0	–	16,0
4	Al_2O_3 + 5 % Al (подложка–алюминий)	69,0	15,2	–	15,8

ставляющих (табл. 3). Однако, в покрытиях Amperit 740,0 + 5 % Ti (режим № 2) интегральная микротвердость ($HV_{0,3}$) повышается на ~ 17 % (от 8900...10990 до 9660...13770 ГПа) по сравнению с покрытием Amperit 740,0 + 3 % Ti (режим № 1), табл. 2.

Напыление порошков Amperit 740,0 + 3 % Al (режим № 3) и Amperit 740,0 + 5 % Al (режим № 4) способствует формированию покрытий также аналогичного фазового состава ($\gamma-Al_2O_3$; $\alpha-Al_2O_3$; Al) при примерно одинаковом содержании формирующихся фазовых составляющих и уровнях интегральной микротвердости ($HV_{0,3}$), табл. 2, 3.

В итоге установлено: модифицирование керамики Al_2O_3 (Amperit 740,0) металлическими порошками с (3...5 %) Ti по сравнению покрытиями с (3...5 %) Al приводит к изменениям структурно-фазового состава и микротвердости ($HV_{0,3}$) полученных покрытий. Так, добавление Ti способствует к образованию интерметаллидной фазы $AlTi_3$, что возможно и обуславливает повышение (в 1,2...1,3 раза) $HV_{0,3}$ таких покрытий.

Результаты электронно-микроскопических исследований на просвет, дали возможность изучить особенности тонкой структуры покрытий и

ее параметров: изменение плотности и характера распределения дислокаций (ρ) в различных структурных составляющих (во внутренних объемах и вдоль структурных границ); характер формирующейся субструктуры, ее параметры; размер субзерна (d_s); диаметр частиц (d_c) фазовых выделений; эффективные расстояния между формирующимися фазами (λ_c) и т.п. В этом плане для покрытий с наиболее благоприятными (высокая микротвердость, минимальная пористость и др.) структурно-фазовыми изменениями, а именно — Amperit 740,0 + 5 % Ti (режим № 2, рис. 3) и для сравнения — Amperit 740,0 + 5 % Al (режим № 4, рис. 4) установлено следующее.

В случае использования порошка Amperit 740,0 + 5 % Ti (режим № 2, рис. 4, а), размер частиц фазовых выделений нанооразмерного типа ($d_c = 10...100$ нм) в поверхностных слоях покрытий уменьшается в 2 раза по сравнению с покрытиями Amperit 740,0 + 5 % Al (режим № 4 рис. 3, а). Также практически в 2...2,3 раза уменьшается и расстояние (λ_c) между формирующимися дисперсными фазами (до $\lambda_c = 10...30$ нм), что характеризует повышение объемной доли в матрице

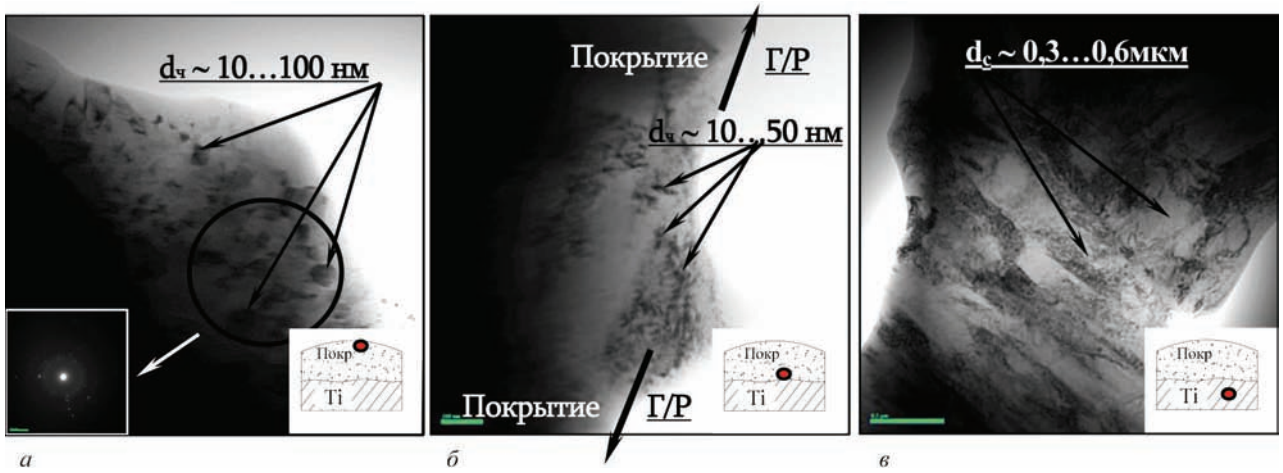


Рис. 3. Тонкая структура: покрытия № 2 (Amperit 740,0 + 5 % Ti) напыленного на титановую основу на глубине $\delta \sim 150 \dots 200$ мкм от границы раздела (Г/Р) (а), в зоне Г/Р покрытие–подложка (б) и материала подложки (в)

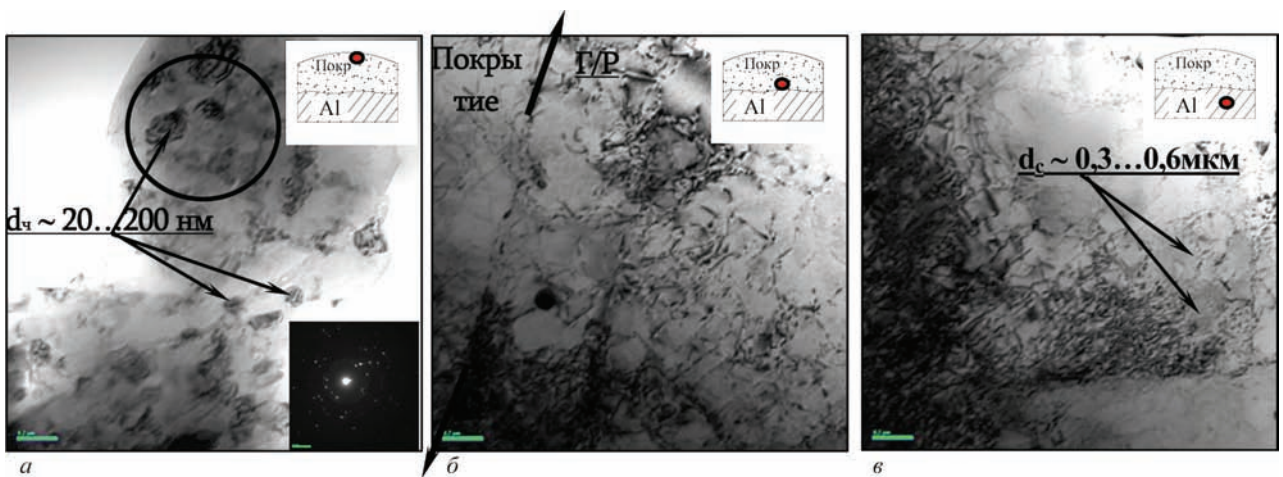


Рис. 4. Тонкая структура: покрытия № 4 (Amperit 740,0 + 5 % Al) напыленного на алюминиевую основу на глубине $\delta \sim 200$ мкм от границы раздела (Г/Р) (а), в зоне Г/Р покрытие–подложка (б) и материала подложки (в)

образующихся фаз. Также наблюдается измельчение (в 1,4 раза) субструктуры при повышении дислокационной плотности на внешней поверхности покрытий: от $\rho \sim 2 \dots 3 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (режим № 4) до $\rho \sim 3 \dots 5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (режим № 2). При этом в покрытиях у границы раздела плотность дислокаций (ρ) изменяется от $\rho \sim 5 \dots 6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (рис. 3, б, в) до $\rho \sim 6 \dots 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 4, б, в).

Выполненный комплекс экспериментальных исследований на всех структурных уровнях позволил провести аналитические оценки конкретного (дифференцированного) вклада различных структурно-фазовых факторов и параметров, формирующихся в исследуемых покрытиях в изменение механических свойств (σ_T) и определить структурные факторы, кардинально влияющие на характер и распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{\text{ЛВН}}$), которые являются потенциальными источниками зарождения и распространения трещин в исследуемых структурных микрорайонах [7–9].

Аналитические оценки σ_T выполняли, согласно уравнению Арчарда, включающему известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [10–17]:

$$\Sigma \Delta \sigma_T = \Delta \sigma_0 + \Delta \sigma_{\text{тр}} + \Delta \sigma_3 + \Delta \sigma_c + \Delta \sigma_d + \Delta \sigma_{\text{д.у}}$$

где $\Delta \sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций (напряжение трения решетки или напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta \sigma_{\text{тр}}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами и примесями (твердорастворное упрочнение); $\Delta \sigma_3$, $\Delta \sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна (зависимости Холла–Петча, зернограничное и субструктурное упрочнение); $\Delta \sigma_d$ — дислокационное упрочнение, обусловленное междислокационным взаимодействием; $\Delta \sigma_{\text{д.у}}$ — упрочнения за счет дисперсных частиц по Оровану (дисперсионное упрочнение).

В результате показано, что в случае использования порошков Amperit 740,0 + 5 % Ti (режим № 2) и Amperit 740,0 + 5 % Al (режим № 4) интегральные значения упрочнений ($\Sigma \sigma_T$) для покрытий, составляют $\Sigma \sigma_T = 2370 \text{ МПа}$ и $\Sigma \sigma_T = 2050 \text{ МПа}$ (рис. 5, а). В обоих случаях максимальный вклад (до 56 %) в

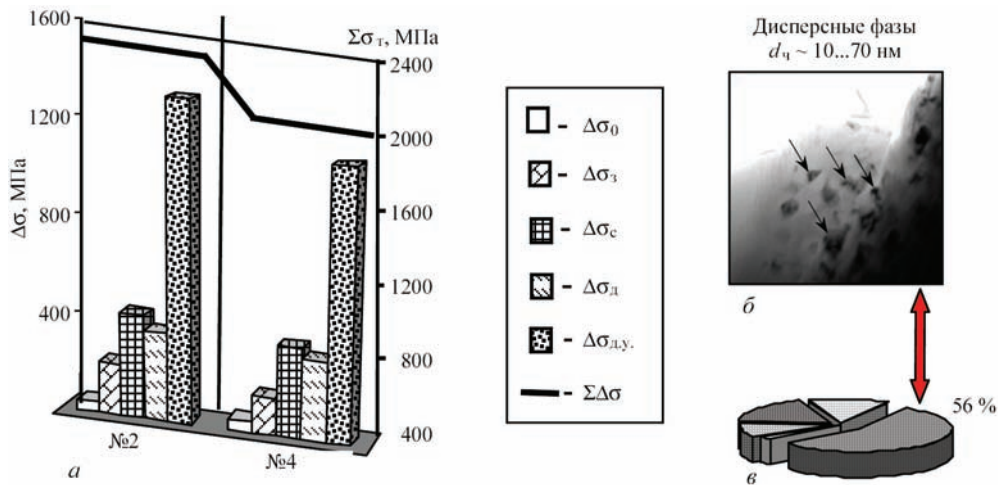


Рис. 5. Гистограммы (а), отражающие дифференцированный вклад зернового ($\Delta\sigma_z$), субзернового ($\Delta\sigma_c$), дисперсионного ($\Delta\sigma_{д.у.}$) и дислокационного ($\Delta\sigma_d$) упрочнений в изменение интегрального значения $\Sigma\Delta\sigma_T$ в материале покрытий, напыленных на различных режимах: $Al_2O_3 + 5\% Ti$ (режим № 2 — основа Ti) и $Al_2O_3 + 5\% Al$ (режим № 4 — основа Al) и вклад дисперсных частиц фазовых образований (б, в) в общий уровень $\Sigma\Delta\sigma_T$

значение $\Sigma\sigma_T$ вносит упрочнение матрицы покрытий за счет дисперсных частиц фазовых выделений наноразмерного типа (дисперсионное упрочнение по Оровану): $\Delta\sigma_{д.у.} = 1334$ МПа (режим № 2) и $\Delta\sigma_{д.у.} = 1070$ МПа (режим № 4), рис. 5, б, в. При этом вклад зернового ($\Delta\sigma_z$), субзернового ($\Delta\sigma_c$) и дислокационного ($\Delta\sigma_d$) упрочнений для исследуемых покрытий составляет: $\sim 8...10\%$ ($\Delta\sigma_z = 90...200$ МПа); $\sim 12...20\%$ ($\Delta\sigma_c = 100...500$ МПа); и $\sim 10...15\%$ ($\Delta\sigma_d = 180...200$ МПа), соответственно, рис. 5, в.

Расчетно-аналитические оценки уровня локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) позволили оценить трещиностойкость исследуемых

покрытий с учетом характера дислокационной структуры, которая достаточно четко проявляется при исследованиях тонкой структуры на просвет с использованием методики ионного утонения тонких фольг [18].

Из анализа различных подходов определению к механизмов зарождения трещин и разрушения материалов была выбрана оценка $\tau_{л/вн}$ именно на базе дислокационной теории кристаллических твердых тел, связывающей процессы формирования локальных внутренних напряжений с зарождением и перестройкой дислокационной структуры [7, 19–21]. Поле внутренних напряжений, создаваемое дислокационной структурой

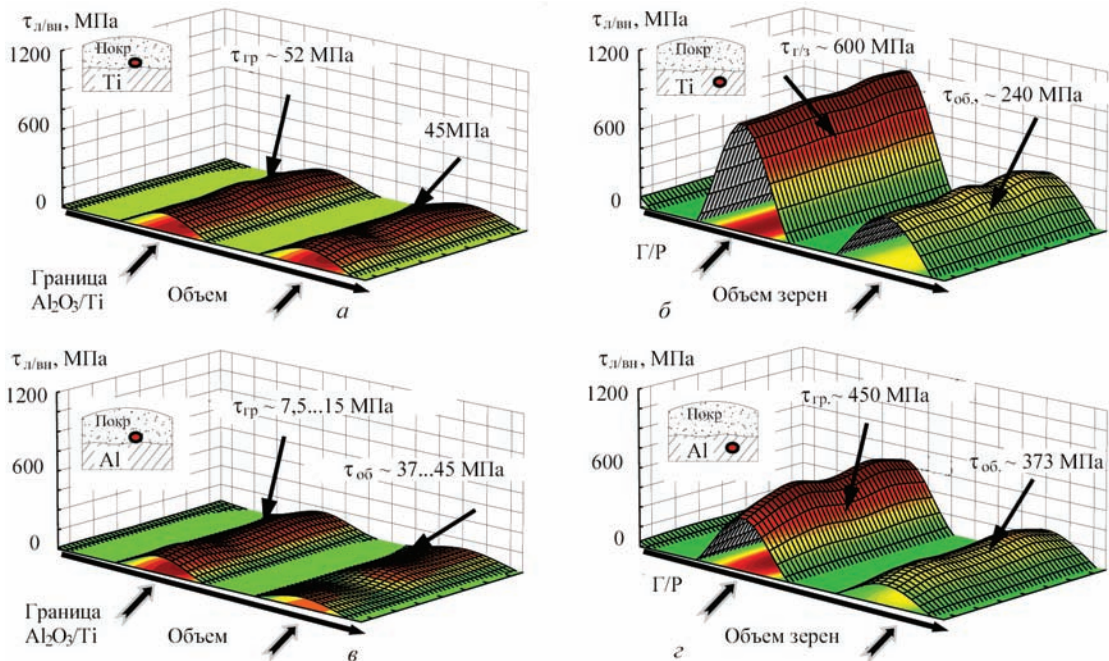


Рис. 6. Распределение локальных внутренних напряжений ($\tau_{л/вн}$) в материале покрытий (а, в) и подложки (б, г): а, б — покрытия № 2 ($Amperit\ 740,0 + 5\% Ti$), напыленные на титановую основу; в, г — покрытия № 4 ($Amperit\ 740,0 + 5\% Al$) напыленные на алюминиевую основу

(плотностью дислокаций — ρ) и особенности формирования локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ — источников зарождения и распространения трещин (их уровень, протяженность, взаимосвязь со структурными особенностями покрытий) определялись по зависимости [20]:

$$\tau_{л/вн} = Gbh\rho/[\pi(1-\nu)],$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; h — толщина фольги, равная $2 \cdot 10^{-5}$ см; ν — коэффициент Пуассона; ρ — плотность дислокаций.

В результате проведенных исследований показано, что при всех исследуемых режимах кумулятивно-детонационного напыления покрытий формируется низкий уровень (без резких градиентов) локальных внутренних напряжений (рис. 6).

Установлено, что максимальные $\tau_{л/вн}$ наблюдаются в зоне границы раздела покрытие–подложка в случае использования порошков Amperit 740,0 + 5 % Ti (режим № 2, рис. 6, в). При этом их уровень не превышает 600 МПа (или $\tau_{л/вн} = 0,14\tau_{теор}$ от уровня теоретической прочности материала на сдвиг), что и обеспечивает получение качественных покрытий с низкой склонностью к трещинообразованию и, соответственно, с оптимальными эксплуатационными характеристиками.

Выводы

В результате комплексных исследований покрытий, полученных многокамерным кумулятивно-детонационным напылением, на различных структурных уровнях (зеренном, субзеренном, дислокационном) установлено, что наиболее значимый вклад в свойства прочности и трещиностойкости исследуемых покрытий вносят: диспергирование зеренной и субзеренной структур; равномерное распределение формирующихся упрочняющих фаз дисперсных размеров при отсутствии протяженных и плотных дислокационных скоплений — концентраторов локальных внутренних напряжений (потенциальных зон зарождения и распространения трещин).

1. Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик, Ю. С. Борисов, А. С. Мнухин, М. Д. Никитин. — Л.: Машиностроение, Ленингр. отделение, 1985. — 199 с.
2. Борисов Ю. С., Борисова А. Л. Плазменные порошковые покрытия. — К.: Техніка, 1986. — 223 с.
3. Бартенев С. С., Федько Ю. П., Григоров А. И. Детонационные покрытия в машиностроении. — Л.: Машиностроение, 1982. — 214 с.
4. Pawlowski L. The science and engineering of thermal spray coatings. Second edition. — 2008. — 647 p.
5. Сравнительный анализ эффективности кумулятивно-детонационного и HVOF устройств для газотермического

- напыления покрытий / Ю. Н. Тюрин, А. Д. Погребняк, О. В. Колисниченко, И. М. Дуда // Упрочняющие технологии. — 2009. — № 5. — С. 27–33.
6. Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Полецук М. А. Кумулятивно-детонационное устройство для газотермического напыления покрытий / Тр. 9-й Международ. конф. «Пленки и покрытия–2009». — С. 44–46.
 7. Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композиционных материалов / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова и др. // Автоматическая сварка. — 2014. — № 6–7. — С. 25–31.
 8. Структурно-фазовое состояние и механические свойства поверхностных слоев стали 38ХНЗМФА, формирующихся в условиях лазерного и лазерно-плазменного легирования / Л. И. Маркашова, В. Д. Шелягин, О. С. Кушнарева и др. // «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»: Сб. докладов седьмой международной конференции, 15–19 сентября 2014 г., Одесса, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, Киев, 2014. — С. 43–47.
 9. Структурно-фазовое состояние износостойких композиционных покрытий системы Cr₃C₂–NiCr, нанесенных с использованием многокамерной детонационной установки / Л. И. Маркашова, Ю. Н. Тюрин, О. В. Колисниченко и др. // «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»: Сб. докладов седьмой международной конференции, 15–19 сентября 2014 г., Одесса, ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, Киев, 2014. — С. 37–42.
 10. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
 11. Эшби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
 12. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
 13. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
 14. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
 15. Peich N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173. — P. 25–28.
 16. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
 17. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — P. 117–177.
 18. Методика утонения образцов разнородных сварных соединений для электронно-микроскопических исследований / Ю. Ф. Даровский, Л. И. Маркашова, Н. П. Абрамов и др. // Автомат. сварка. — 1985. — № 12. — С. 60.
 19. Stroh A. N. The formation of cracks as a recoil of plastic flow // Proc. of the Roy. Soc. A. — 1954. — № 1154 (223). — P. 404–415.
 20. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняева Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. — Сибирское отделение: Наука, 1985. — 251 с.
 21. Conrad H. Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // Acta Metallurgica. — 1963. — № 11. — P. 75–77. Studied are the structural-phase transformations in samples of EB welded joints of two test.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗОНЕ СВАРНЫХ КОЛЬЦЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ОБЕЧАЙКИ КОРПУСА РЕАКТОРА ВВЭР-1000

О. В. МАХНЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК,
Е. М. САВИЦКАЯ, Г. Ю. САПРЫКИНА

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Для расчетного определения остаточных напряжений в стыковых кольцевых сварных соединениях обечайки корпуса реактора ВВЭР-1000 в ИЭС была разработана математическая модель последовательного прослеживания истории формирования и развития напряжений при многопроходной сварки встык, перераспределение остаточных напряжений в результате послесварочной термической обработки, дуговой наплавки коррозионного защитного слоя на внутреннюю поверхность обечайки и окончательной термообработки. Разработанная модель основывается на современных математических моделях неизотермической вязко-упруго-пластического деформирования материала в сочетании с методом конечных элементов с учетом микроструктурных фазовых превращений и связанных с ними изменений в объеме и предела текучести в зоне плавления и ЗТВ при сварке стали 15Х2НМФА. С целью экономии компьютерных ресурсов и времени расчета реализация разработанной модели выполняется в двумерной постановке с использованием допущения об осевой симметрии и гипотезы «плоская деформация». На основе данных о технологии изготовления, взятых из паспортов трех различных корпусов реакторов, была проведено численное исследование вариации распределения остаточных напряжений в сварных соединениях обечайки корпуса реактора ВВЭР-1000. Сопоставление результатов расчетов, полученных специалистами ИЭС, с рекомендациями VERLIFE и МРК-СХР-2000, показало, что, несмотря на общий характер распределения остаточных напряжений по толщине оболочки, эти данные заметно отличаются по величине.

Оценка структурной целостности и срока службы компонентов атомного реактора, в том числе корпуса реактора (КР) ВВЭР-1000, требует точных данных об уровне остаточных напряжений, вызванных сваркой и наплавкой антикоррозионного защитного слоя, так как их величина и распределение могут влиять на сопротивление хрупкого разрушения КР [1].

Значительная сложность экспериментального определения остаточных напряжений в действующих корпусах атомных реакторов усложняют их принятию в расчет при определении ресурса безопасной эксплуатации. В данный момент для этих целей используют весьма приблизительные данные, содержащиеся в рекомендациях различных стандартов и методик, таких как МРКР-СХР-2004 [2], VERLIFE [3] и др.

В связи с достигнутым значительным прогрессом в области компьютерных технологий и моделирования сварочных напряжений и деформаций, их взаимодействия с температурными и силовыми нагрузками с использованием современных математических методов [4–6] создают предпосылки для уточнения данных по нерелаксированным остаточным напряжениям в КР, принимая во внимание реальные технологические параметры многопро-

ходной сварки, наплавки коррозионного защитного слоя и послесварочной термической обработки.

Конструкционные и технологические особенности сварки обечайки КР. КР ВВЭР-1000 представляет собой толстостенную сварную конструкцию с кольцевыми двухсторонними стыковыми швами, выполненными дуговой сваркой под флюсом. Швы № 2–4 (рис. 1) расположены в зоне наиболее активного радиационного облучения, что способствует охрупчиванию металла. Химический состав основного металла КР ВВЭР-1000 (сталь 15ХНМФА) по ТУ 108-765–78 представлен в табл. 1. Нижняя и верхняя обечайка толщиной 192,5 мм соединены между собой сварным швом № 3, соответственно обечайки с днищем и опорной обечайкой — сварными швами № 2 и № 4. Химический состав сварных соединений, выполненные сварочной проволокой Св-08ХГНМТА (ТУ14-1-1262–75) под флюсом 48НФ-18М (ТУ5.965-11175–81), несколько отличается от основного металла, в основном за счет никеля, марганца, меди и фосфора (табл. 1).

Для многопроходной сварки под флюсом стыковых соединений № 2–4 обечайки КР выполнялась подготовка кромок (рис. 2). Предварительный и сопутствующий нагрев при сварке оставял 150–225°C. Сварные швы заполнялись начиная с

Таблица 1. Специфицированный химический состав основного металла, сварочных материалов и антикоррозионной наплавки обечайки КР ВВЭР-1000 (содержание элементов, %)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	V	Ti	Nb
						менее					
Основной металл 15X2НМФА											
0,13–0,18	0,17–0,37	0,30–0,60	1,8–2,3	1,0–1,5	0,5–0,7	0,08	0,012	0,010	0,10–0,12	–	–
Присадочный металл: сварной шов № 1 — Св-16Х2НМФТА											
0,12–0,18	0,15–0,45	0,4–1,0	1,6–2,3	1,0–1,5	0,4–0,7	0,25	0,02	0,02	0,03–0,12	0,02–0,10	–
Присадочный металл: сварной шов № 2–7 — Св-08ХГНМТА											
0,03–0,10	0,15–0,45	0,40–1,10	1,1–2,0	1,0–1,5	0,40–0,75	0,08	0,015	0,012	–	–	–
Антикоррозионная наплавка: слой 1 — Св-07Х25Н13											
≤0,09	0,30–1,2	0,8–2,0	22–26,5	11–14	–	–	0,020	0,030	–	–	–
Антикоррозионная наплавка: слой 2 — Св-04Х20Н10Г2Б											
≤0,05	1	1,3–2,2	17,5–20,5	8,0–11,0	–	–	0,020	0,030	–	–	0,7–1,2

корня к внешней стороне, а затем при достижении среднего сечения одновременно со внутренней и внешней стороны. Применялись следующие режимы дуговой сварки: корневой проход $I = 500$ А, $U = 39$ В, $V = 37$ м/ч, заполняющие проходы $I = 650$ А, $U = 41$ В, $V = 27$ м/ч.

Методика расчета сварочных остаточных напряжений. Методика расчета остаточных напряжений в зоне кольцевых сварных соединений основана на физической модели и вычислительных алгоритмах, которые в настоящее время общеприняты в мире для решения задач термопластичности, связанных со сварочным нагревом (наплавкой) и термической обработкой [7, 8].

Относительно сталей феррито-перлитного и бейнитного классов расчетная методика включает расчет нестационарных температурных полей, кинетики фазовых превращений при нагреве и охлаждении, и связанных с этими превращениями объемных эффектов и сопротивления деформированию материала исследуемых сварных конструкций.

Решение нестационарной упруго-вязко-пластической задачи при сварочном нагреве (наплавке) и послесварочной термической обработке основывается на следующих основных принципах. Основное уравнение для расчета напряжений и деформаций с использованием метода конечных элементов может быть представлено в следующей матричной форме:

$$\{\sigma\} = [D]\{\varepsilon\}, \quad (1)$$

где $[D]$ является матрицей соотношений между приращением тензоров деформаций $\{\Delta\varepsilon\}$ и напряжений $\{\sigma\}$. Принимается, что приращение компонент полного тензора деформаций $d\varepsilon_{ij}$ равняется сумме приращений тензоров упругих $d\varepsilon_{ij}^e$, пластических $d\varepsilon_{ij}^p$ и деформации ползучести $d\varepsilon_{ij}^c$ (диффузионной пластичности).

Согласно закону Гука и ассоциированного условия пластического течения (критерия Мизеса), отношение между приращением напряжений и деформаций запишется:

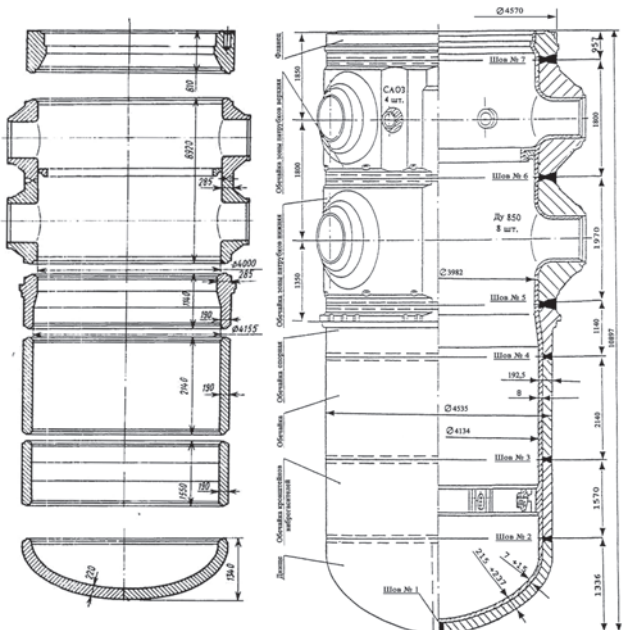


Рис. 1. Схема КР ВВЭР-1000 (сварная обечайка)

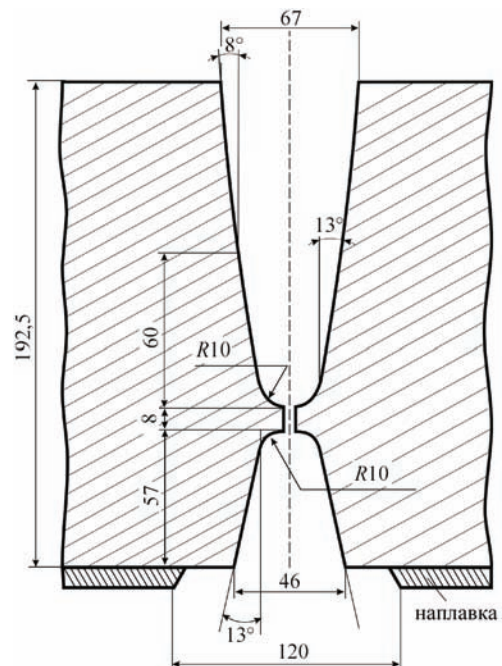


Рис. 2. Схема подготовки кромок стыкового соединения № 2–4 КР ВВЭР-1000

$$d\varepsilon_{ij} = d \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi) \right] + d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)T + d\lambda\Omega(\sigma_{eq}, T)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \quad (i, j = r, \beta, z), \quad (2)$$

где

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)}, K = \frac{1-2\nu}{E}, \sigma = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}),$$

φ — объемный эффект, полученный в результате изменения температуры и фазовых превращений; σ_{eq} — эквивалентное напряжение; δ_{ij} — единичный тензор; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона;

$$d\lambda = \frac{3}{2} \frac{d\varepsilon_{eq}^p}{\sigma_{eq}},$$

где $\Omega(T, \sigma_{eq})$ — функция ползучести при температуре T .

Интегрирование уравнения (2) в диапазоне от $t - \Delta t$ до Δt , где $\Delta\varepsilon_{ij}$ — величина шага прослеживания, дает для конечного приращения тензора деформаций

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi) - \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi) \right]_{t-\Delta t} + [\Delta\lambda + \Delta t\Omega(T, \sigma_{eq})](\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)_m, \quad (3)$$

где индекс « m » в соответствии с теорией про среднее значение определенного интеграла означает, что данная величина находится в пределах интегрирования от $t - \Delta t$ до t . Если шаг прослеживания достаточно мал, то уравнение (3) примет вид:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi) - b_{ij}, \quad (i, j = r, \beta, z), \quad (4)$$

где

$$\psi = \frac{1}{2G} + \Delta\lambda + \Delta t\Omega(T, \sigma_{eq}),$$

$$b_{ij} = \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma) \right]_{t-\Delta y} - \delta_{ij}\Delta\varphi.$$

Структура уравнения (1) может быть представлена в следующей матричной форме:

$$\{\sigma\} = [D](\{\Delta\varepsilon\} - \{b\}), \quad (5)$$

где $[D] = [D(\psi)]$ — матрица соотношений между приращением тензоров деформаций $\{\Delta\varepsilon\}$ и напряжений $\{\sigma\}$, $\{b\}$ — добавочный тензор напряжений, определяемый уравнением (4). Зависимость в уравнении (5) между пластическими деформациями и деформациями ползучести нелинейная. Для определения параметра ψ при этом условии, используется итерационный процесс, описанный в работах [6, 7].

При такой линейризации на каждом шаге прослеживания решение физически нелинейной задачи термопластичности заменяется решением совокупности последовательно решаемых лине-

аризованных задач с переменными параметрами упругости (переменным модулем сдвига, который равен $1/2\psi$, и дополнительным деформациям b_{ij}).

Объемные эффекты, вызванные изменением температурного поля при сварке, можно условно разделить на температурные и объемные микроструктурные преобразования. При сварке сталей, которые чувствительны к термическому циклу сварки, фазовые микроструктурные изменения с заметным изменением объема могут возникнуть в зоне сварки и зоне термического влияния (ЗТВ), учет которых оказывают существенное влияние на кинетику изменений в распределении сварочных напряжений и деформаций.

При температуре выше A_c в течение нагрева и охлаждения принимаются следующие условия в зоне сварки и ЗТВ:

$$\text{если } T > A_c, V_a = 1, 0, V_f = 0 \text{ при } f \neq a. \quad (6)$$

$$\text{Тогда, если } T < A_c \text{ и } \left(\frac{\partial T}{\partial t} < 0 \right) V_j = V_j(T, t), \quad (7)$$

где $V_f(T, t)$ — определяется из диаграммы анизотропического распада аустенита (АРА) в зависимости от химсостава стали.

Кинетика изменения мартенсита, бейнита, феррито-перлита и аустенита являются приближенными на основе соотношения:

$$V_j(T) = V_j^{\max} \left[1 - \exp \left(a_j \frac{T_s^{(j)} - T}{T_s^{(j)} - T_e^{(j)}} \right) \right], \quad a_j \approx 3;$$

$$V_a(T) = 1 - \sum_{j=f, p, b, m} V_j(T), \quad (8)$$

где $T_s^{(j)}$ — начало появления j -й фазы; $T_e^{(j)}$ — конец появления j -й фазы.

Параметры V_j^{\max} , $T_s^{(j)}$, $T_e^{(j)}$ определяют по диаграммам АРА или соответствующему уравнению регрессии. Если известно кинетика фазовых преобразований в любой точке в момент времени t , т.е. $V_j(t)$, то суммарный эффект объемных изменений от температуры T_0 до $T(t)$ определяется как

$$3\varphi = \frac{\sum V_j(T, t)\gamma_j(T) - \sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}{\sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}, \quad (9)$$

где $\gamma_j(T)$ — объем массы j -й фазы при температуре T . Величины $\gamma_j(T)$ для многих материалов достаточно изучены, т.к. эта величина обратная плотности материала. Для сталей величины $\gamma_j(T)$ измерены с высокой точностью. В соответствии с работой [9] для низколегированных сталей:

$$\gamma_a = 0,12282 + 8,56 \cdot 10^{-6}(T + 273) + 2,15 \cdot 10^{-3}C, \text{ см}^3/\text{г};$$

$$\gamma_m = 0,12708 + 4,448 \cdot 10^{-6}(T + 273) + 2,79 \cdot 10^{-3}C, \text{ см}^3/\text{г}; \quad (10)$$

$$\gamma_b = \gamma_{fp} = 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6}(T + 273), \text{ см}^3/\text{г}.$$

Предел текучести материала при температуре T с учетом микроструктурных изменений рассчитываются как:

$$\sigma_r(T) = \sum \sigma_j(T)V_j(T), \quad (j = m, fp, b, a), \quad (11)$$

где $\sigma_j(T)$ — предел текучести j -й микроструктурной фазы при температуре T :

$$\begin{aligned} \sigma_{Ta} &= 240, \text{ МПа}; \\ \sigma_{Tm} &= 662 + 2150C \leq 1250 \text{ МПа}; \\ \sigma_{Tb} &= 500 + 460C - 120C^2 + 150V \leq 750 \text{ МПа}; \\ \sigma_{Tfp} &= 187 + 926C + 47Mn + 90V \leq 317 \text{ МПа}. \end{aligned} \quad (12)$$

Для получения необходимых характеристик релаксации напряжений (функция ползучести) в основном металле при термообработке используются экспериментальные данные, показанные на рис. 3 [4], относительно изменения остаточных напряжений в наплавке и основном материале обечайки реактора ВВЭР-1000 в зависимости от выдержки при температуре $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$ и $T = 670 \text{ }^\circ\text{C}$. Эти данные показывают, что в защитной аустенитной наплавке остаточные напряжения не релаксируются, а в основном материале этот процесс достаточно активный.

На основе экспериментальных кривых релаксации напряжений в основном металле (рис. 3), может быть получена следующая зависимость для функции ползучести:

$$\Omega(\sigma, T) = \Omega_1(\sigma)\Omega_2(T), \quad (13)$$

где $\Omega_1(\sigma_i) = \sigma_i^n$, $\Omega_2(T) = A \exp\left(\frac{G}{T+273}\right)$, $\text{МПа}^{-(n+1)} \cdot \text{ч}^{-1}$, A, G — коэффициенты.

При $\Omega_1 = \sigma_i^n$ и $n = 5$, $G = -101069 \text{ }^\circ\text{C}$, $A = \exp(69,42)$, $550 < T < 700 \text{ }^\circ\text{C}$ значение функции ползучести может быть принято: для $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$, $\Omega_2(T) = 0,60 \cdot 10^{-17} (\text{МПа})^{-(n+1)}/\text{ч}$, для $T = 670 \text{ }^\circ\text{C}$, $\Omega_2(T) = 0,60 \cdot 10^{-16} (\text{МПа})^{-(n+1)}/\text{ч}$.

В большинстве случаев моделирования напряженно-деформированного состояния при сварке кольцевых швов более эффективно использовать численный алгоритм, основанный на предположениях осесимметричности (двухмерная постановка задачи). Это допущение связано с высокой скоростью сварочного источника, движущегося по окружности стыкового соединения, когда градиенты температур $\partial T/\partial \beta$, напряжений $\partial \sigma_{ij}/\partial \beta$, деформаций $\partial \varepsilon_{ij}/\partial \beta$ и перемещений $\partial u_i/\partial \beta$ в зоне охлаждения (позади источника) значительно ниже, чем в осевом и радиальном направлениях. Многочисленные экспериментальные исследования [10–12] показали допустимость такого упрощения.

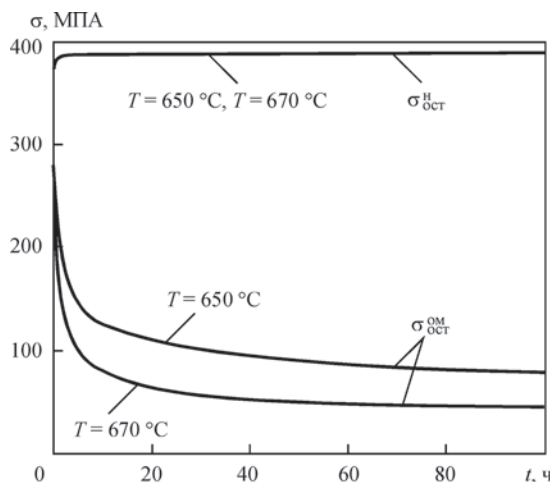


Рис. 3. Зависимость релаксации остаточных напряжений в основном материале SIGMA OST OM и наплавке SIGMA OST N от выдержки при температуре отпуска [4]

Метод последовательного прослеживания позволяет рассматривать кинетику напряженного состояния не только для последовательно выполняемых проходов сварного шва (наплавки), но и для операций промежуточной и окончательной термообработки.

Точность результатов, полученных с помощью описанной методики в значительной степени зависит от входных данных для теплофизических и механических свойств материалов изучаемого объекта (рис. 4) и параметров тепловложения.

Результаты расчета остаточных напряжений. Схема заполнения сварными проходами (приблизительно 106 проходов) с учетом указанных условий сварки (для корневых проходов: $I = 500 \text{ А}$, $U = 39 \text{ В}$, $V = 37 \text{ м/ч}$, заполняющие проходы: $I = 650 \text{ А}$, $U = 41 \text{ В}$, $V = 27 \text{ м/ч}$) представлена на рис. 5, а.

Расчетные данные о фазовых превращениях в зоне сварки после полного заполнения всех проходов показали, что металл сварного шва имеет преимущественно ферритно-перлитную микроструктуру с содержанием бейнита до 38 % в зоне, прилегающей к внутренней поверхности сварного шва, и 33 % бейнита наблюдается в зоне, примыкающей к внешней поверхности сварного шва (рис. 5, б).

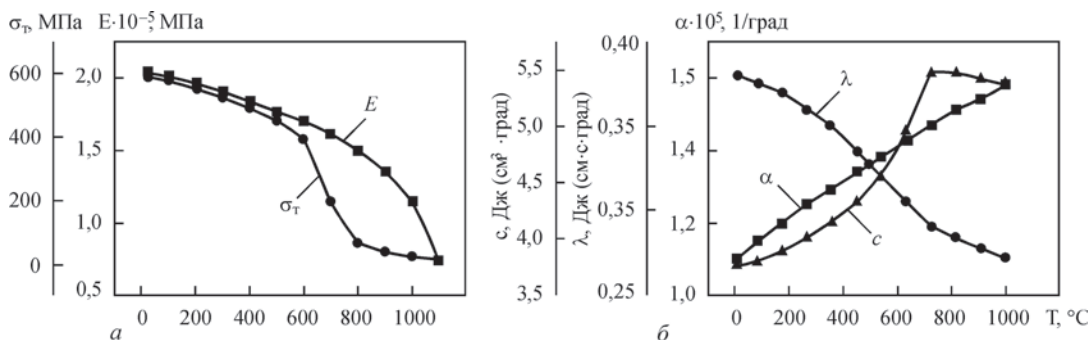


Рис. 4. Механические (а) и теплофизические (б) свойства стали 15X2НМФА

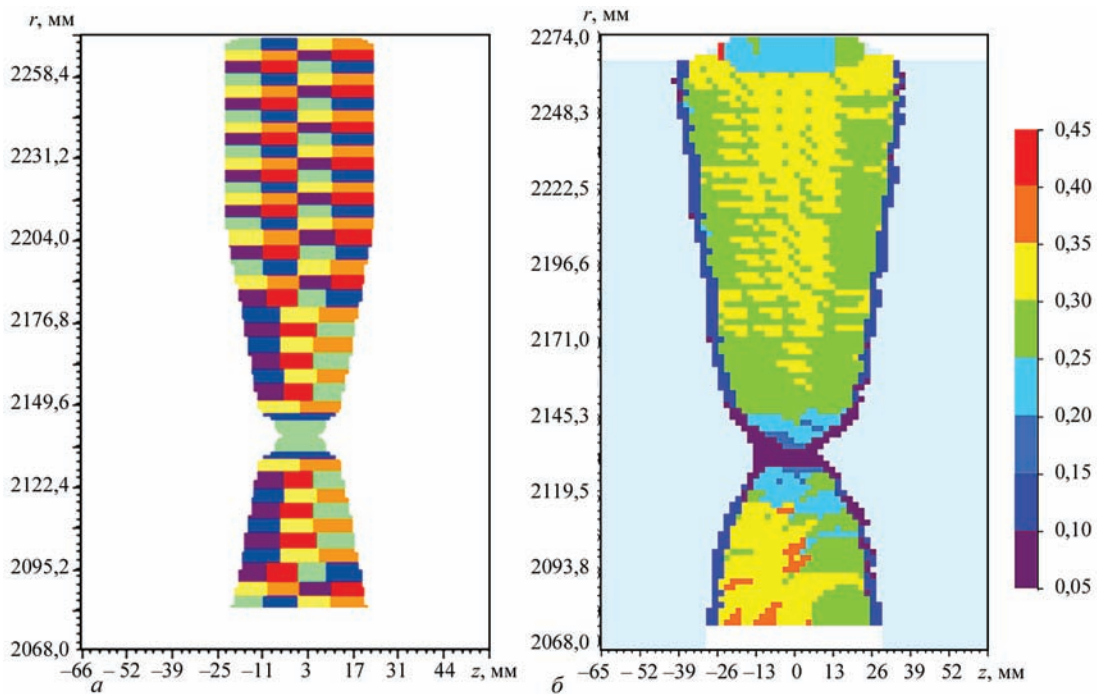


Рис. 5. Схема заполнения сварными проходами (общее количество проходов 106) (а) и содержание бейнита (б) в зоне сварного шва (в) для указанных условий сварки (корневой проход: $I = 500$ А, $U = 39$ В, $V = 37$ м/ч, заполняющие проходы: $I = 650$ А, $U = 41$ В, $V = 27$ м/ч)

Если учесть, что в базовом материале КР исходная микроструктура — это приблизительно 40 % бейнита и 60 % феррита, то можно предположить, что указанные условия сварки при предварительном нагреве около 150–225 °С обеспечивает микроструктуру аналогичную основному металлу. Только на границе ЗТВ содержание бейнита уменьшается до 10 % и ниже (рис. 5, б).

Этот факт можно объяснить результаты распределения остаточных напряжений после сварки всех проходов. В зоне плавления и ЗТВ уровень остаточных напряжений несколько ниже по сравнению с основным металлом (рис. 6, а), который нагревается ниже 800 °С и где исходная микроструктура содержит 40 % бейнита и остаточные окружные напряжения $\sigma_{\beta\beta}$ достигают значений 550 МПа. В металле сварного шва их уровень не превышает 400 МПа.

Осевая составляющая остаточных напряжений σ_{zz} (рис. 6, е) ниже окружных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ и их уровень не превышает 380 МПа. Максимальные остаточные радиальные σ_{rr} и касательные σ_{rz} напряжения ниже 250 МПа.

Послесварочная термообработка значительно уменьшает величину остаточных напряжений. Данные на рис. 6, б, е показывают, что параметры термообработки обеспечивают резкое уменьшение по величине максимальных окружных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ в металле сварного шва (~2 раза), и особенно в зоне основного материала (~3 раза). Осевые остаточные напряжения σ_{zz} уменьшают-

ся также (~1,5–2,0 раза). Радиальная составляющая σ_{rr} и касательная σ_{rz} напряжений изменяются меньше, но их максимальное значение не были высокими на начальном этапе. Видно, что безотлагательное проведение термообработки может эффективно снизить риск холодного растрескивания в зоне термического влияния при наличии дополнительных факторов (низкотемпературный бейнит и диффузия водорода).

Выполнение антикритической защитной наплавки на внутреннюю поверхность обечайки в зоне сварного соединения (рис. 6, в, ж) и окончательная термообработка (рис. 6, з, з) изменяет остаточные напряжения, как правило, сохраняя тенденции распределения напряжений после сварки и промежуточной термообработки. Анализ этих результатов показывает, что возникают достаточно различные по величине и распределению остаточные нормальные напряжения. С точки зрения хрупкого разрушения наиболее опасным является распределение окружных остаточных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ (рис. 6, з). Наиболее критическими являются сечения с нормалью β , находящихся в пределах $-30 < z < 30$ мм.

На рис. 7 представлено сравнение расчетного распределения остаточных напряжений в зоне сварного соединения по толщине оболочки КР с рекомендациями VERLIFE [3] и МПК-СХР-2000 [2]. Несмотря на общий характер распределения по толщине оболочки, эти данные заметно отличаются по значениям.

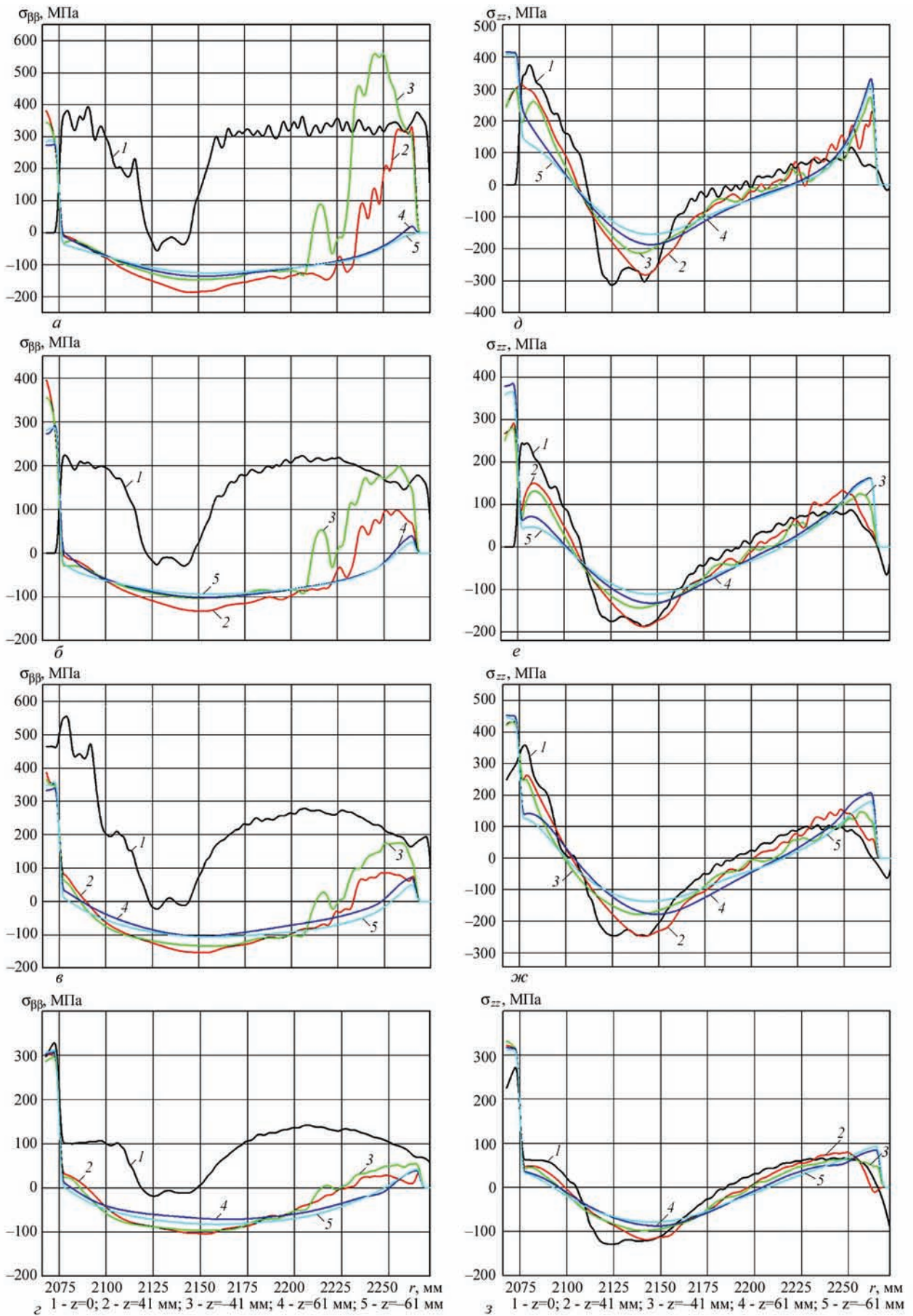


Рис. 6. Распределение по толщине сварного соединения окружных и осевых остаточных напряжений (МПа): *a*, *д* — после сварки; *б*, *е* — после термообработки; *в*, *ж* — после защитной наплавки; *з*, *з* — после окончательной термообработки

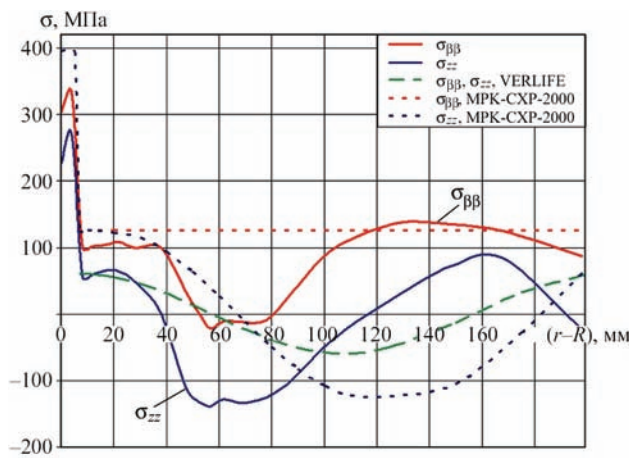


Рис. 7. Сравнение полученных расчетных данных с существующими [2, 3] по распределению остаточных напряжений по толщине кольцевого сварного соединения обечайки КР ВВЭР-1000

Остаточные напряжения в соответствии с рекомендациями VERLIFE, которые принимаются одинаковыми для осевых и окружной компонент и распределяются по закону косинуса при максимальном значении 60 МПа, являются наименее консервативными.

Рекомендации МПК-СХР-2000, которые основываются на результатах расчета [4] остаточных напряжений только для технологической операции наплавки и окончательной термообработки, является также схематичными и наиболее консервативным, в соответствии с которыми высокие остаточные напряжения $\sigma_{\phi\phi}$ (до 125 МПа) имеют место в зоне сварного шва металла, прилегающих к наплавке.

Данные ИЭС, полученные с учетом моделирования технологии сварки и возможных изменений механический свойств материала в зоны плавления и ЗТВ, дают наиболее реалистичное распределение остаточных напряжений. В зоне металла шва, прилегающей к наплавке максимальное значение остаточных напряжений $\sigma_{\phi\phi}$ не превышает 100–115 МПа.

Выводы

1. После многопроходной сварки кольцевого соединения обечайки КР ВВЭР-1000 за счет высокого предварительного нагрева до 150–225 °С и полученной фазовой микроструктуры в ЗП и ЗТВ, близкой по составу к микроструктуре основного материала, окружные $\sigma_{\phi\phi}$ и осевые σ_{zz} остаточные напряжения самой опасной зоны вблизи внутренней поверхности обечайки не превышают 400 МПа. Послеварочная термообработка значительно снижает остаточные напряжения (примерно в 2 раза).

2. Наплавка антикоррозионного защитного слоя на внутренней поверхности в зоне сварного соединения создает относительно высокие

локальные остаточные напряжения до 550 МПа, но окончательная послеварочная термообработка значительно снижает остаточные напряжения в основном металле (вплоть до 100–115 МПа), оставляя высокими напряжения в наплавленном слое (близко к пределу текучести 350 МПа аустенитного материала).

3. По сравнению с существующими данными по распределению остаточных напряжений в сварных швах КР ВВЭР-1000 полученные результаты являются более точными, так как они были получены с использованием современных моделей для расчета напряженно-деформированного состояния во время сварки и с учетом моделирования всех производственных технологических операций (многопроходной сварки, послеварочной термообработки, наплавки и окончательной термообработки).

1. *Guidance on the reactor pressure vessel pts assessment for WWER nuclear power plants // International Atomic Energy Agency, WWER-SC-157. — 1996.*
2. *Методика определения ресурса корпусов атомных реакторов ВВЭР в процессе эксплуатации // МПК-ХР-2000. — С.-Пб, М., 2000. — 51 с.*
3. *Unified procedure for lifetime assessment of components and piping in VVER NPPs «VERLIFE», Ver. 2003 // 5th Framework Programme of EU, Contract N FIKS-CT-2001-20198.*
4. *Kostylev V. I., Margolin B. Z. Determination of residual stress and strain caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels // International Journal of Pressure Vessels and Piping. — 2000. — 77. — 723–735pp.*
5. *Iradj S.-F., Andersson M. Cladding effects on structural integrity of nuclear components // SKI Report 2006:23, ISSN 1104-1374, ISRN SKI-R-06/23-SE, 73 p.*
6. *Evaluation of weld residual stress near the cladding and J-weld in reactor pressure vessel head for the assessment of PWSCC behavior / J. Katsuyama, M. Udagawa, H. Nishikawa et al. // E-Journal of Advanced Maintenance. — 2010. — Vol. 2. — P. 50–64. — Japan Society of Maintenance.*
7. *Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — К.: Наукова думка, 1976. — 320 с.*
8. *Numerical methods for the prediction of welding stress and distortions // V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok et al. // Welding and Surfacing Reviews. — 1999. — Vol. 13. — Part 1. — 146 p.*
9. *Юрьев С. Ф. Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. — М.: Металлургиядат., 1950. — 150 с.*
10. *Исследование влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка и др. // Автоматическая сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.*
11. *Deng D., Murakawa H. Prediction of welding residual stress in multi-pass butt-welded modified 9Cr-1Mo steel pipe considering phase transformation effects // Computational Material Science. — 2006. — 37. — P. 209–219.*
12. *Finite element simulation of welded P91 steel pipe undergoing post-weld heat treatment / A. H. Yaghi, T. H. Hyde, A. A. Becker, W. Sun // Science and Technology of Welding and Joining. — 2011. — № 3(16). — P. 232–238.*

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ НДС В ЗОНЕ КОЛЬЦЕВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБОПРОВОДОВ ИЗ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОЙ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

О. В. МАХНЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК,
Е. М. САВИЦКАЯ, Г. Ю. САПРЫКИНА

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Разработка теплоустойчивых сталей (9–12 % Cr) мартенситного класса для оборудования тепловых электростанций является перспективным направлением. Стали такого типа могут использоваться в энергетическом машиностроении для котлоагрегатов, работающих при суперсверхкритических параметрах теплоносителя и должны обладать высокой окалиностойкостью и низкой склонностью к межкристаллической коррозии, а сварные соединения элементов оборудования быть надежными. Одним из таких элементов оборудования современных теплоэлектростанций являются толстостенные трубопроводы с характерным размером $\varnothing 300 \times 60$ мм, которые соединяются сварными многопроходными кольцевыми швами. В работе использована КЭ модель для исследования термомеханических процессов при многопроходной сварке опытного образца 12 % Cr стали. Приняты во внимание мартенситно-аустенитные преобразования и изменения теплотехнических свойств материала в процессе сварочного нагрева и охлаждения.

В настоящее время в мире применительно к элементам оборудования тепловых электростанций перспективным является разработка теплоустойчивых сталей мартенситного класса с содержанием хрома на уровне 9–12 % и других легирующих элементов, таких как W, Co, B для обеспечения длительной прочности на уровне 100 МПа за 100 000 ч. На рис. 1 приведена номограмма для определения структурных составляющих в хромоникелевых сталях, на которой обозначена область мартенситных сталей с соответствующим содержанием хрома.

Стали такого типа предназначены для использования в энергетических котлоагрегатах при суперсверхкритических параметрах теплоносителя $T \approx 650$ °С, $P = 32,5$ МПа, которые существенно выше по сравнению с достигнутым современным уровнем 600–620°С, 30–31 МПа. Эти стали должны обладать высокой окалиностойкостью и низкой склонностью к межкристаллитной коррозии (сенсублизации). Элементы оборудования и трубопроводы, изготовленные из таких сталей, должны соединяться по технологии сварки с образованием надежных неразъемных соединений.

Одним из таких элементов оборудования современных теплоэлектростанций являются толстостенные трубопроводы с характерным размером $\varnothing 300 \times 60$ мм, которые соединяются сварными многопроходными кольцевыми швами. В случае применения 12 % хромистой теплоустойчивой

стали существует опасность холодного растрескивания (замедленного разрушения) в зоне сварных соединений в связи с образованием в ЗТВ неотпущенных закалочных микроструктур (мартенсита) и высоких остаточных растягивающих напряжений. Также стали этого класса при длительной эксплуатации при высоких температурах характеризуются склонностью к образованию трещин IV типа.

В соответствии с планами работ по Европейскому проекту 7-й Рамочной программы, направленного на разработку новой 12 % хромистой теплоустойчивой стали с микродисперсным упрочнением Z-фазой, была выполнена сварка исследова-

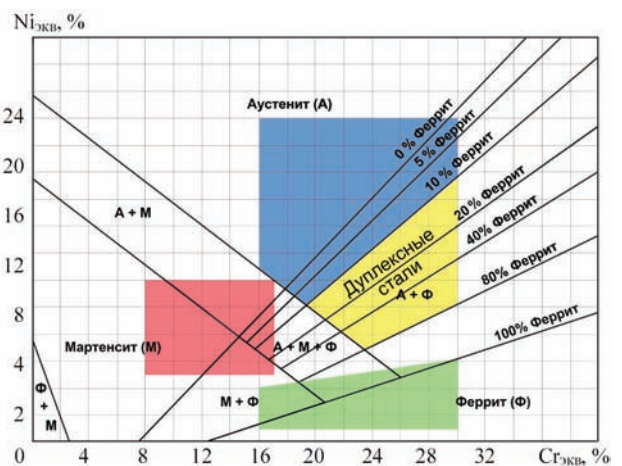


Рис. 1. Номограмма для определения структурных составляющих в хромоникелевых сталях ($Ni_{экв} = Ni + 30 C + 0,5 Mn$; $Cr_{экв} = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Ni$) [1]

Химический состав основного металла и сварочной проволоки

Марка основного металла и сварочной проволоки	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W	Co	N	Nb
ZL3	0,06	0,31	0,21	12,1	–	0,19	–	2,47	3,5	0,049	–
Thermanit MTS616	0,11	0,18	0,53	8,7	0,42	0,50	0,19	1,71	–	0,05	0,07

тельского образца кольцевого соединения (рис. 2). При подготовке к сварке провели математическое моделирование тепловых и термомеханических процессов при многопроходной сварке такого образца с учетом разработанной специалистами ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технологии.

В таблице дан химический состав опытной плавки новой теплоустойчивой 12 % хромистой стали, предназначенной для изготовления элементов оборудования, работающего в суперсверхкритических режимах теплоносителя.

Для выполнения экспериментальной сварки такого соединения был изготовлен тестовый образец (рис. 3) с фрезерованной кольцевой разделкой не на всю толщину стенки, чтобы исключить проблемы, связанные с выполнением корневого шва. Сварка выполнялась под флюсом марки SFT6

проволокой Thermanit MTS616 диаметром 3,2 мм. Перед сваркой был выполнен предварительный подогрев до 180 °С. Температура между проходами была в диапазоне от 250 до 300 °С. Параметры режима сварки были следующие: $I_{св} = 300$ А, $U_{д} = 27$ В, $V_{св} = 18$ м/ч. Послесварочный нагрев составил 200 °С/мин в течении 3 ч.

Для моделирования температурных циклов, объемной доли микроструктурных фазовых составляющих, временных и остаточных напряжений в многопроходном сварном соединении применялись конечно-элементная модель объемного источника нагрева и методы неизотермического деформирования материала, ассоциированные с условием текучести Мизеса. Моделирование основано на отслеживании кинетики формирования и развития пластических деформаций и напряже-

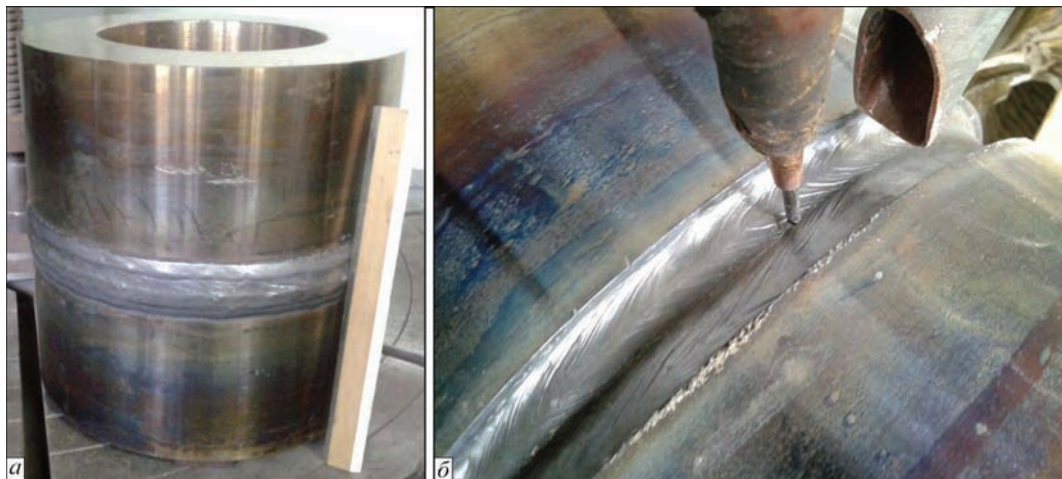


Рис. 2. Сварное многопроходное кольцевое соединение (а — сварной образец, б — сварка кольцевого шва)

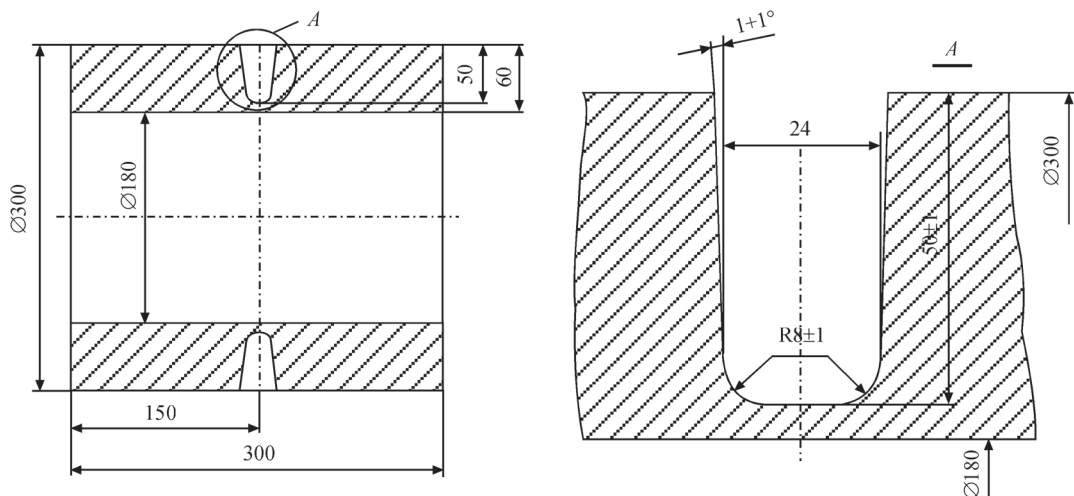


Рис. 3. Схема тестового сварного образца

ний в сварном соединении при нагреве и охлаждении каждого прохода шва. Учитывались микроструктурные фазовые преобразования в зоне плавления и ЗТВ, которые вызывают объемные эффекты и влияют на физико-механические свойства материала. Особенность микроструктурных фазовых изменений сталей этого класса — образование мартенсита в широком диапазоне скоростей охлаждения температурного сварочного цикла (рис. 4).

Условия образования и распада аустенита при сварочном цикле нагрева хромистых сталей мартенситного класса можно описать в следующем виде:

$$\begin{aligned} &\text{если } T > A_{C3}, \text{ то } V_a = 1, V_m = 0; \\ &\text{если } T < A_{C3} \text{ и } \left(\frac{\partial T}{\partial t} < 0\right), \\ &\text{то } V_j = V_j(T, t), \quad j = a, m; \end{aligned} \quad (1)$$

$$V_m(T) = 1 - \exp\left\{3 \frac{T_s^{(m)} - T}{T_s^{(m)} - T_e^{(m)}}\right\};$$

$$V_a(T) = 1 - V_m(T), \quad \sum_j V_j(t) \equiv 1,$$

где T — текущая температура в конечном элементе; A_{C3} — температура распада аустенита, символ $j = a$ соответствует аустениту; $j = m$ — мартенситу; $V_j(T, t)$ — относительное содержание j -й ми-

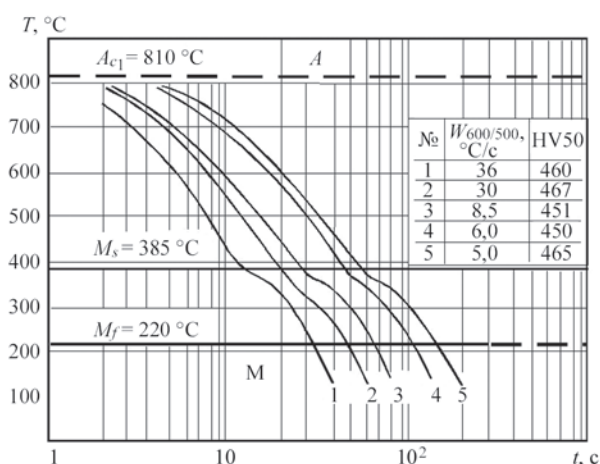


Рис. 4. Диаграмма анизотропического распада аустенита для стали P91 (X10CrMoVNb91) [2]

кросструктурной фазовой составляющей; $T_s^{(m)}$ — температура начала мартенситного превращения; $T_e^{(m)}$ — температура конца мартенситного превращения определяются по диаграмме анизотропического распада аустенита стали соответствующего химического состава (например, рис. 4).

Допущение быстродвижущегося источника сварочного нагрева и гипотеза «плоской деформации» позволили провести моделирование в двухмерной осесимметричной постановке [3–5],

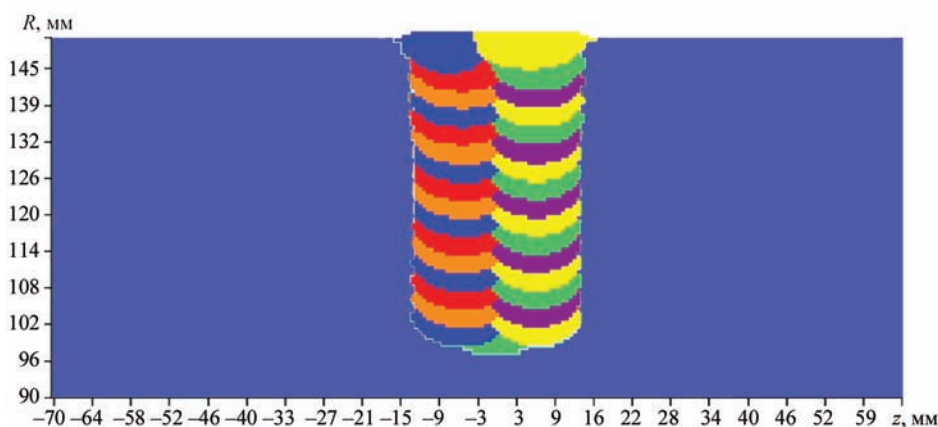


Рис. 5. Расположение проходов при сварке кольцевого соединения (всего 33 прохода)

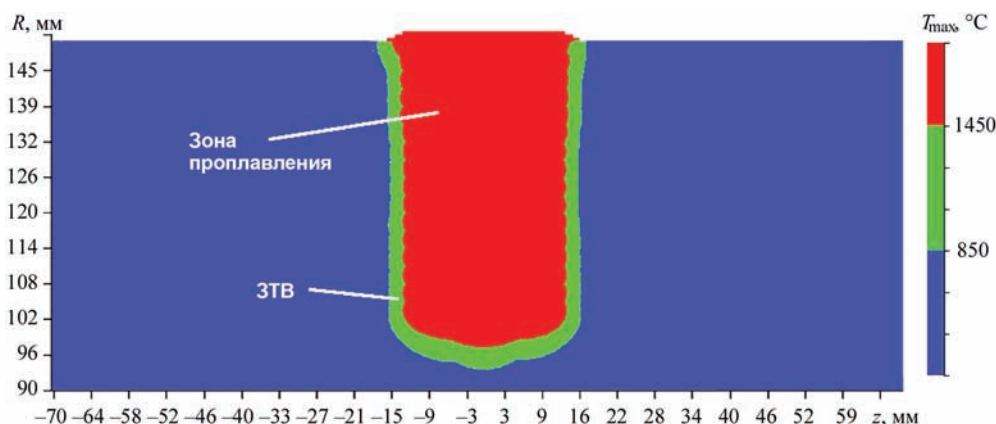


Рис. 6. Распределение максимальных температур в зоне кольцевого сварного соединения

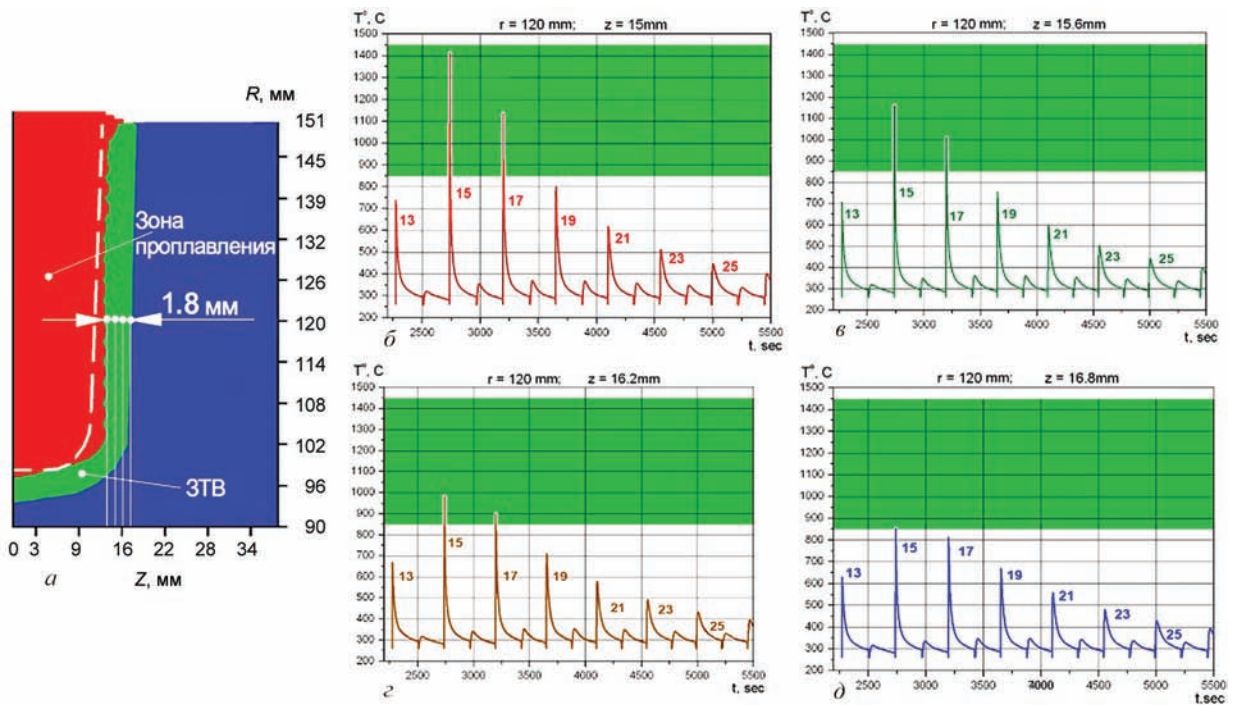


Рис. 7. Расположение заданных точек в ЗТВ при $R = 120$ мм (а) и термоциклы в этих точках (б — $Z = 15,0$ мм; в — $15,6$ мм; з — $16,2$ мм; д — $16,8$ мм)

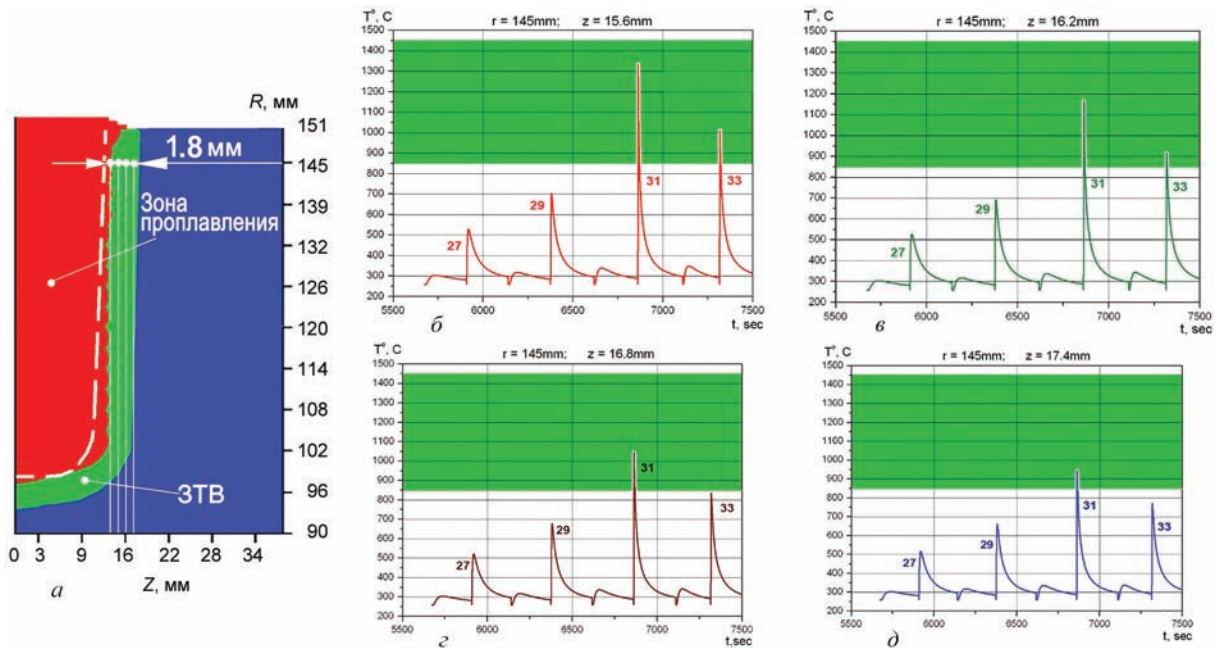


Рис. 8. Расположение заданных точек в ЗТВ при $R = 145$ мм (а) и термоциклы в этих точках (б — $Z = 15,0$ мм; в — $15,6$ мм; з — $16,2$ мм; д — $16,8$ мм)

существенно сократив время на расчет. Для обеспечения необходимой точности размер сетки конечных элементов в области сварного соединения соответствовал $h = 0,5$ мм.

При проведении математического моделирования эффективный коэффициент сварочного источника нагрева для процесса сварки под флюсом был выбран на уровне $\eta = 0,75$ из условия корреляции размеров зоны проплавления за один проход с экспериментальными сварочными пробами.

Коэффициент наплавки для сварочной проволоки Thermanit MTS616 диаметром 3,2 мм в соответствии с данными изготовителя был назначен равным $\alpha = 12$ г/(А·ч).

На рис. 5 показан результат моделирования заполнения разделки при многопроходной сварке. По результатам моделирования максимальных температурных распределений построены зона проплавления и ЗТВ сварного соединения (рис. 6). Ширина ЗТВ не превышает 1,8 мм.

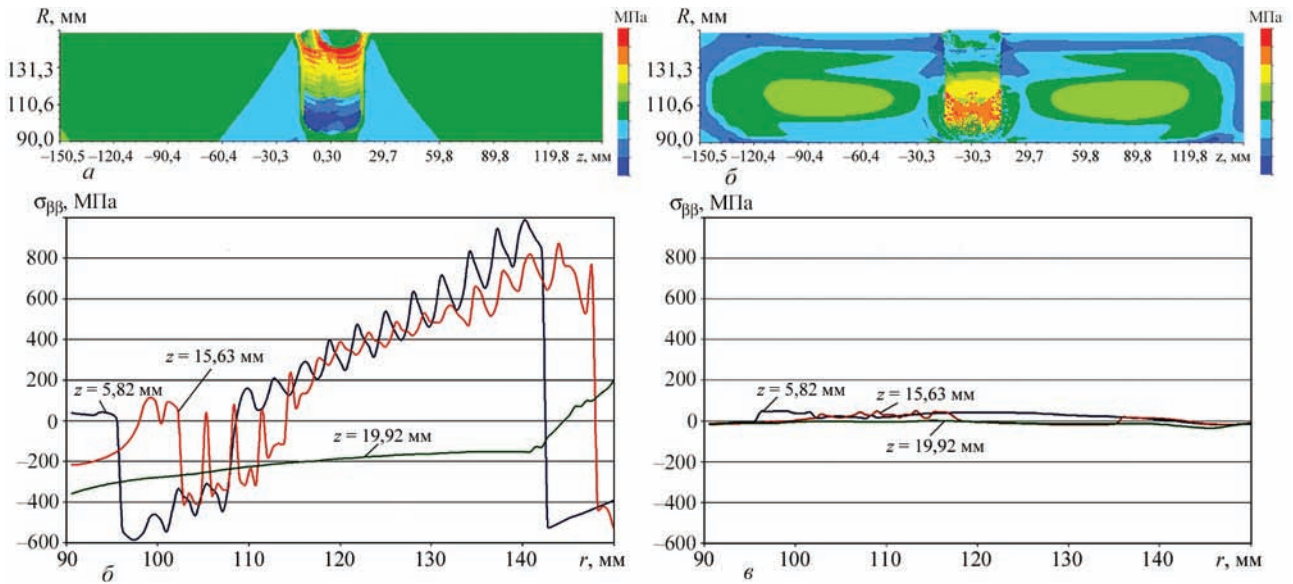


Рис. 9. Распределение окружных остаточных напряжений в поперечном сечении сварного кольцевого соединения и по толщине: *a, б* — после сварки (–780...1000 МПа); *в, г* — после термообработки при 760 °С в течение 4 ч (–40...70 МПа)

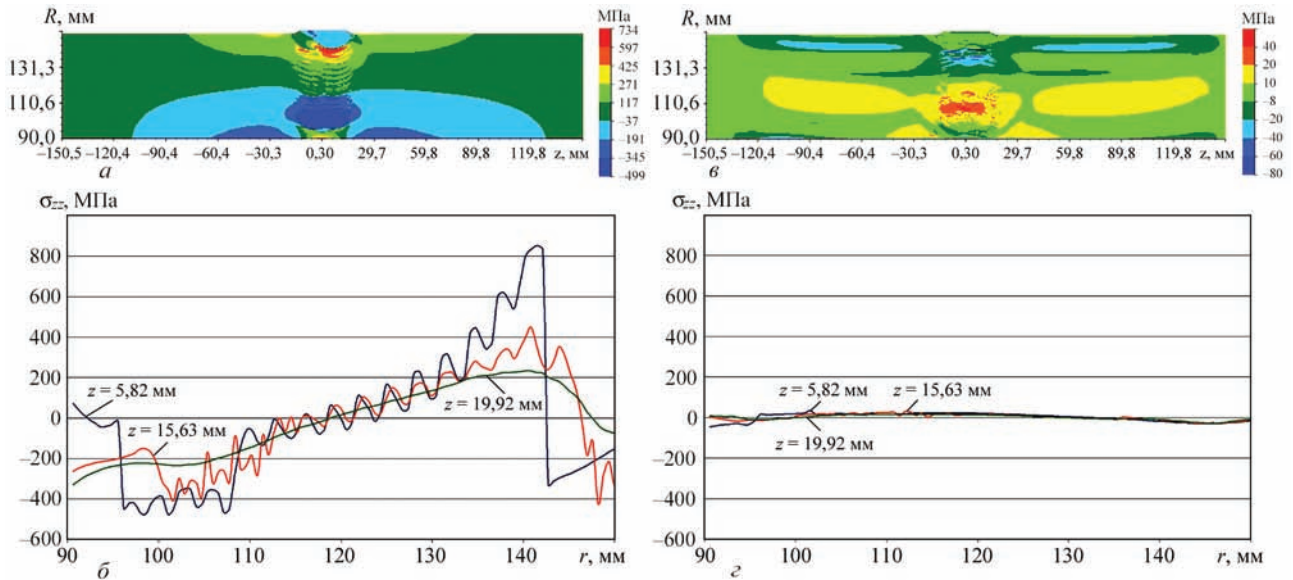


Рис. 10. Распределение осевых остаточных напряжений в поперечном сечении сварного кольцевого соединения и по толщине: *a, б* — после сварки (–500...730 МПа); *в, г* — после термообработки при 760 °С в течение 4 ч (–80...65 МПа)

На различных расстояниях от оси симметрии толстостенного кольцевого образца: $R = 120$ мм и $R = 145$ мм (рис. 7 и рис. 8) были определены термические циклы в четырех заданных точках ЗТВ ($z = 15,0; 15,6; 16,2; 16,8$ мм). Видно, что материал ЗТВ при заданных режимах и последовательности многопроходной сварки подвергается многократному нагреву выше температуры $A_{C3} = 850^\circ\text{C}$.

Также были определены остаточные напряжения в зоне сварного многопроходного шва после сварки и после термообработки по окружной и осевой компоненте (рис. 9 и 10).

Приведенные остаточные напряжения имеют достаточно неравномерный характер распределения из-за неодновременности выполнения сварочных проходов и возникновения мартенситного

превращения в широком диапазоне скоростей охлаждения в металле новом 12 % хромистой стали и мартенситном сварочном материале.

Распределение окружной компоненты остаточных напряжений (рис. 9, *а, б*) после сварки характеризуется высоким уровнем остаточных напряжений растяжения до 1000 МПа. Эти высокие растягивающие остаточные напряжения расположены в металле зоны плавления под сварочными проходами сварки, выполненных последними. В области образования трещин IV типа на внешней границе ЗТВ окружные остаточные напряжения ниже, чем 200 МПа (зеленая линия на рис. 9, *а*).

На рис. 10, *а, б* приведенные распределения осевой компоненты остаточных напряжений после сварки. Высокие растягивающие осевые оста-

точные напряжения (до 730 МПа) расположены в металле зоны проплавления. Другая зона высоких растягивающих осевых остаточных напряжений (до 300 МПа) возникает на наружной поверхности вблизи ЗТВ.

Принимая во внимание образование высоких растягивающих остаточных напряжений в зоне сварного шва и мартенситную структуру материала, с целью снижения риска образования холодных трещин, после сварки необходимо провести процедуру послесварочной термообработки по режиму высокого отпуска.

После процедуры отпуска при $T = 760$ °С в течение 4 ч за счет процессов диффузионной пластичности (ползучести) растягивающие остаточные напряжения значительно снижается до 70 МПа (в 10–15 раз). Полученный результат имеет приблизительный уровень, так как параметры функции ползучести для новой 12 % хромистой стали, упрочненной Z-фазой, были определены кривыми релаксации напряжений при испытаниях на одноосное растяжение для стали P91 с содержанием 9 % Cr [6].

Выводы

1. Для моделирования термомеханических процессов при многопроходной сварке опытного образца кольцевого соединения из новой теплоустойчивой 12 % хромистой стали разработана конечно-элементная модель, учитывающая изменения теплофизических свойств материала в процессе сварочного нагрева и охлаждения, а также особенность микроструктурных фазовых изменений сталей этого класса — образование мартенсита в широком диапазоне скоростей охлаждения температурного сварочного цикла.

2. Результаты моделирования тепловых процессов показали, что в случае применения мартенситных хромистых расходных материалов и предложенных специалистами ИЭС режимов сварки многопроходное кольцевое соединение с толщиной стенки 60 мм выполняется более чем за

30 сварочных проходов, при этом материал зоны плавления и ЗТВ подвергается многократному нагреву до высоких температур выше температуры A_{C3} с сопутствующими фазовыми микроструктурными превращениями. Размер ЗТВ (850–1450 °С) составляет приблизительно 1,8 мм.

3. Остаточное напряженное состояние после многопроходной сварки кольцевого шва 12 % хромистой стали с применением мартенситных хромистых расходных материалов характеризуется сложным сочетанием напряжений сжатия и растяжения в зоне плавления и ЗТВ, при этом уровень растягивающих напряжений из-за образования неотпущенной закалочной мартенситной микроструктуры очень высокий (до 1000 МПа и выше). Поэтому для снижения опасности холодного растрескивания (замедленного разрушения) в зоне сварных соединений, а также обеспечения прочности при длительной эксплуатации при высоких температурах (трещины IV типа) проведение предварительного подогрева и послесварочной термической обработки является обязательным. Моделирование термической обработки по режиму высокого отпуска ($T = 760$ °С, 4 ч) показало существенное (в 10–15 раз) снижение уровня остаточных напряжений.

1. *KVA Stainless*. Why Choose Stainless. — 2016. — Режим доступа: www.kvastainless.com/stainless-steel.html
2. *Mannesmann*. CCT diagram for steel X10CrMoVNb91. — Data Sheet 435 R, material 1/4903. — February 1996 Edition.
3. *Investigation of effect of phase transformations on residual stresses in circumferential welding of pipes* / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, G. Ph. Rozyinka et al. // *The Paton Welding Journal*. — 2000. — № 5. — P. 2–7.
4. *Residual stress simulation in welded sections of P91 pipes* / A. H. Yaghi, T. H. Hyde, A. A. Becker et al. // *Journal of Material Processing Technology*. — 2005. — 167. — P. 480–487.
5. *Deng D., Murakawa H.* Prediction of welding residual stress in multi-pass butt-welded modified 9Cr–1Mo steel pipe considering phase transformation effects // *Computational Material Science*. — 2006. — № 37. — P. 209–219.
6. *Finite element simulation of welded P91 steel pipe undergoing post-weld heat treatment* / A. H. Yaghi, T. H. Hyde, A. A. Becker, W. Sun // *Science and Technology of Welding and Joining*. — 2011. — № 3(16). — P. 232–238.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ С УЧЕТОМ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЗОНЕ НАПЛАВКИ ПАТРУБКОВОЙ ЗОНЫ КОРПУСА РЕАКТОРА ВВЭР-1000

О. В. МАХНЕНКО, Е. С. КОСТЕНЕВИЧ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

В настоящей работе разработана математическая модель, описывающая температурные поля и изменение микроструктурного состава в материале патрубковой зоны корпуса реактора ВВЭР-1000 в процессе наплавки антикоррозионного слоя. В основу решения нестационарной задачи теплопроводности положен метод конечных элементов. Для описания теплообмена использованы граничные условия конвективного теплообмена. Моделирование превращения аустенита в феррито-перлит и бейнит произведено на основе параметров диаграммы АРА. Показано, что после наплавки в основном материале образуется микроструктура с преобладающим содержанием бейнита. Наплавленный антикоррозионный слой имеет аустенитную структуру. Разработанные математическая модель и программные средства могут быть применены для прогнозирования напряженно-деформированного состояния и прочности патрубковой зоны корпуса реактора ВВЭР-1000 при различных режимах эксплуатации с учетом технологической наследственности после проведения наплавки.

Атомные энергетические реакторы типа ВВЭР-1000 широко используются в различных странах, в том числе в Украине работает 13 блоков. Корпус такого реактора изготовлен из толстостенных кованных обечаек из стали 15X2НМФА, которые соединяются сварными кольцевыми швами. Внутренняя поверхность наплавлена защитным антикоррозийным слоем из аустенитной стали. Одним из опасных участков корпуса реактора с точки зрения сопротивления хрупкому разрушению является патрубковая зона в случае аварийной ситуации с заливанием через патрубки холодной борированной воды (термошок). При обосновании продления ресурса корпуса реактора необходимо учитывать остаточные напряжения, возникающие в результате технологических операций сварки и наплавки. Распределение остаточных напряжений в металле корпуса, выполненного из высокопрочной низколегированной стали бейнитного класса, зависит от микроструктурного состава и соответственно механических свойств в зоне плавления (ЗП) и термического влияния (ЗТВ).

В работах [1, 2] представлены полученные экспериментально дилатометрические кривые температурных деформаций и механических свойств корпусной стали при характерном сварочном термочикле в ЗП и ЗТВ с учетом структурных превращений и соответствующие результаты расчета остаточных напряжений после проведения сварки и наплавки корпуса реактора без моделирования кинетики структурных превращений. Такой подход упрощает расчетную модель определения напряженно-деформированного состояния (НДС)

при сварке и наплавке, но может приводить к погрешностям из-за усреднения величин температурных деформаций и предела текучести материала в ЗП и ЗТВ.

Цель данной работы — создание математической модели для численного определения микроструктурного фазового состава, механических свойств и объемных эффектов при микроструктурных превращениях, протекающих в низколегированной высокопрочной корпусной стали при наплавке защитного слоя патрубковой зоны корпуса реактора ВВЭР-1000.

Материалом патрубковой зоны корпуса реактора является сталь 15X2НМФА, материал аустенитной наплавки: первый слой — сварочная лента СВ-07X25Н13, второй слой — СВ-04X20Н10Г2Б. Дуговая наплавка осуществлялась лентой шириной 35-50 мм в два слоя общей толщиной 9 мм с предварительным подогревом до 100–150 °С на следующих режимах: сила тока $I = 800–1000$ А, напряжение $U = 32 – 34$ В, скорость наплавки $v_{св} = 2$ мм/с.

Была решена температурная задача с пошаговым прослеживанием во времени в двухмерной постановке при допущении быстродвижущегося источника нагрева и осевой симметрии. Теплофизические свойства основного материала и материала наплавки патрубковой зоны задавались в зависимости от температуры [2, 3].

Погонная энергия наплавки, определенная расчетным путем, составляет $q_n = 80405$ Дж/см. Распределение мощности источника в двухмерной постановке в цилиндрической системе координат описывается зависимостью:

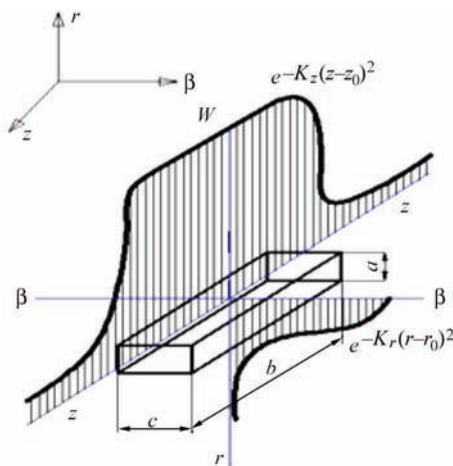


Рис. 1. Распределение тепловой мощности источника в цилиндрической системе координат

$$W(r, z, t) = \frac{2q_n v}{\pi} \sqrt{K_r K_z} \times \exp\{-K_r(D_r)^2 - K_z(D_z)^2\}, \quad (1)$$

$$D_z = z - z_0; \quad D_r = r - r_0,$$

где r, z — координаты (радиальная и осевая) рассматриваемой точки патрубка; r_0, z_0 — координаты центра источника нагрева, изменяющиеся во времени; K_r, K_z — коэффициенты сосредоточенности удельного теплового потока; t — текущее время.

Мощность источника распределена как для поверхностного полосового источника, имитирующего дугу при наплавке ленточным электродом. При этом использовались следующие дополнительные условия:

$$\text{если } \left(z_0 - \frac{b}{2}\right) \leq z \leq \left(z_0 + \frac{b}{2}\right) \rightarrow D_z = z - z_0 = 0;$$

$$\text{если } z > \left(z_0 + \frac{b}{2}\right) \rightarrow D_z = z - z_0 - \frac{b}{2};$$

$$\text{если } z < \left(z_0 - \frac{b}{2}\right) \rightarrow D_z = z - z_0 + \frac{b}{2}.$$

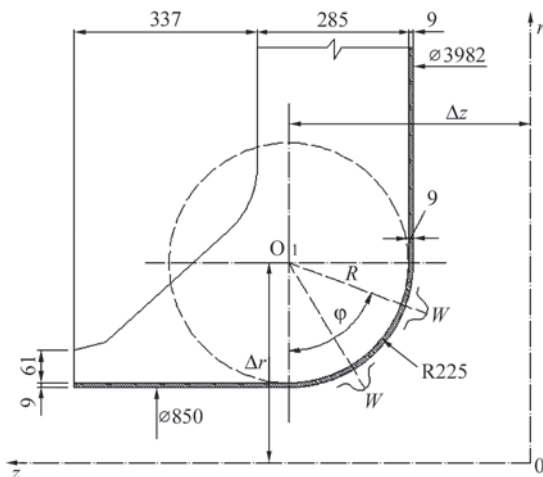


Рис. 2. Траектория движения источника тепла на участке патрубка с радиусным переходом

Коэффициенты сосредоточенности K_r, K_z удельного теплового потока связаны с геометрическими размерами источника нагрева и наплавочного валика $a = 4$ мм, $b = 40$ мм (рис. 1).

На участках патрубка с радиусным переходом (рис. 2) траектория движения источника тепла учитывает поворот относительно центра радиусного перехода O_1 , при этом параметры координат центра источника нагрева (r_0, z_0) записываются зависимостью:

$$r_0 = R \cos \varphi + \Delta r, \quad z_0 = R \sin \varphi + \Delta z, \quad (2)$$

где φ — угол поворота источника нагрева, рад.

Положение источника тепла в конкретной точке выражаем через поворот координат относительно центра окружности O_1 :

$$(r - r_0)^* = (r - r_0) \cos \varphi + (z - z_0) \sin \varphi,$$

$$(z - z_0)^* = -(r - r_0) \sin \varphi + (z - z_0) \cos \varphi, \quad (3)$$

$$D_r = (r - r_0)^*; \quad D_z = (z - z_0)^*.$$

Характерными показателями являются размеры поперечного сечения наплавленного слоя, а также зоны термического влияния. Полученные расчетные данные позволяют оценить уровень максимальных температур (рис. 3), которые возникают в металле в процессе наплавки, и скорость охлаждения различных участков патрубковой зоны.

При нагреве и остывании металла в ЗП и ЗТВ протекают структурные превращения, в процессе которых выделяется скрытая теплота структурных переходов, происходят объемные изменения, обусловленные формированием другой кристаллической решетки, и вследствие этого меняются теплофизические и физико-механические свойства стали.

Существует несколько моделей фазовых превращений, связанные с определением кинетики микроструктурных изменений в ЗП и ЗТВ в процессе нагрева и охлаждения. Так в соответствии с [4] при сварке сталей, склонных к закалке, микроструктурное состояние в любой точке ЗП и ЗТВ определяется в момент времени t величинами $V_j(t)$, где $j = a$ соответствует аустениту, $j = M$ —

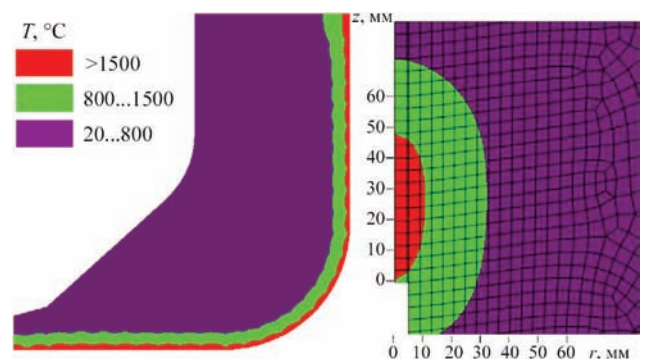


Рис. 3. Зона плавления и зона термического влияния при наплавке патрубковой зоны

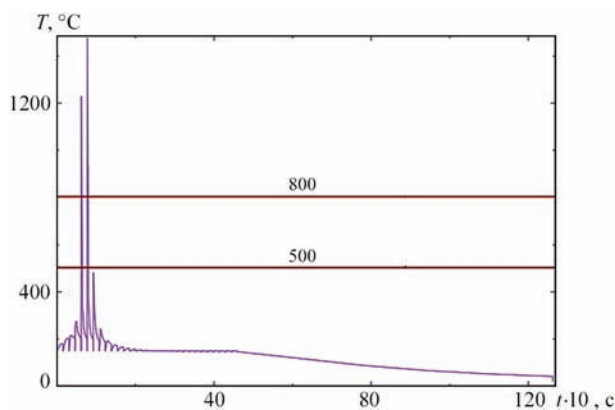


Рис. 4. Термический цикл в выбранной точке ЗТВ после первого слоя наплавки

мартенситу, $j = \Phi$ — ферриту, $j = Б$ — бейниту, $j = \Phi\Pi$ — феррито-перлитной смеси. При этом $\sum_j V_j(t) = 1$.

j Параметрические уравнения для расчета массовой доли каждой фазы (мартенсит, бейнит, феррито-перлит, аустенит) в конечной микроструктуре после охлаждения зависят от $\Delta t_{8/5}$ — времени (с) охлаждения от температуры 800 до 500 °С:

$$V_M^{\max} = 0,5 \left[1 - \operatorname{erf} \frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_M^{50}}{\sqrt{2} \ln S_M} \right]; \quad (4)$$

$$V_{\Phi\Pi}^{\max} = 0,5 \left[1 + \operatorname{erf} \frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_{\Phi\Pi}^{50}}{\sqrt{2} \ln S_{\Phi\Pi}} \right]; \quad (5)$$

$$V_B^{\max} = [1 - V_M^{\max} - V_{\Phi\Pi}^{\max}]. \quad (6)$$

$\Delta t_{8/5}$ — время (с) охлаждения от температуры 800 до 500 °С (рис. 4).

Величины $\Delta t_M^{50}, \Delta t_{\Phi\Pi}^{50}, S_M, S_{\Phi\Pi}$ определяются в зависимости от химического состава стали.

Кинетика изменения величины $V_j(T)$ в интервале температур от $T_s^{(j)}$ — начало появления j -ой фазы к $T_e^{(j)}$ — конец появления j -ой фазы при распаде аустенита определяется на основе соотношения:

$$V_j(T) = V_j^{\max} \left[1 - \exp \left(a_j \frac{T_s^{(j)} - T}{T_s^{(j)} - T_e^{(j)}} \right) \right], \quad (7)$$

$$a_j \approx -3, (j = М, \Phi\Pi, Б);$$

$$V(T) = 1 - \sum_{М-\Phi\Pi-Б} V(T), \quad (8)$$

где $V_A(T)$ — содержание остаточного аустенита при температуре T .

Начальная структура материала корпусной стали перед процессом аустенизации принимается: $V_A = 0, V_B = 0,8, V_{\Phi\Pi} = 0,2, V_M = 0$. Полученные в процессе расчета нестационарные температурные поля и времена $\Delta t_{8/5}$ дали возможность прогнозировать структурный состав материала в трубковой зоне корпуса после наплавки.

При заданных режимах наплавки и предварительного подогрева (100–150 °С) полученные ско-

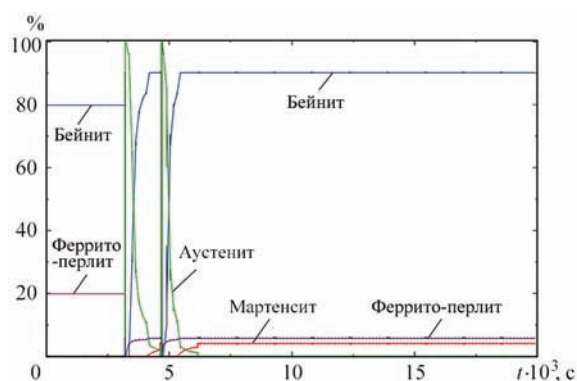


Рис. 5. Кинетика фазовых превращений в выбранной точке ЗТВ после первого слоя наплавки

рости охлаждения металла в зоне наплавочных валиков способствуют образованию в основном бейнита (рис. 5) после первого слоя наплавки. Суммарная доля мартенсита и феррито-перлита не превышает 10 %.

Расчетные данные относительно фазового состава стали 15Х2НМФА были подтверждены работами [6, 7].

На основе вычисленных металлургических фаз и полей температур в зоне наплавки определяются такие входные данные для решения задачи напряженно-деформированного состояния трубковой зоны, как объемные эффекты и механические свойства.

Предел текучести материала при температуре T с учетом микроструктурных изменений рассчитывается в виде:

$$\sigma_T(T) = \sum_j \sigma_j(T) V_j(T), (j = М, \Phi\Pi, Б). \quad (9)$$

Полученная по результатам расчета величина предела текучести (рис. 6) является различной: для участков ЗП и ЗТВ — 600–650 МПа, для основного металла за пределами ЗТВ, где не происходило структурных превращений — 570–590 МПа.

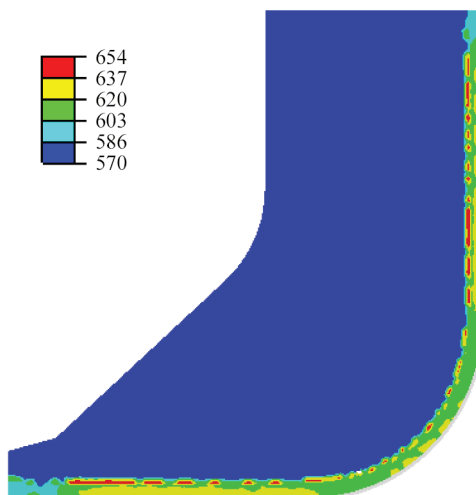


Рис. 6. Предел текучести σ_y , МПа в основном материале после первого слоя наплавки

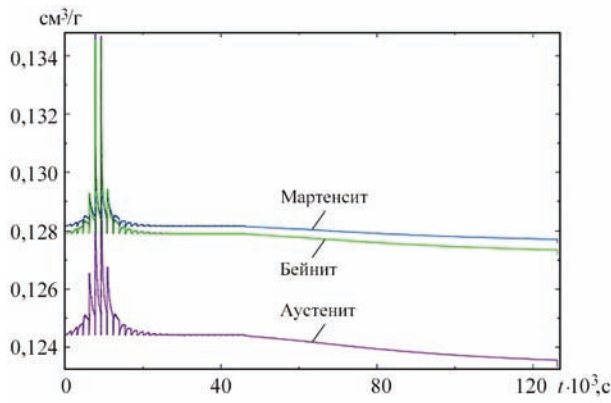


Рис. 7. Изменение удельных плотностей микроструктур в зависимости от температурного цикла

В результате процесса дуговой наплавки аустенитного защитного слоя предел текучести основного материала в ЗП и ЗТВ повысился за счет образования мартенсита и увеличения относительного содержания бейнита, что повлияет на механические свойства материала и соответственно на уровень остаточных напряжений при расчете напряженно-деформированного состояния патрубковой зоны.

Для учета влияния микроструктурных фазовых составляющих на объемные изменения используются эмпирические зависимости для удельных плотностей при соответствующей температуре для каждой микроструктуры [8]:

$$\begin{aligned} \gamma_A &\approx 0,12282 + 8,56 \cdot 10^{-6} T + 2,15 \cdot 10^{-3} \text{ C, cm}^3 / \text{г}, \\ \gamma_M &\approx 0,12708 + 4,448 \cdot 10^{-6} T + 2,79 \cdot 10^{-3} \text{ C, cm}^3 / \text{г}, \\ \gamma_{\text{ФП-Б}} &\approx 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6} T, \text{ cm}^3 / \text{г}, \end{aligned} \quad (10)$$

C — содержание углерода, %; γ_j — удельная плотность j -й микроструктуры.

Относительное изменение объема вычисляется с помощью следующего алгоритма [4]:

$$\Delta \varphi = \frac{\sum V_j(T, t) \gamma_j(T) - \sum V_j(T_0) \gamma_j(T_0)}{\sum V_j(T_0) \gamma_j(T_0)}. \quad (11)$$

Из этих данных видно, что самая существенная разница между удельными объемами имеет место при превращении аустенита в мартенсит в области низких температур. Превращение аустенита в феррит или бейнит при температуре ≈ 800 °C не сопровождается заметным скачком разницы удельных объемов.

Выводы

Представленная модель распределения мощности движущегося источника нагрева, реализованная в сочетании с методом конечных элементов, позволила провести численное моделирование кинети-

ки температур, микроструктурных фазовых превращений, распределения механических свойств (предела текучести) высокопрочной низколегированной стали 15X2НМФА и величины объемных эффектов в зоне дуговой наплавки защитного антикоррозионного слоя патрубковой зоны корпуса реактора ВВЭР-1000.

Показано, что после наплавки в ЗП и ЗТВ образуется в основном бейнитная микроструктура, близкая к начальному микроструктурному фазовому составу основного материала, но с характерной неравномерностью включения феррита и мартенсита из-за неодновременности выполнения наплавочных валиков, что приводит к неоднородности механических свойств. Разработанная математическая модель разработана для численного определения величины прироста температурных деформаций с учетом составляющей от фазовых микроструктурных превращений, и как следствие, для прогнозирования напряженно-деформированного состояния при наплавке патрубковой зоны.

1. Марголин Б. З., Варовин А. Я., Костылев В. И. Определение остаточных напряжений в корпусах реакторов ВВЭР после многопроходной сварки, наплавки и высокотемпературного отпуска // Автоматическая сварка. — 2005. — № 10. — С. 16–22.
2. Kostylev V. I., Margolin B. Z. Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels // International Journal of Pressure Vessels and Piping. — 2000. — № 77.
3. Марочник сталей и сплавов / под общ. ред. А. С. Зубченко. 2-е изд., доп. и испр. — М.: Машиностроение, 2003. — 784 с.
4. Numerical methods for the prediction of welding stress and distortions / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok et al. // Welding and Surfacing Reviews. — 1999. — V. 13, Part 1. — 146 p.
5. Зайцфарт П., Касаткин О. Г. Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей // Сборник трудов международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». — К.: ИЭС им. Е. О. Патона, 2002. — С. 103–106.
6. Гурович Б. А., Кулешова Е. А., Федотова С. В. Влияние химического состава и структурных параметров сталей корпусов реакторов ВВЭР на склонность к охрупчиванию, обусловленному образованием зернограницных сегрегаций, в том числе, в условиях, характерных для длительной эксплуатации энергетических установок. — М.: ИНЦ «Курчатовский институт».
7. Гурович Б. А., Кулешова Е. А., Федотова С. В. Структурные исследования сталей корпусов реакторов для нового поколения реакторов типа ВВЭР. — М.: ИНЦ «Курчатовский институт», Подольск: ОКБ «Гидропресс».
8. Юрьев С. Ф. Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. — М.: Металлургиздат, 1950. — 150 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МАЛОГО ТРЕХМЕРНОГО ОБРАЗЦА ПРИ ЕГО ПОСЛОЙНОМ ФОРМИРОВАНИИ НА ОБОРУДОВАНИИ xBeam 3D Metal Printer

О. В. МАХНЕНКО¹, А. С. МИЛЕНИН¹, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО¹, Г. Ф. РОЗЫНКА¹,
Н. И. ПИВТОРАК¹, Д. С. ГАВРИЛОВ¹, Д. В. КОВАЛЬЧУК²

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

²ПрАТ «НВО «Червона Хвиля», Киев

В настоящее время аддитивные технологии в производстве титановых конструктивных элементов со сложной геометрией являются перспективной альтернативой традиционному производству, в первую очередь для аэрокосмической промышленности и медицины [1–9]. Это обусловлено тем, что стоимость переплава отходов из титановых сплавов в результате фрезерования средних и крупных деталей, зачастую выше, чем затраты при послойном формировании такого типа объектов, а для малоразмерных деталей повышается оперативность изготовления единичных экземпляров по индивидуальным заказам.

Существует несколько различных подходов получения металлических конструкций на основе принципа послойного формирования объекта. Эти подходы отличаются по типам расходных материалов и используемым источникам нагрева. По типам используемых расходных материалов эти подходы можно разделить на две основные группы: спекание или сплавление металлических порошков [1, 2, 5–10] и наплавка с подачей расходных материалов (присадочных проволок и т.п.) [1, 4, 11–13].

Методы, использующие порошковые расходные материалы, позволяют получать сложные геометрические объекты с очень высокой точностью выполнения, в частности для получения трехмерных пористых конструкций [1–3, 5–8, 10, 14–17]. Такого типа конструкции с успехом используются в медицине в качестве имплантатов [7, 9, 13, 18]. При этом скорость нанесения крайне низка, что ограничивает использование данных технологий для средне- и крупногабаритных конструкций.

Скорость нанесения, при использовании технологий на основе присадочных проволок, значительно выше, в большинстве случаев на порядок.

Кроме того, в таких подходах эффективность использования расходных материалов также существенно выше и может достигать 100 % [1].

В качестве источников нагрева в подходах, использующих присадочные проволоки, выступают лазер, электронный луч или электрическая дуга. Подходы на основе лазерных технологий наиболее популярны в настоящее время из-за их точности [1, 4, 12, 19], тем не менее, их энергетическая эффективность мала (2–5 %) [1, 4]. Электронно-лучевая наплавка обладает большим КПД, но требует высокого вакуума. Как показывают результаты исследований структуры металла, электронно-лучевая наплавка позволяет получать детали сложной формы с однородной структурой металла наплавленных слоев, аналогичной структуре основного материала (подложки) [26]. По этой причине данная методика наиболее перспективна в аэрокосмической промышленности [3, 4]. Энергетическая эффективность дуговых процессов является наибольшей по сравнению с лазерными и электронно-лучевыми технологиями.

Основным недостатком подходов, использующих наплавку металлической проволокой, является возникновение значительных остаточных напряжений и деформаций [13]. Высокие остаточные напряжения могут существенно снижать эксплуатационные характеристики полученных компонентов, особенно их долговечность при циклических нагрузках, а остаточные деформации могут приводить к недопустимому искажению формы и отбраковке заготовок деталей.

Оптимизация аддитивных технологий наплавки на основе применения математического моделирования с целью снижения объема экспериментальных исследований требует значительных

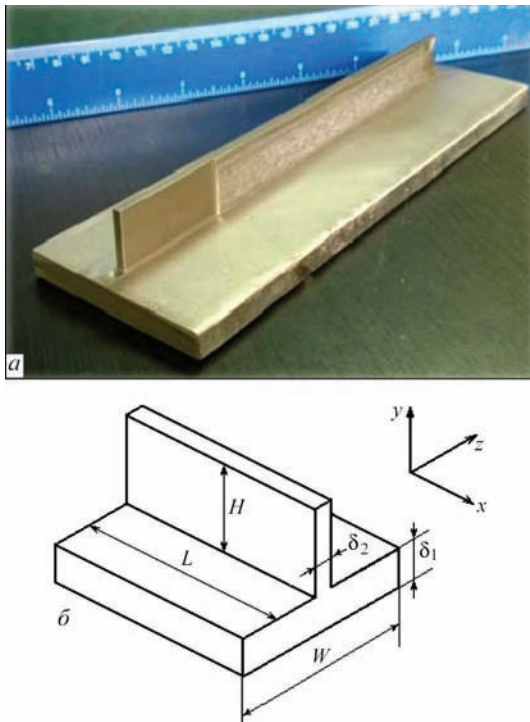


Рис. 1. Внешний вид (а) и схема (б) изделия таврового профиля из титанового сплава, получаемого путем электронно-лучевого многослойного формирования

компьютерных и временных затрат [11, 15]. Тем не менее, выбор оптимальных параметров наплавки на основе компьютерного прогнозирования является наиболее перспективным и в настоящее время это направление бурно развивается.

Технологическая схема ЕВМВ процесса многослойного формирования трехмерных образцов. В статье представлены результаты исследовательской работы по изучению характерных особенностей процесса электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printing (сокращенно xBeam) деталей сложной формы на примере модельных образцов небольшого размера. Технологическая схема xBeam на примере многослойного формирования характерного изделия таврового профиля (рис. 1) представлена

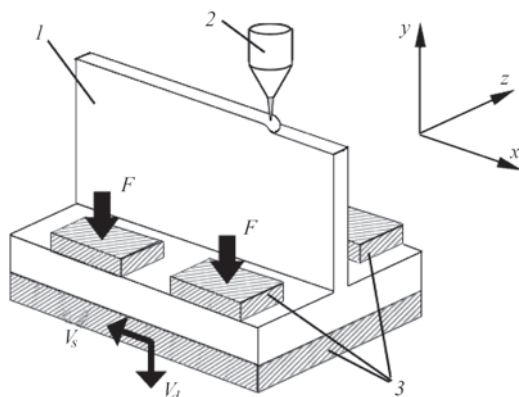


Рис. 2. Технологическая схема процесса электронно-лучевого многослойного формирования образцов таврового сечения: 1 — формируемое изделие; 2 — модуль нагрева и подачи проволоки; 3 — силовая технологическая оснастка

на рис. 2. Процесс проходит в условиях среднего вакуума (в диапазоне 10^{-2} мбар), что с одной стороны позволяет избежать загрязнения металла примесями внедрения в случае высокого сродства с кислородом и/или азотом, а с другой стороны обеспечивает достаточную фокусировку электронного луча. Подложка формируемого изделия (в рассматриваемом случае, это полка таврового профиля) помещается в силовую оснастку, которая прижимает ее к подвижной платформе усилием F , перемещает относительно неподвижного источника нагрева с заданной скоростью V_s в плоскости пластины и периодически, по мере наплавки каждого валика, в перпендикулярном направлении со скоростью V_d .

Источник наплавочного нагрева представляет собой составной комплекс систем генерирования электронного луча в форме полого конуса, сходящегося максимально близко к поверхности формируемой конструкции и подачи присадочной проволоки (рис. 3, а). Это позволяет реализовать эффективное и достаточно равномерное расплавление присадочной проволоки без существенного ее перегрева, а также создавать ванну расплава на подложке или нанесенном ранее слое для быстрого растекания жидкого присадочного материала по поверхности. Экспериментально определенное распределение потока энергии в таком электронном луче представлено на рис. 3, б.

Как показали экспериментальные пробы, изделие в результате послойной наплавки получило определенную остаточную изгибную деформацию в продольном направлении в результате образования сварочной усадки металла в области наплавки. Кроме того, торцевые области характеризуются нерегулярной структурой стенки профиля в результате неравномерности нагрева при наплавке. Одним из преимуществ используемой схемы xBeam является возможность программного контроля тепловложения при наплавке, что дает широкие возможности оптимизации технологи-

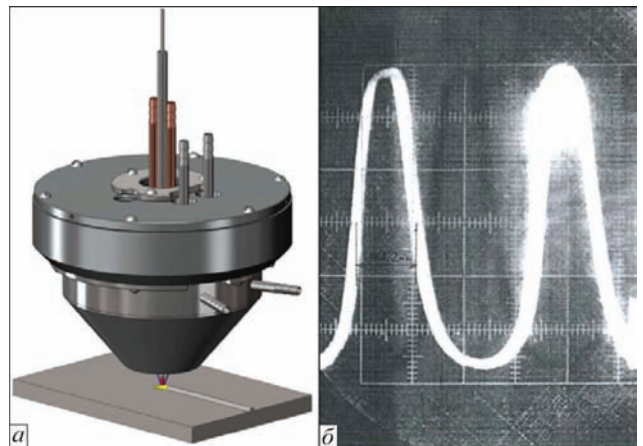


Рис. 3. Схема модуля электронно-лучевого нагрева (а) и экспериментально определенное распределение плотности потока энергии в электронном луче (б)

ческих параметров рассматриваемого процесса. Также, эффективным методом оптимизации указанного процесса является варьирование времени задержки между наплавкой каждого из валиков, а также рациональный выбор способа и степени предварительного подогрева.

Методика исследований. С целью предварительного анализа кинетики состояния образца таврового профиля из титанового сплава был реализован комплекс средств математического и компьютерного моделирования на основе программного пакета WeldPrediction, разработанного в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины для прогнозирования физико-механических процессов в сварке и родственных технологиях [20–22]. Решение задач теплопроводности, напряженно-деформированного состояния металла в процессе предварительного подогрева, последующей наплавки вплоть до остывания изделия и снятия технологической оснастки производилось на совместных прямоугольных сетках разбиения. На каждом этапе прослеживания состояния металла менялась форма изделия в соответствии со скоростью наплавки и геометрией формирующихся при этом валиков. Кинетика температурного поля для рассматриваемого случая носит существенно трехмерный характер, при этом наплавляемая стенка достаточно тонкая, чтобы естественные процессы теплопереноса эффективно перераспределяли тепло в поперечном сечении, а состояние полки таврового профиля характеризуется относительно невысокими температурами и температурными градиентами. Поэтому целесообразным является решение задач нестационарной термопластичности производить в двухмерной постановке путем усреднения поля температур по толщине. Это позволяет не только изучить развитие состояния исследуемого изделия с достаточной точностью и достоверностью, но и снизить ресурсоемкость численных исследований.

Так, для численного анализа кинетики температурного поля $T(x, y, z)$ от времени t при ЕВМВ изделия, показанного на рис. 1, использовалось конечно-разностное решение трехмерного нестационарного уравнения теплопроводности:

$$c\gamma(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla[\lambda(T)\nabla T], \quad (1)$$

где $c\gamma$, λ — удельная теплоемкость и теплопроводность материала, соответственно.

Граничные условия, необходимые для решения задачи (1), зависят от природы стока тепла с поверхности изделия. Так, в области контакта с технологической оснасткой сток тепла может быть описан законом Ньютона, тогда как на свободной поверхности характеризуется тепловым излучением (закон Стефана–Больцмана) с дополнительным

вложением энергии с наплавляемого торца изделия в случае расположения там источника нагрева. Таким образом, граничные условия для решения задачи теплопроводности в рассматриваемом случае имеют следующее математическое выражение:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} \alpha_T(T - T_C), & \text{в области контакта с оснасткой} \\ \varepsilon\sigma_{SF}(T^4 - T_C^4) - q, & \text{на свободных поверхностях,} \end{cases} \quad (2)$$

где n — нормаль к поверхности; α_T — коэффициент теплоотдачи; T_C — температура окружающей среды; ε — степень черноты материала; σ_{SF} — константа Стефана–Больцмана; q — поток энергии электронно-лучевого нагрева.

Связь между компонентами тензоров напряжений и деформаций может быть сформулирована на основе обобщенного закона Гука с учетом температурных объемных изменений и ассоциированного закона пластического течения [23–24]:

$$\begin{cases} \Delta\varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m) + \delta_{ij}(K\sigma_m + \Delta\varepsilon_T) - b_{ij} \\ b_{ij} = \frac{1}{2G}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m)^* + (K\sigma_m)^* \end{cases} \quad (3)$$

$(i, j) = (x, y, z),$

где $K = \frac{1-2\nu}{E}$; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$; $\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$; $\Delta\varepsilon_T$ — приращение деформаций, обусловленное термическим расширением металла; ψ — функция состояния материала, определяемая условием текучести, а именно

$$\psi = \begin{cases} \frac{1}{2G}, & \text{если } \sigma_i < \sigma_T(T), \\ \psi > \frac{1}{2G}, & \text{если } \sigma_i = \sigma_T(T), \end{cases} \quad (4)$$

$\sigma_i > \sigma_T(T)$ состояние недопустимо,

где

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

Пластические деформации определяются из уравнения

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \left(\psi - \frac{1}{2G}\right)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m), \quad (i, j = x, y, z). \quad (5)$$

Реализация условий (4) производится на каждом шаге прослеживания, при этом на каждой итерации по ψ напряжения σ_{ij} представляются из (5) в виде

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = \frac{1}{\psi} \left(\Delta\varepsilon_{ij} + \delta_{ij} \frac{\psi - K}{K} \Delta\varepsilon \right) + J_{ij} \\ J_{ij} = \frac{(b_{ij} - \delta_{ij}b) + \delta_{ij} \left(K\sigma^* - \frac{\Delta\varepsilon_T}{K} \right)}{\psi} \end{cases} \quad (6)$$

Таблица 1. Технологические параметры процесса многослойного формирования лабораторного образца из титанового сплава

Параметр	Значения	Примечания
Расходный материал	Титановый пруток диаметром 1,6 мм	Титан марки BT1-0
Материал подложки	Титановая плита 8×30×70 мм	Титан марки BT1-0
Рабочий газ	Гелий	
Вакуум	5·10 ⁻¹ Па	После начала подачи газа вакуум снизился до 1 Па
Ускоряющее напряжение	15 кВ	
Ток электронного луча	300 мА	
Мощность электронного луча	4,5 кВт	
Скорость подачи расходного материала	14 мм/с	
Скорость перемещения подложки по оси X	14 мм/с	
Смещение по оси Y перед каждым новым циклом осадки	0,5 мм	
Количество наплавленных слоев	37	

где

$$\Delta \varepsilon = \frac{\Delta \varepsilon_{xx} + \Delta \varepsilon_{yy} + \Delta \varepsilon_{zz}}{3}, \quad b = \frac{b_{xx} + b_{yy} + b_{zz}}{3}.$$

Связь между тензором $\Delta \varepsilon_{ij}$ и вектором приращений перемещений ΔU_i представляется в виде

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \frac{\Delta U_{i,j} + \Delta U_{j,i}}{2}, \quad (7)$$

где запятая соответствует дифференцированию, т.е. в декартовой системе координат $\{x, y, z\}$ в предположении малых деформаций $\Delta \varepsilon_{ij} \ll 1,0$.

Разрешающая система алгебраических уравнений относительно вектора приращений перемещений в узлах конечных элементов на каждом шаге прослеживания и итерации по ψ определяется в результате минимизации функционала (вариационный принцип Лагранжа)

$$\Theta_1 = -\frac{1}{2} \sum_V (\sigma_{ij} + J_{ij}) \Delta \varepsilon_{ij} V_{m,n,r} + \sum_{S_p} P_i \Delta U_i \Delta S_p^{m,n,r}, \quad (8)$$

где \sum_V, \sum_{S_p} — оператор суммы по внутренним и поверхностным конечным элементам, соответственно; P_i — силовой вектор внешнего воздействия ($i = x, y, z$).

Таким образом, система уравнений, которая позволяет получить решение относительно приращений вектора перемещений на каждом шаге прослеживания и итерации по ψ для соответствующего конечного элемента, имеет вид:

$$\begin{cases} \frac{\partial \Theta_1}{\partial \Delta U_{m,n,r}} = 0; \\ \frac{\partial \Theta_1}{\partial \Delta V_{m,n,r}} = 0; \\ \frac{\partial \Theta_1}{\partial \Delta W_{m,n,r}} = 0. \end{cases} \quad (9)$$

Решение указанных задач нестационарной термопластичности согласно приведенному математическому описанию производилось путем численного прослеживания упругопластических

деформаций, начиная с этапа предварительного подогрева подложки, наплавки каждого валика вплоть до полного остывания изделия и снятия технологической оснастки, в рамках соответствующего конечно-элементного описания [25].

Результаты моделирования. Рассматриваемый технологический процесс моделировался на основе результатов лабораторных исследований по выплавке таврового изделия из титанового сплава, которое показано на рис. 1. Основные параметры данного технологического цикла приведены в табл. 1. Следует отметить, что некоторые параметры либо не фиксировались, либо являлись трудно измеряемыми, поэтому подбирались в рамках соответствующих верификационно-валидационных процедур.

По результатам решения температурной задачи (рис. 4) видно, что кинетика температурного поля для рассматриваемого случая носит существенно трехмерный характер, при этом в наплавляемой тонкой стенке таврового профиля температура распределена достаточно равномерно в поперечном сечении, а состояние полки характеризуется относительно невысокими температурами градиентами.

Одной из основных задач, которая рассматривалась на данном этапе исследований, было изучение потенциальных возможностей достижения стационарного температурного поля в изделии при наплавке каждого из валиков. Это позволит получить благоприятные условия формирования валиков, а также обеспечить равномерность структурного состояния металла по всему сечению изделия, и, соответственно, гомогенность его физико-механических и эксплуатационных свойств. Как показывают результаты численного моделирования согласно изложенной выше методике, при наплавке валиков не наблюдается значительного перегрева жидкого металла после того, как он попадает на поверхность формируемого изделия, что свидетельствует об эффективном от-

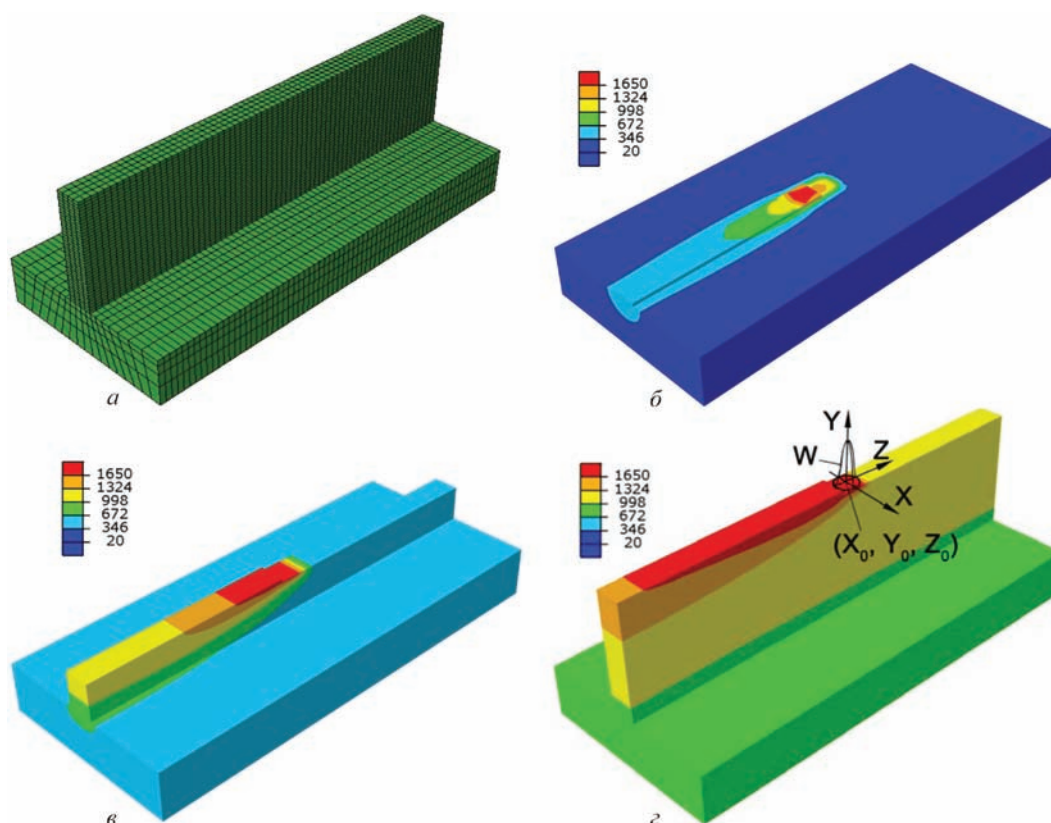


Рис. 4. Конечно-элементная модель (а) и распределение температур в тавровом образце в процессе послойного формирования: б — наплавка 1-го валика; в — наплавка 12-го валика; з — наплавка 37-го валика и схема модели распределенного источника нагрева

воде тепла в металл и окружающую среду. Это позволяет получать достаточный прогрев металла для формирования сплавления валиков и избежать перегрева и чрезмерной текучести жидкого металла.

Характерной особенностью распределения максимальных температур в области сплавления является локально более низкие температуры в начале валика и небольшой перегрев в конце. Это может быть компенсировано, в частности, переменной по длине мощностью электронно-лучевого источника нагрева. Для примера, было рассмотрено три режима наплавки валиков (табл. 2): базовый режим (1) и режимы избыточной мощности вначале наплавки и сниженной в конце (2 и 3).

Выбранные режимы позволяют посредством изменения мощности источника на относительно небольших отрезках наплавляемого валика компенсировать избыточный отвод тепла в не разогретое

изделие в начале наплавки и отражение тепла от конечной части кромки, и достичь более равномерного распределения максимальных температур (в качестве примера на рис. 5 приведено расчетное распределение температур при наплавке десятого валика). Дальнейшее увеличение мощности на начальном этапе формирования стенки таврового профиля (более 160 %) нецелесообразно, так как вызовет локальный перегрев данной области конструкции.

Таблица 2. Модельные режимы наплавки валиков в процессе формирования изделия таврового профиля при переменной мощности электронно-лучевого источника нагрева

№ режима	Мощность источника на различных участках наплавляемого элемента, кВт (%)		
	0–2 мм	2–68 мм	68–70 мм
1	4,5 (100)	4,5 (100)	4,5 (100)
2	6,3 (140)	4,5 (100)	4,3 (95)
3	7,2 (160)	4,5 (100)	4,3 (95)

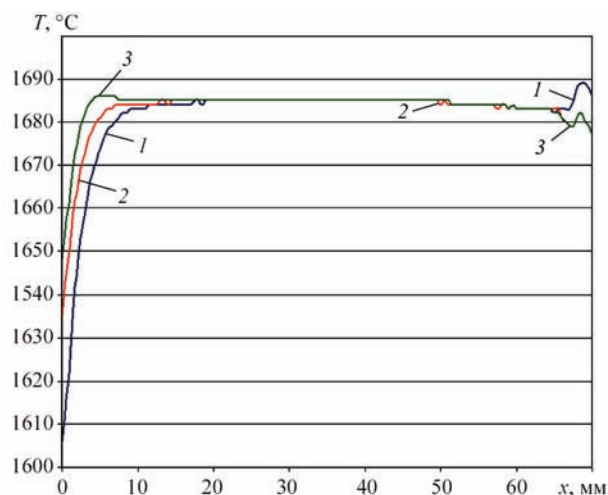


Рис. 5. Распределение максимальных температур по всей длине наплавленного валика для различных режимов теплового воздействия источника (режимы согласно табл. 2)

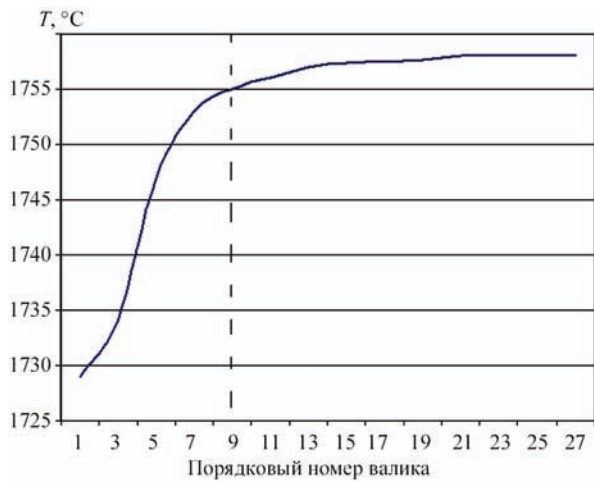


Рис. 6. Зависимость пространственно-усредненной по площади валика максимальной температуры наплавленного металла в центральном сечении конструкции от порядкового номера валика

Кроме однородности структурного состояния металла вдоль направления наплавки валиков важным является поддержание максимально приближенного к стационарному температурного режима наплавки каждого из слоев стенки рассматриваемого профиля для однородности металла по высоте. Как показывают результаты расчетов (рис. 6), на примере температуры, усредненной по площади валика через $2,7 \cdot 10^{-3}$ с после его наплавки в центральной части изделия таврового профиля, стационарный режим имеет место после восьмого валика.

Еще одним важным фактором, который необходимо учитывать при выборе рациональных параметров наплавки рассматриваемого образца, является время задержки t_r между наплавкой каждого из валиков. С одной стороны, увеличение времени задержки позволяет более равномерно

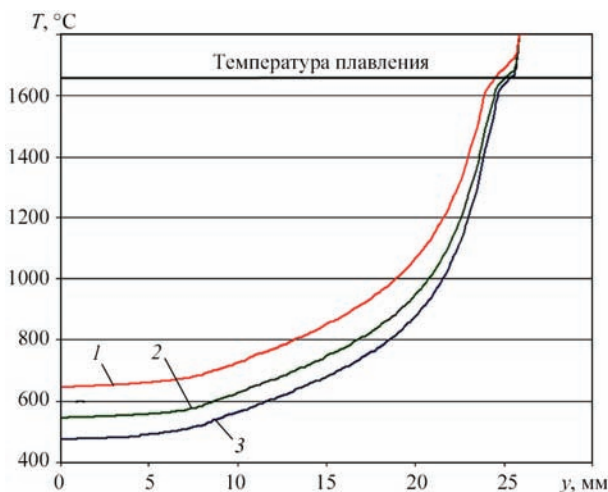


Рис. 7. Распределение максимальных температур по высоте изделия при наплавке 37-го валика для различных времен задержки между валиками: 1 — $t_r = 20$ с; 2 — $t_r = 30$ с; 3 — $t_r = 40$ с

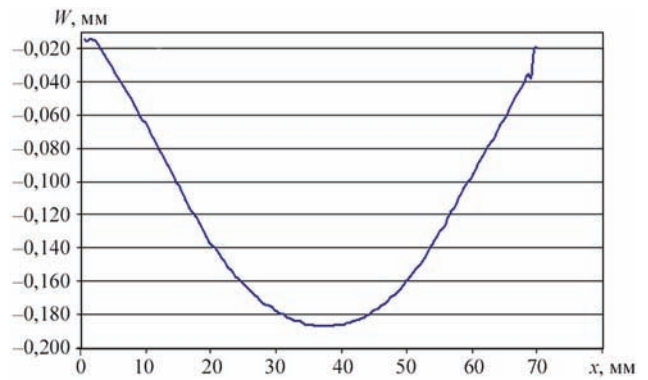


Рис. 8. Остаточное формоизменение нижней плоскости подложки изделия таврового профиля после завершения ЭЛН, полного остывания и снятия силовой оснастки

перераспределять тепло от каждого из валиков наплавки, с другой, уменьшение t_r ведет к снижению энергоемкости рассматриваемого процесса и меньшему накоплению конструкционным элементом тепловой энергии. На рис. 7 показано влияние величины t_r на величину установившейся температуры в центральной части изделия. Из приведенных данных можно сделать вывод о том, что при $t_r < 25$ с наблюдается перегрев наплавляемой кромки изделия вплоть до переплава предыдущего наплавленного слоя. При $t_r > 40$ с стационарный режим является более благоприятным с точки зрения качества формируемого элемента, но при этом на начальном этапе наплавки может быть несплавление слоев металла между собой в результате интенсивного отвода тепла в массу конструкции. Поэтому диапазон $25 \text{ с} < t_r < 35 \text{ с}$ можно считать рациональным при выборе регулярной задержки наплавки каждого из валиков по всей высоте наплавляемого элемента.

Остаточное формоизменение и внутренние напряжения в сформированном изделии могут являться факторами, ограничивающими применение

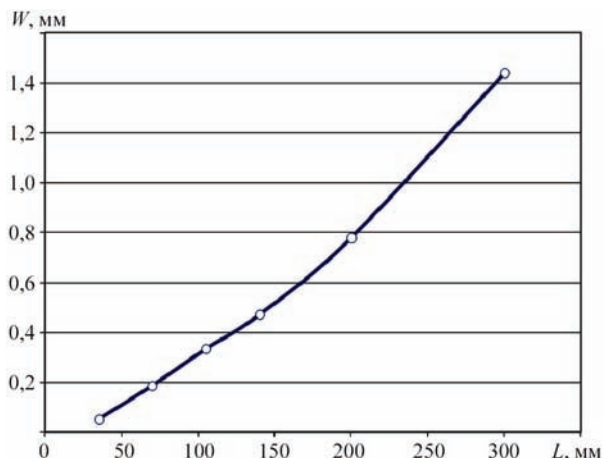


Рис. 9. Зависимость остаточного прогиба конструкционного элемента таврового профиля W от его длины L после снятия оснастки

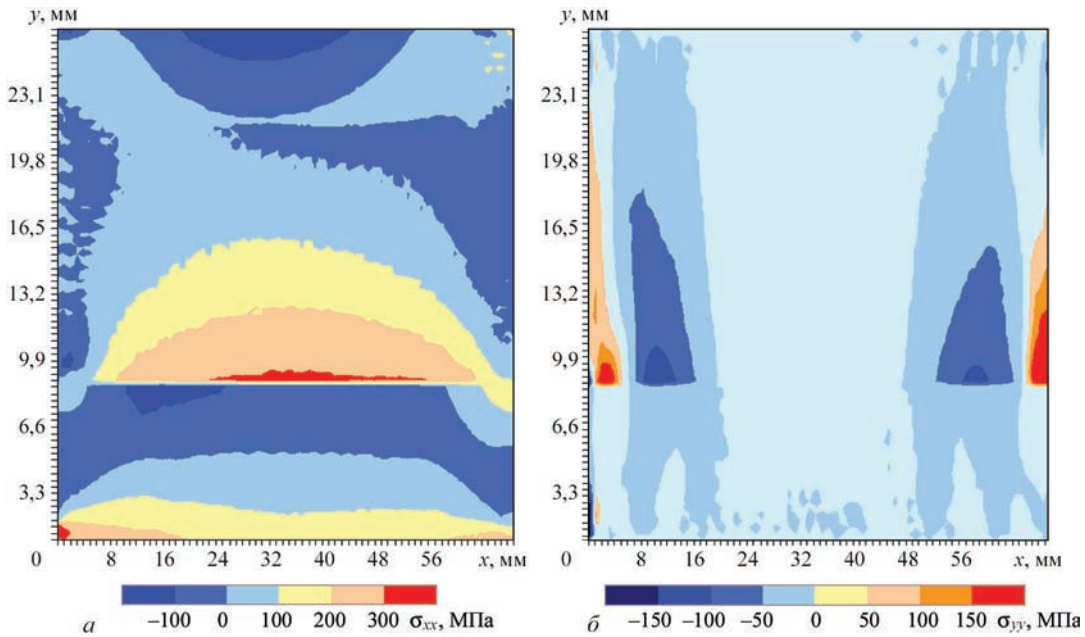


Рис. 10. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (а) и σ_{yy} (б) в изделии после его формирования при Режиме 1 (см. табл. 2)

рассматриваемой технологии. Необратимые деформации подложки рассматриваемого элемента таврового профиля в результате продольной усадки могут превышать допуски, предписанные конкретными конструктивными решениями, тогда как высокие остаточные напряжения снижают стойкость к усталостному воздействию и повышают склонность к стресс-коррозионному разрушению. Наиболее часто для улучшения эксплуатационных качеств конструкций, в частности, сварных, используют термомеханическую обработку. Но дополнительный технологический этап обработки изделий влечет повышение себестоимости производства, поэтому рациональным является оптимизация процесса xBeam с учетом основных тенденций кинетики напряженно-деформированного состояния конструкции конкретной геометрии. Так, для рассматриваемого изделия таврового профиля характерным и наиболее неблагоприятным являет-

ся остаточное деформирование по механизму продольной усадки, в результате чего вся конструкция получает изгиб в продольной плоскости (рис. 8). Ввиду относительно небольшой длины данного элемента его остаточное формоизменение невелико (около 0,2 мм), но при необходимости увеличения длины конструкции остаточный прогиб может выходить за пределы требуемых допусков (рис. 9).

Напряженное состояние в плоскости изделия (рис. 10) характеризуется относительно невысоким уровнем остаточных напряжений, как в продольном направлении, так и в поперечном. Характерной особенностью является некоторая концентрация напряжений σ_{yy} в результате концевых эффектов. Кроме того, в области перехода полки тавра в стенку имеются повышенные растя-

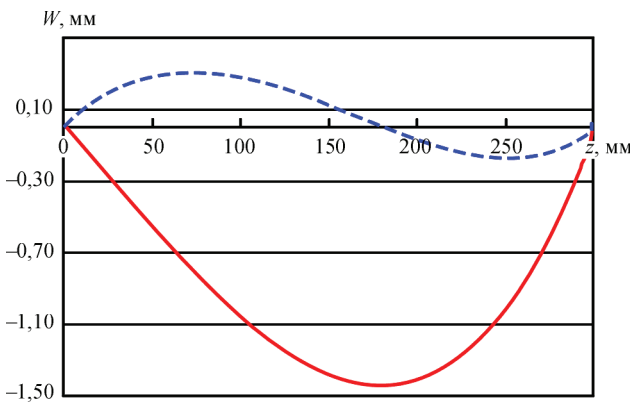


Рис. 11. Форма продольной оси таврового наплавленного образца $L = 300$ мм после послынного формирования на изначально ровную подложку (—) и с учетом предварительного прогиба $W_0 = 1,5$ мм (---)

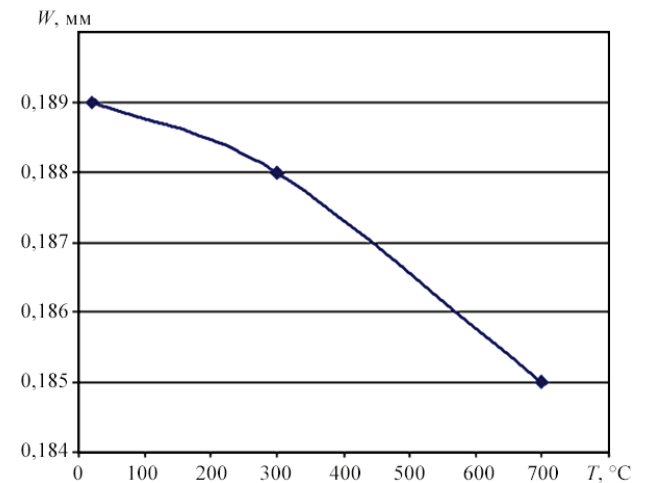


Рис. 12. Зависимость остаточного прогиба W наплавленного образца $L = 70$ мм после снятия оснастки от температуры предварительного подогрева T_0

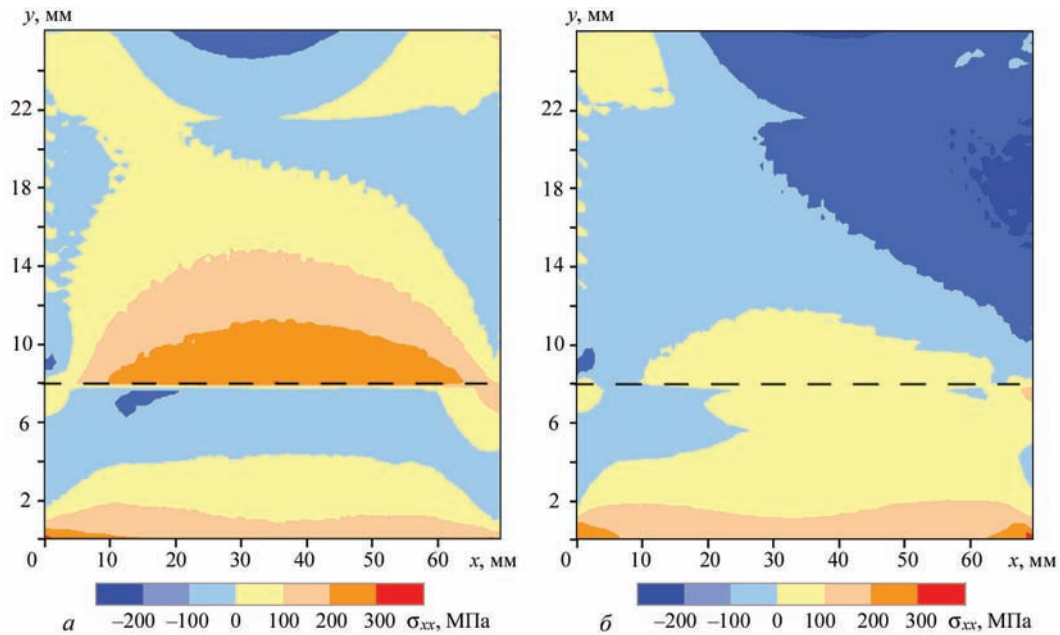


Рис. 13. Распределение продольных остаточных напряжений σ_{xx} в изделии после его формирования при предварительном подогреве подложки до $T_0 = 300\text{ }^\circ\text{C}$ (а) и $T_0 = 700\text{ }^\circ\text{C}$ (б)

гивающие продольные напряжения σ_{xx} , обусловленные общим изгибом конструкции.

Эффективным технологическим приемом снижения остаточных деформаций сварных конструкций является предварительный прогиб (выгиб), который может реализовываться за счет силовой оснастки. На рис. 11 представлены результаты расчета прогиба продольной оси таврового наплавленного образца различных длин $L = 300\text{ мм}$ после послойного формирования на изначально ровную подложку и с учетом предварительного прогиба W_0 . Видно, что оптимальная величина предварительного прогиба может существенно снижать остаточные деформации общего формоизменения.

Результаты оценки влияния предварительного подогрева подложки на остаточные деформации таврового образца длиной 70 мм показаны на рис. 12. Величина остаточного прогиба при подогреве подложки от комнатной температуры до $700\text{ }^\circ\text{C}$ практически не меняется (2%), а остаточные напряжения в области перехода полки в стенку существенно падают при увеличении температуры подогрева (рис. 13).

Выводы

1. Разработан комплекс математических моделей и программных средств их реализации для численного прогнозирования кинетики температурного и напряженно-деформированного состояний конструкции таврового профиля из титанового сплава в процессе электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printing. На основе базовых параметров получения лабораторных образцов таврового профиля произведено исследование характерных осо-

бенностей распределения температурного поля. Показано, что определенная стабилизация температурных циклов по длине наплавляемой стенки может быть достигнута путем задания переменной мощности источника нагрева: до 160% мощности на начальном этапе с целью более существенного прогрева кромки изделия и менее 95% мощности на конечном этапе для компенсации процесса отражения потока тепла от поверхности образца.

2. Показано существенное влияние длительности задержки между наплавкой каждого из формирующих валиков на характер распределения температуры: сокращение времени задержки менее 20 с приводит к существенному накоплению тепла в металле изделия и, как результат, значительному перегреву и чрезмерному проплавлению, что может снизить качество формируемого изделия.

3. Путем численного прогнозирования развития деформированного состояния изделия в процессе наплавки, последующего остывания и снятия усилий технологической оснастки показано формирование остаточных продольных изгибных деформаций на уровне 0,2 мм. При этом изменение длины изделия существенно влияет на величину продольного изгиба, что может потребовать соответствующей термомеханической правки. Эффективным технологическим приемом снижения остаточных деформаций является предварительный прогиб (выгиб), который может реализовываться за счет силовой оснастки.

4. На основе анализа результатов прогнозирования остаточного напряженного состояния рассматриваемой модельной конструкции показано

формирование избыточных растягивающих продольных напряжений в области перехода полки таврового профиля в стенку, что вызвано общим изгибом конструкции. Кроме того, в области ее торцов формируются выраженные концентраторы напряжений $\sigma_{\text{зр}}$. Результаты оценки влияния предварительного подогрева подложки на НДС таврового образца показали, что остаточные напряжения в области перехода полки в стенку существенно падают при увеличении температуры подогрева и при $T_0 = 700$ °С практически обеспечиваются условия высокого отпуса.

1. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. — 2015. — 81(1). — P. 465–481.
2. Heintl P. et al. Cellular titanium by selective electron beam melting // Adv. Eng. Mater. — 2007. — № 9. — P. 360–364.
3. Kristofer Ek. Additive manufactured material // Master of Science Thesis. — 2014.
4. Brandl E. et al. Additive manufactured Ti–6Al–4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications // Physics Procedia. — 2010. — December. — P. 595–606.
5. Mandil G., Le V. T., Paris H., Suard M. Building new entities from existing titanium part by Electron Beam Melting: Microstructures and mechanical properties (2016) 85: 1835. doi:10.1007/s00170-015-8049-3.
6. Murr L. E. et al. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting // Acta Materialia. — 2010.
7. Marin E. et al. Characterization of cellular solids in Ti6Al4V for orthopaedic implant applications: Trabecular titanium // Mechanical Behaviour of Biomedical Materials. — 2010.
8. Wahyudin P., Syam et al. Preliminary fabrication of thin-wall structure of Ti6Al4V for dental restoration by electron beam melting // Rapid Prototyping Journal. — 2012.
9. Petrovic V. et al. Additive Manufacturing Solutions for Improved Medical Implants // Biomedicine.
10. Golkovski M. G. et al. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum // Materials Science & Engineering A. — 2013.
11. Yan Ma et al. Effect of interpass temperature on in-situ alloying and additive manufacturing of titanium aluminides using gas tungsten arc welding // Adv. Manufacturing. — 2015.
12. Blanka A. Szost et al. A comparative study of additive manufacturing techniques: Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti–6Al–4V components // Materials and Design. — 2015.
13. Baurfeld B. et al. Additive manufacturing of Ti–6Al–4V components by shaped metal deposition: Microstructure and mechanical properties // Materials and Design. — 2010.
14. Edwards P. et al. Electron Beam Additive Manufacturing of Titanium Components: Properties and Performance // Journal of Manufacturing Science and Engineering. — 2013.
15. Gong X. et al. Powder-bed electron-beam-melting additive manufacturing: powder characterization, process simulation and metrology // ASME Early Career Technical Journal. — 2013.
16. Tan X. et al. Application of electron beam melting (EBM) in additive manufacturing of an impeller // Proc. of the Intl. Conf. on Progress in Additive Manufacturing. — 2014.
17. Leonard F. et al. Assessment by X-ray CT of the effects of geometry and build direction on defects in titanium ALM parts // Conference paper. — 2012.
18. Jia Lv. et al. Electron beam melting fabrication of porous Ti6Al4V scaffolds: cytocompatibility and osteogenesis // Adv. Eng. Mater. — 2015.
19. Mari Koike et al. Evaluation of titanium alloys fabricated using rapid prototyping technologies — electron beam melting and laser beam melting // Materials. — 2011.
20. Махненко В. И. Проблемы экспертизы современных сварных конструкций ответственного назначения // Автоматическая сварка. — 2013. — № 5. — С. 22–29.
21. Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Олейник О. И. Риск-анализ как средство формализации принятия решений о внеплановом ремонте сварных конструкций // Автоматическая сварка. — 2008. — № 5. — С. 5–10.
22. Міленін О. С. Імовірнісний аналіз стану магістральних трубопроводів із виявленими дефектами та ресурс їх експлуатації після ремонту під тиском // Вісник Тернопільського національного технічного університету. Спеціальний випуск. — 2011. — Ч. 1. — С. 73–81
23. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наукова думка, 1976. — 320 с.
24. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наукова думка, 2006. — 618 с.
25. Методы и технологии параллельных вычислений для математического моделирования напряженно-деформированного состояния конструкций с учетом вязкого разрушения / Е. А. Великоиваненко, А. С. Миленин, А. В. Попов и др. // Проблемы управления и информатики. — 2014. — № 6. — С. 42–52
26. Ахонин С. В., Вржьевский Э. Л., Белоус В. Ю., Петриченко И. К. 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей // Автоматическая сварка. — 2016. — № 5–6(753). — С. 141–144.

ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКИ СТАЛЬНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СЛИТКОВ НА ОСНОВЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

О. В. МАХНЕНКО, А. С. МИЛЕНИН, С. С. КОЗЛИТИНА, Л. И. ДЗЮБАК
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

На основе результатов математического моделирования кинетики температурных полей, фазового состояния и диффузионных процессов при электрошлаковом переплаве стальных цилиндрических слитков проведены комплексные исследования влияния отдельных технологических параметров на текущее и остаточное состояние металла слитка. Показаны пути оптимизации некоторых технологических схем переплава с позиции обеспечения необходимого качества металла и повышения выхода годного продукта.

Известные преимущества различных схем электрошлакового переплава (ЭШП) стальных слитков определяют их достаточно широкое использование в металлургии. Прежде всего, это относится к производству крупногабаритных цилиндрических слитков для конструкций и элементов машин энергетического сектора, машиностроения [1, 2]. Так как ЭШП предполагает сложный комплекс взаимосвязанных физических и технологических процессов, влияющих как на качество металла выплавляемых слитков, так и на производительность, то оптимизация производственных циклов является важным этапом при разработке и внедрении соответствующих технологий. Для снижения трудоемкости таких работ актуальным является использование методов математического и компьютерного моделирования, которые позволяют учесть основные физические явления, сопровождающие ЭШП, и с достаточной степенью точности прогнозировать текущее и остаточное состояние металла слитка после его выплавки.

В рамках настоящей работы рассматривались следующие физические процессы при ЭШП стальных слитков:

- формирование поля электрического потенциала в жидкой ванне шлака и соответствующего тепловыделения при ЭШП;
- кинетика температурного поля в жидком шлаке и слитке (в твердом, твердо-жидком и жидком состоянии);
- фазовые превращения в металле слитка в зависимости от химического состава и скорости охлаждения;
- диффузия примесей в области перехода металла из жидкого состояния в твердое.

В качестве критериев оптимизации процесса ЭШП можно рассмотреть уровень однородности слитка (как по структуре, так и по химическому составу), равномерность по глубине ванны жидкого металла, время выхода процесса выплавки на стационарный режим. Эти критерии позволяют выяснить оптимальное сочетание технологических параметров ЭШП в зависимости от конкретной схемы и материалов при использовании.

Первым шагом алгоритма исследования является численная оценка тепловыделения при ЭШП. Так, в результате приложения разности потенциалов U_0 на токоведущие части кристаллизатора или/и плавящегося электрода в слое жидкого шлака образуется поле электрического потенциала $U(r, \beta, z)$. Численное пространственное распределение электрического потенциала определяется величиной электрической проводимости η_σ рассматриваемого материала и может быть математически выражено следующим уравнением (принимая во внимание, что задача — осесимметричная) [3]:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(r \eta_\sigma \frac{\partial U(r, \beta, z)}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(r \eta_\sigma \frac{\partial U(r, \beta, z)}{\partial z} \right) = \frac{\partial U(r, \beta, z)}{\partial t}. \quad (1)$$

Граничные условия для (1) могут быть сформулированы следующим образом:

- граница $z = 0$: $\frac{\partial U}{\partial z} = 0$;
- граница $r = 0$: $\frac{\partial U}{\partial r} = 0$;
- граница токоведущего кристаллизатора: $U = U_0$;
- граница изолятора: $\frac{\partial U}{\partial r} = 0$;
- граница «шлак–металл»: $U = 0$.

Жидкий шлак может быть интерпретирован как объемный источник джоулева тепла, и мощность тепловыделения в каждом элементе объема жидкого шлака в момент времени t зависит от поля электрического потенциала согласно следующему уравнению:

$$W(r, z, t) = \eta_{\sigma}(T) \left[\left(\frac{\partial U}{\partial z} \right)^2 + \left(\frac{\partial U}{\partial r} \right)^2 \right]. \quad (2)$$

Таким образом, на основе расчетного поля объемного тепловыделения в шлаке, получаемого решением задачи (1)–(2), формулируется задача теплопроводности в системе «шлак–металл–технологическая оснастка», а именно [4]:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(r \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(r \lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + r W(r, z, t) = r c \gamma \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (3)$$

где $\lambda(T)$, $c\gamma(T)$ — теплопроводность и объемная теплоемкость среды в точке (r, z) .

В рамках постановки задачи теплопроводности в качестве начального условия при $t = 0$ было выбрано равномерное распределение температуры, равное температуре окружающей среды $T(r, z) = T_0$. В свою очередь, граничные условия к (3) имеют следующее математическое выражение:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=0} = 0, \\ -\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{(r,z) \in \Pi} = \alpha(T - T_{cp}) + \varepsilon \sigma_{SF} (T^4 - T_{cp}^4),$$

где α — коэффициент теплоотдачи; ε — степень черноты поверхности; σ_{SF} — постоянная Стефана–Больцмана.

Прогнозирование кинетики фазового состояния металла слитка в процессе ЭШП вплоть до его полного остывания производится на основе численного анализа температурных циклов при конкретных режимах плавки, химического состава сталей слитка и диаграмм анизотропного распада аустенита (АРА) [5]. Посредством диаграмм АРА можно оценить массовую часть V_j конкретной j -ой структурной составляющей ($j = A, \Phi, \Pi, B, M$, соответственно, аустенитная, ферритная, перлитная, бейнитная, мартенситная) в областях как чистых, так и смешанных фаз: аустенитная (А), аустенитно-ферритная (А + F), перлитная (А + F + С), где С — карбиды, бейнитная (А + F + С). Соответственно, точки пересечения кривых температурных циклов $T(t)$, которые характеризуются средней скоростью охлаждения $W_{8/5}$ в зоне 800–500 °С, определяют температуры начала и конца соответствующих структурных превращений аустенита в j -ю фазу ($j = \Phi, \Pi, B, M$). Самым простым использованием диаграммы АРА для конкретного цикла

охлаждения с известной величиной $[W_{8/5}]$ является интерполяция данных диаграммы соответствующей стали на конкретную область, то есть характеристика A_K определяется из следующего соотношения:

$$A_K = \frac{A_K^+ - A_K^-}{W_{8/5}^+ - W_{8/5}^-} (W_{8/5} - [W_{8/5}]) + A_K^-, \quad (4)$$

где A_K^+ отвечает $W_{8/5}^+$, A_K^- отвечает $W_{8/5}^-$, A_K искомая величина при $[W_{8/5}]$, $W_{8/5}^+ > [W_{8/5}] > W_{8/5}^-$.

Таким образом, для любой кривой охлаждения $\frac{\partial T}{\partial t} < 0$ в рассмотренном слитке, на основе соответствующей оцифрованной диаграммы АРА, определяются необходимые данные относительно температур начала и конца j -й фазы превращения аустенита, длительность превращения в фазу j ($j = \Phi, \Pi, B, M$), массовые доли начала и конца j -го превращения V_j^{st}, V_j^e .

Соответственно при температуре $T(t)$ в момент времени t при $T_j^{st} > T(t) > T_j^e$

$$V_j(t, T) = \frac{V_j^e}{2} \left[\frac{T_j^{st} - T(t)}{T_j^{st} - T_j^e} + \frac{t_j^{st} - t}{t_j^{st} - t_j^e} \right] + V_j^{st}. \quad (5)$$

В случае $\frac{\partial T}{\partial t} > 0$ принимается условие

$$\frac{\partial V_j}{\partial t} = 0, \text{ при } T < 800 \text{ } ^\circ\text{C}; \quad (6)$$

$$V_{j \neq A} \equiv 0, \quad V_A = 1, 0 \text{ при } T \geq 800 \text{ } ^\circ\text{C}.$$

В случае если диаграмма АРА конкретной стали не содержит подробных данных о ее микроструктурном состоянии для необходимого цикла охлаждения, они могут быть восстановлены с помощью соответствующих теоретических гипотез. В частности, достаточно популярной является гипотеза Аврами [6], широко используемая в литературе, соответственно которой скорость появления

новых фаз $\left. \frac{\partial V}{\partial t} \right|_{j \neq A}$ при данной температуре $T(t)$ пропорциональна содержанию остаточного аустенита $V_A(t)$, то есть

$$\frac{\partial V_{j \neq A}}{\partial t} = -\frac{\partial V_A(t)}{\partial t} = k(T) V_A(t), \quad (7)$$

где $k(T)$ — функция температуры.

Из (7) следует, что в температурном интервале $\Delta T = T_2 - T_1$

$$\Delta V(t) = C \exp[-k(T)(t - t_0)], \quad (8)$$

где константа интегрирования C определяется при температуре T_1 и времени $t = t_0$: $C = V_A(t_0)$.

Были рассмотрены следующие характерные схемы ЭШП (рис. 1):

- с токоведущим кристаллизатором и жидким присадочным металлом (ЭШП ЖМ);
- с расходуемым электродом (ЭШП РЭ);

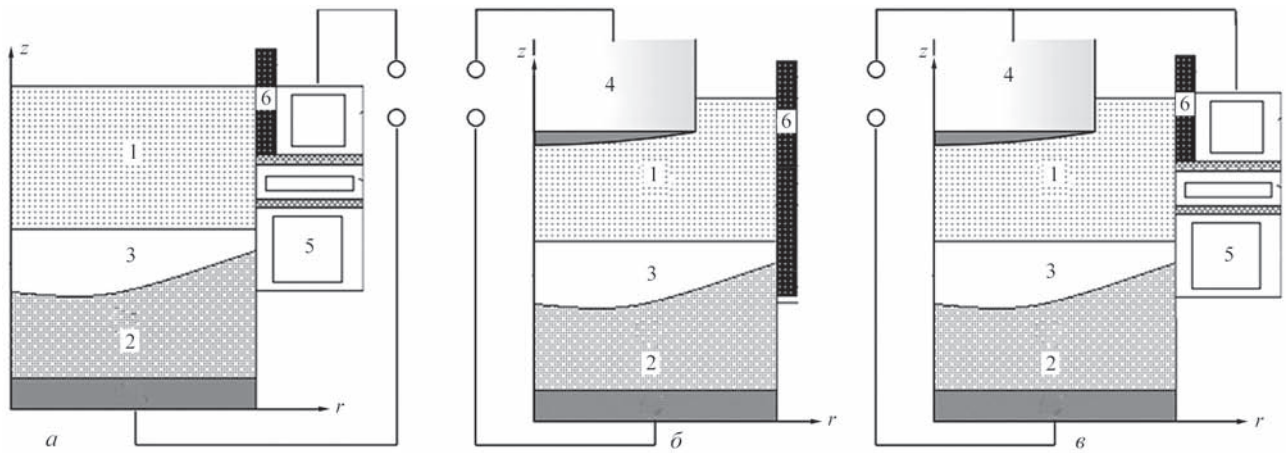


Рис. 1. Характерные схемы электрошлакового переплава: *a* — с токоведущим кристаллизатором и жидким присадочным металлом (ЭШП ЖМ); *б* — с расходуемым электродом (ЭШП РЭ); *в* — с расходуемым электродом и токоведущим кристаллизатором (ЭШП РЭК); где 1 — слой жидкого шлака; 2 — слиток; 3 — ванна жидкого металла; 4 — расходуемый электрод; 5 — токоведущий кристаллизатор; 6 — изолятор

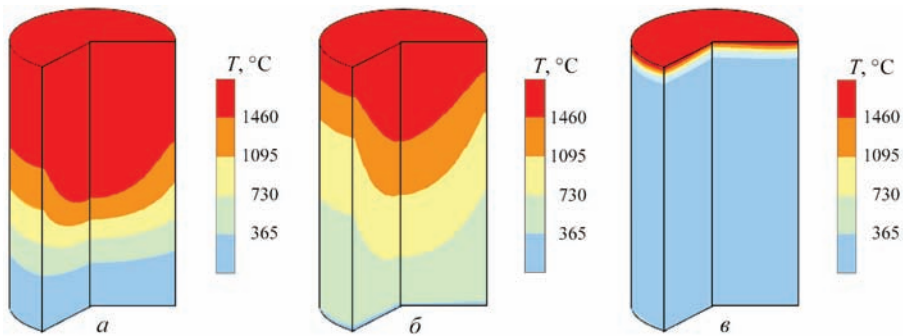


Рис. 2. Профиль температурных полей при выплавке стального слитка диаметром $D = 1200$ мм согласно различным технологическим схемам ЭШП: *a* — непрерывный переплав с постоянной мощностью 120 кВт; *б* — непрерывный переплав с переменной мощностью (охлаждение после первого этапа выплавки) 40–50 кВт; *в* — наращивание на холодную заготовку с постоянной мощностью 120 кВт

• с расходуемым электродом и токоведущим кристаллизатором (ЭШП РЭК).

Одной из важных задач, которую необходимо решать при выплавке цилиндрических слитков большого диаметра, является необходимость прервать процесс (с целью загрузки шихты или при производстве разнородных по высоте заготовок). На примере ЭШП ЖМ слитка диаметром

$D = 1200$ мм было произведено сравнение различных технологических схем плавки, а именно: непрерывный переплав с постоянной мощностью; непрерывный переплав с переменной мощностью (охлаждение после первого этапа выплавки); наращивание на холодную заготовку с постоянной мощностью. Как видно из приведенных на рис. 2 профилей температур, последний подход позво-

Таблица 1. Количественное сравнение различных схем двухэтапной выплавки стального слитка диаметром 800 мм

Схема	Мощность, кВт	Время, с	Энергоемкость, кВт·ч
Наплавка на заготовку с постоянной мощностью	Мощность при подогреве 120	600	0,5
	Мощность при плавке 120	2125	71 кВт·ч Общ. 162,5
Наплавка на холодную заготовку с существенным начальным подогревом поверхности	Мощность при подогреве 400	175	19,4
	Мощность при плавке 120	2125	71 Общ. 161,4
	Мощность при подогреве 600	137	22,8
	Мощность при плавке 120	2125	71 Общ. 164,8
Непрерывный процесс выплавки с постоянной мощностью	Мощность при плавке 120	4275	142,5
Непрерывный процесс выплавки с переменной мощностью (охлаждение после первого этапа выплавки)	Мощность при плавке 50	4275	59,4
	Мощность при охлаждении 40	438	4,9
			Общ. 135,3

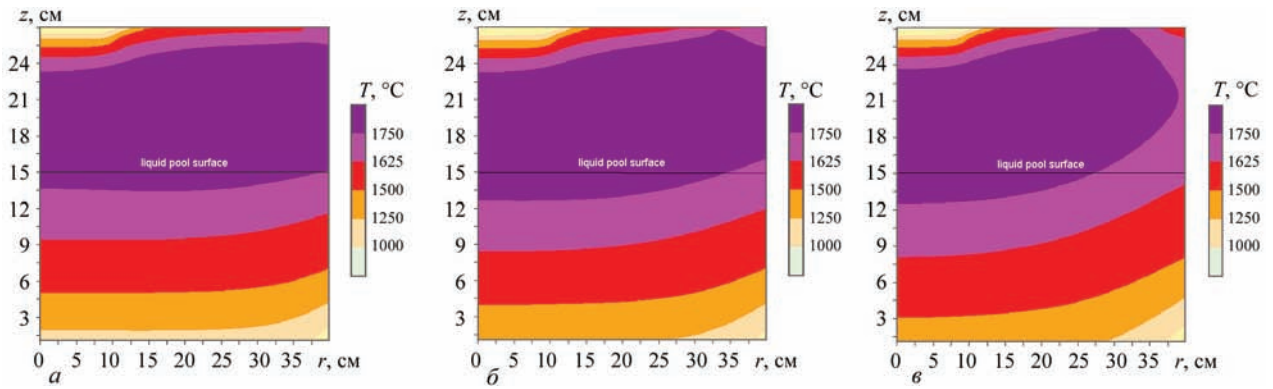


Рис. 3. Температурные поля при ЭШП РЭ цилиндрического слитка диаметром $D = 800$ мм при значениях коэффициента заполнения k_f : а — 0,9; б — 0,8; в — 0,7

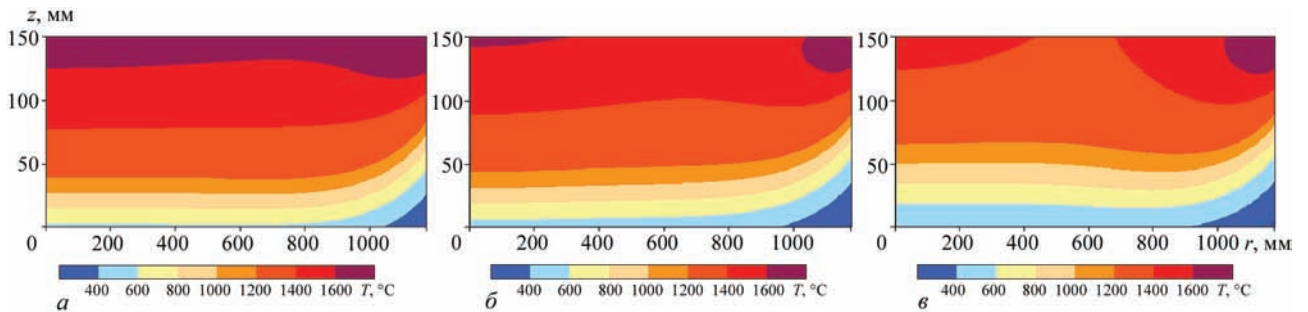


Рис. 4. Температурные поля при ЭШП РЭК цилиндрического слитка диаметром $D = 1200$ мм при значениях коэффициента заполнения k_f : а — 0,9; б — 0,46; в — 0,23

ляет заметно уменьшить область расплавленного металла, что предполагает качественное сплавление отдельных частей слитка и благоприятные условия с точки зрения формирования кристаллической структуры металла. Следует отметить, что простое снижение мощности, подаваемой на токоведущий кристаллизатор, является малоэффективным подходом по управлению формой ванны жидкого металла. Это связано с тем, что прогрев поверхности расплава при ЭШП проходит неравномерно: интенсивность выделения Джоулева тепла в жидком шлаке существенно выше около кристаллизатора, тогда как центр ванны прогревается меньше, что при больших диаметрах слитка может привести к нерасплавлению центральной части торца. Также важным параметром рассмотренных схем является их энергоэффективность. Как видно из табл. 1, многостадийность выплавки требует увеличения энергозатрат, поэтому количество этапов ЭШП одного слитка должно быть, по возможности, сокращено, а сам процесс необходимо вести на оптимизированных режимах нагрева.

Использование схем с расходуемым электродом (ЭШП РЭ и ЭШП РЭК, см. рис. 1, б, в) позволяет более равномерно прогревать выплавляемый слиток в результате массопереноса расплавленного металла. При этом одним из характерных технологических параметров является коэффициент заполнения k_f , представляющий собой отношение

диаметров электрода D_e и слитка D . Как показано на рис. 3–4, обе рассматриваемые схемы позволяют в некоторой степени гомогенизировать радиальное распределение температур, увеличив управляемость тепловыми процессами при ЭШП. Но использование расходуемого электрода делает эффективность процесса наплавки (т.е. скорость выплавки слитка) зависящей от энергетических параметров процесса. Так, на примере численного анализа процесса ЭШП РЭК стального слитка ди-

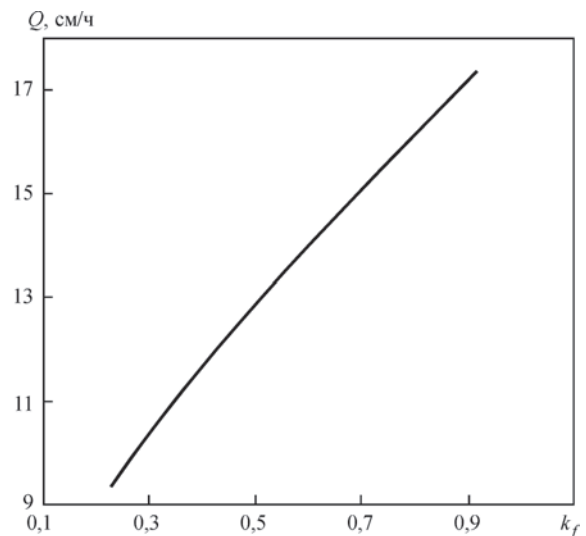


Рис. 5. Зависимость производительности Q процесса ЭШП РЭК стального слитка диаметра $D = 1200$ мм от коэффициента заполнения k_f

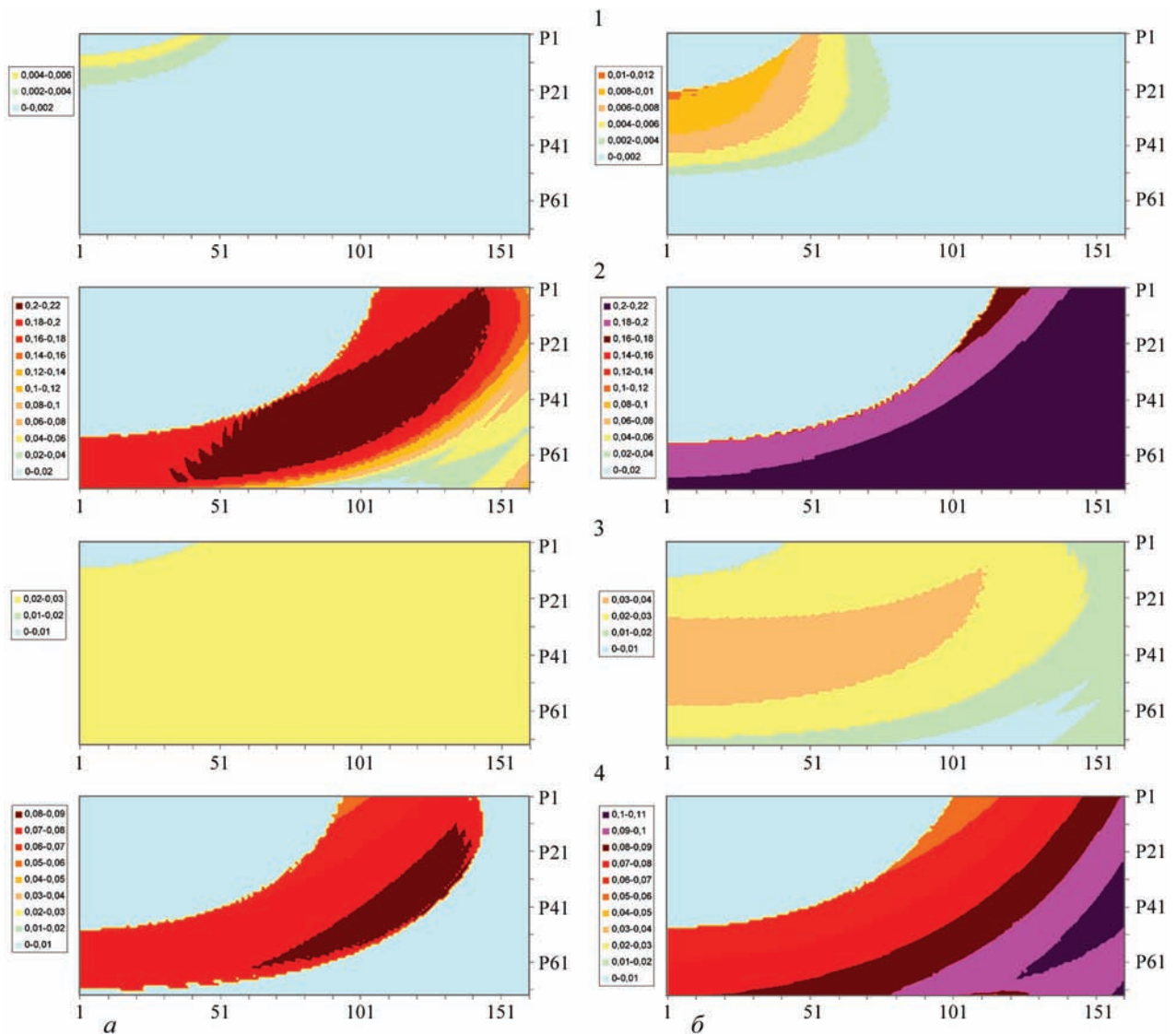


Рис. 6. Распределение мартенсита в сечении цилиндрического слитка из различных сталей (см. табл. 2) после ЭШП РЭК при коэффициенте заполнения $k_f = 0,5$ (а) и $0,83$ (б)

Таблица 2. Химический состав рассматриваемых сталей

№	Марка	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	Co
1	25M6	0,24	1,58	0,02	0,014	0,016	0,20	0,24	0,02	0,12	0	0	0,018
2	30CND8	0,32	0,35	0,27	0,022	0,018	2,10	2,30	0,64	0,19	0	0	0
3	18CrNi8	0,16	0,50	0,31	0,014	0,013	2,02	1,95	0,03	0	0,010	0,030	0
4	28NiCrMo74	0,30	0,46	0,24	0,025	0,030	2,06	1,44	0,37	0,2	0,001	0	0

аметра $D = 1200$ мм показано влияние коэффициента заполнения k_f на производительности Q процесса. Из приведенной зависимости видно, что увеличение k_f позволяет не только получать более равномерное поле температур, но и ощутимо влиять на производительность. Поэтому использование технологических схем ЭШП РЭ и ЭШП РЭК с максимальным значением k_f , в том числе, с составными электродами, является рациональным.

При выплавке слитков из сложнолегированных сталей важным фактором является время на стационарный режим после начала плавки, которое определяет выход годного металла. Нестационар-

ность температурных полей на начальном этапе плавки определяет локальную неоднородность структурного состояния металла слитка, и, при сложном химическом составе металла, может повлечь формирование закалочных структур. На основе численного решения совместных задач теплопроводности и кинетики фазового состояния было рассмотрено влияние коэффициента заполнения на распределение мартенсита в цилиндрических слитках из различных сталей при ЭШП РЭК. Как показывают результаты расчетов, приведенных на рис. 7, увеличение производительности плавки, вызванное ростом значения k_f вызывает большие

градиенты температур в областях поверхностного отвода тепла, что увеличивает концентрацию мартенситных фаз.

Отдельной задачей, которая решалась в рамках настоящей работы, был численный анализ распределения примесей в металле в процессе плавки. Для этого численно решалась нестационарная задача диффузионного массопереноса с зависящими от температуры коэффициентами диффузии. Так как ЭШП является достаточно медленным технологическим процессом, то основные процессы формирования химического состава происходят на высокотемпературных участках металла, а именно в области его кристаллизации. При этом основную роль в распределении концентрации примесей, а, значит, и эффективности рафинирования, играет соотношение их растворимости в твердой и жидкой фазе рассматриваемого сплава. В частности, это иллюстрируют результаты расчета распределения фосфора по высоте стального слитка диаметром $D = 1200$ мм (в центральной части) в процессе ЭШП РЭК.

Выводы

1. Для численного анализа ЭШП слитков большого диаметра был разработан комплекс математических моделей взаимосвязанных электрических, температурных, фазовых и диффузионных процессов. В частности, были реализованы модели поля электрического потенциала в слое жидкого шлака и соответствующие модели кинетики температурного поля. На основе результатов численных оценок кинетики температурного поля при различных схемах ЭШП (ЭШП ЖМ, ЭШП РЭ, ЭШП РЭК), было выполнено прогнозирование химического и фазового состава слитков, а также временных и остаточных свойств металла.

2. Исследовано влияние величины коэффициента заполнения k_f на форму жидкой ванны и производительность ЭШП РЭ (ЭШП РЭК) цилиндрических слитков. Было показано, что варьирование k_f при ЭШП РЭ или ЭШП РЭК приводит к соответствующему изменению температурного поля и

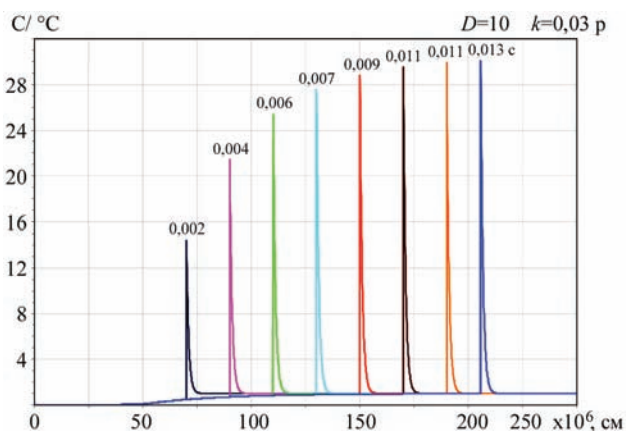


Рис. 7. Текущее распределение фосфора по высоте стального слитка диаметра $D = 1200$ мм в процессе ЭШП РЭК

формы жидкой ванны, а именно, в случае большого значения k_f температурное поле является более однородным в радиальном направлении.

3. Показано, что повышение скорости ЭШП слитков из сложнолегированных сталей может негативно сказаться на качестве металла. Так, для ряда сталей на начальном этапе показано формирование избыточного количества мартенситных фаз, что обусловлено существенными градиентами температур в области поверхностей теплоотвода.

1. *Получение способом ЭШП ЖМ разнородного по длине слитка большого сечения с минимальной переходной зоной* // В. И. Махненко, Л. Б. Медовар, С. С. Козлитина и др. / Современная электрометаллургия. — 2012. — № 2. — С. 3–7.
2. *Исследование параметров электрошлаковой плавки в токоведущем кристаллизаторе*. // Ю. М. Кусков, В. И. Ус, С. В. Томиленко и др. / Проблемы специальной электрометаллургии. — 1995. — № 3.
3. *Coupling of multiple numerical models to simulate electroslag remelting process for alloy 718* // N. Giesselmann, A. Ruckert, M. Eickhoff et al. / ISIJ Int. — 2015. — Vol. 55. — P. 1408–1415.
4. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наукова думка, 1976. — 320 с.
5. *Atlas of time-temperatures diagrams for irons and steels*. Edited by G. Vander Voort. — Ohio: ASM Publication, 1991. — 804 p.
6. *Кристиан Дж.* Теория превращений в металлах и сплавах. — М.: Мир, 1978. — 541 с.

РОЗРАХУНКОВЕ ПРОГНОЗУВАННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ В ЗОНІ ВУЗЛА ПРИВАРКИ КОЛЕКТОРУ ДО ПАТРУБКА КОРПУСУ ПАРОГЕНЕРАТОРА ПГВ -1000

О. В. МАХНЕНКО, О. Ф. МУЖИЧЕНКО

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

При проведенні робіт на сучасному рівні, пов'язаних з продовженням ресурсу трубопроводів і елементів обладнання АЕС, потрібні досить близькі до реальних дані за залишковими напруженнями, оскільки прогнозування крихкої міцності відповідальних зварних елементів, а також корозійної міцності зварних з'єднань (типу швів № 111) істотно залежить від величини та розподілу залишкових напружень у відповідних «гарячих точках». В даний час для цих цілей використовують вельми наближені уявлення, що містяться в рекомендаціях до різних методик і процедур, наприклад МРКР-СХР-2004, VERLIFE, SINTAP та ін. Незважаючи на істотні критичні зауваження, ці досить наближені уявлення щодо залишкових на-

пружень закладають у прогнозні оцінки, пов'язані з продовженням ресурсу корпусів реакторів і обладнання АЕС.

В даний час однією з основних проблем забезпечення безпечної експлуатації парогенераторів ПГВ-1000 реакторної установки ВВЕР-1000 є виникнення пошкоджень (корозійне руйнування) у вузлі зварного з'єднання № 111 колектора до патрубка Ду1200 (рис. 1). Починаючи з 1998 року на різних АЕС Росії та України були виявлені несуттєвості в зоні зварного з'єднання № 111. У тих випадках, коли була проведена в процесі ремонту механічна вибірка дефектної ділянки з вирізкою темплету, його металографічний аналіз показав, що дефект має багатоосередкове зародження і роз-

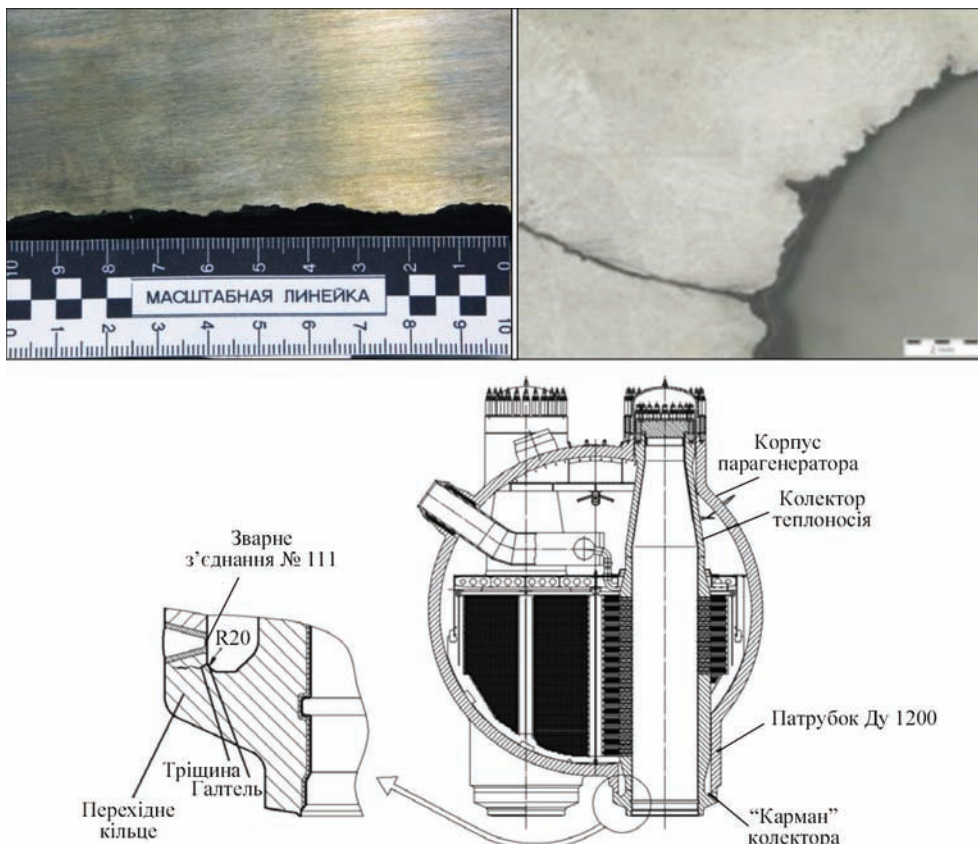


Рис. 1. Корозійне руйнування у вузлі зварного з'єднання № 111 колектора до патрубка Ду1200 парогенераторів ПГВ-1000

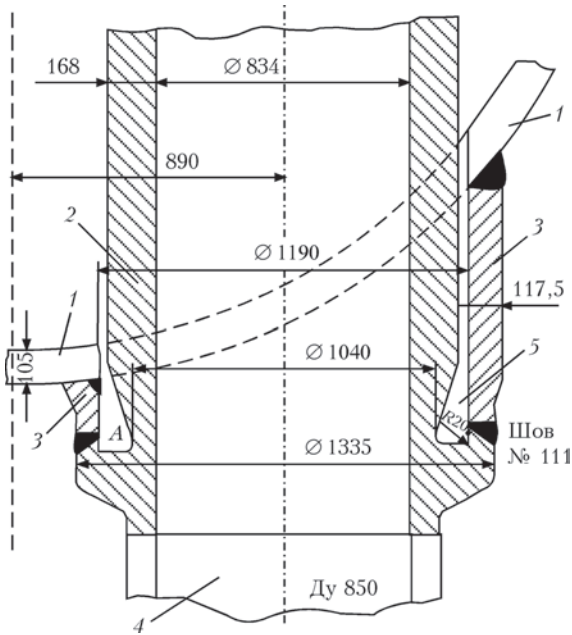


Рис. 2. Схема вузла зварного з'єднання № 111: 1 — корпус ПГ; 2 — колектор; 3 — патрубок Ду1200; 4 — трубопровід Ду-850; 5 — карман

повсюдження корозійних тріщин, як по механізму міжкристалічної корозії, так і по механізму транскристалічної корозії.

Для обґрунтування можливості експлуатації парогенераторів з такими дефектами в зоні зварного з'єднання № 111, принаймні, до наступного планового попереджувального ремонту (ППР), тобто на термін один рік, можуть бути застосовані сучасні підходи механіки руйнування конструкційних матеріалів з дефектами тріщиноподібної форми для прогнозування поведінки таких дефектів в різних умовах навантаження. Це дозволить в умовах нормальної експлуатації, а також при гідравлічних випробуваннях, прогнозувати кінетику зростання характерних розмірів напівеліптичної тріщини, що імітує даний дефект.

Для проведення таких розрахунків дуже важливо мати інформацію про навантаженість цього вузла, в тому числі про залишкові напруження, пов'язані з технологією виготовлення або подальшого ремонту вузла приварювання колектора до патрубку Ду1200 парогенераторів.

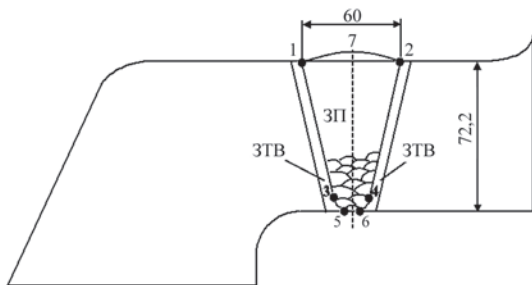


Рис. 3. Схема стикового зварного з'єднання № 111

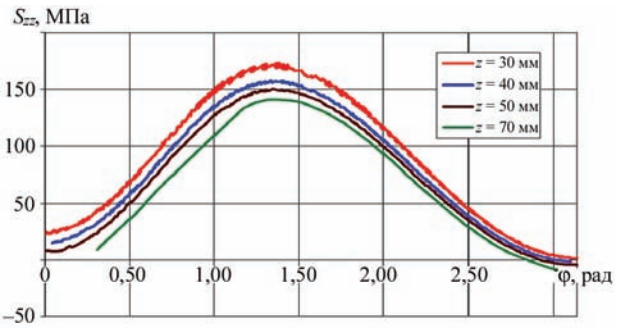


Рис. 4. Розподіл вдовж півокружності патрубку ПГ осевих напружень σ_{zz} на внутрішній поверхні стінки «кармана» на висоті $z = 30, 40, 50, 70$ мм від його дна, під дією робочого тиску (рішення в загальній 3D постановці): φ — окружна координата, $\varphi = 0$ відповідає точці самої низької довжини патрубку і $\varphi = 3,14$ — точці самої високої довжини патрубку

Враховуючи актуальність проблеми пошкодження вузла зварного з'єднання № 111 приварювання колектора до патрубку Ду1200 парогенераторів ПГВ-1000 для АЕС України доцільною є розробка регламентуючого документу розрахункового визначення розподілу остаточних технологічних напружень зазначеного вузла з метою виконання розрахункового обґрунтування працездатності вузла зварного з'єднання № 111 (рис. 2, 3) з виявленими в процесі експлуатації дефектами тріщиноподібного типу.

Раніше вже було отримано розподіли експлуатаційних робочих напружень у зоні зварного з'єднання № 111 колектора до патрубку парогенератора (рис. 4), визначених на основі використання загальної тривимірної скінчено-елементної моделі вузла з'єднання [1–3], і залишкових технологічних напружень (рис. 5), отриманих в результаті рішення осесиметричної задачі в двовірній постановці простежування кінетики напружень і деформацій при багатопрохідному зварюванні і подальшій локальній термообробці за режимом високого відпуску [4].

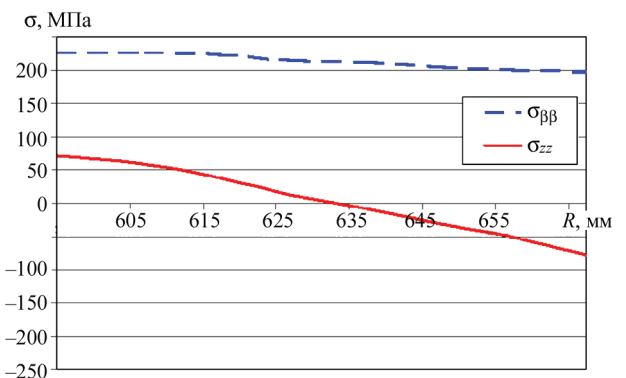


Рис. 5. Розподіл залишкових технологічних напружень в зоні зварного з'єднання № 111 по товщині стінки: $\sigma_{\phi\phi}$ — окружні (повздовжні відносно зварного шву); σ_{zz} — осеві (поперечні відносно зварного шву)

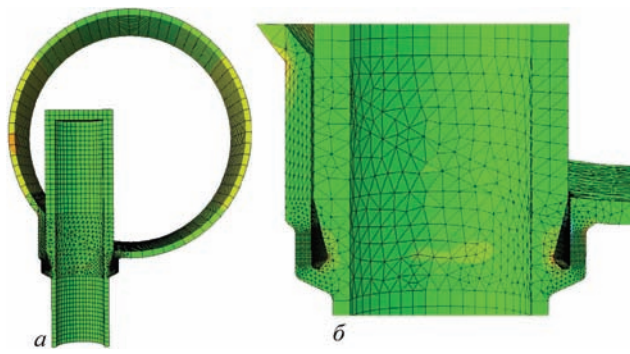


Рис. 6. Тривимірна скінчено-елементна модель вузла з'єднання патрубку з корпусом парогенератора: загальний вигляд (а) і зона зварного з'єднання № 111 (б)

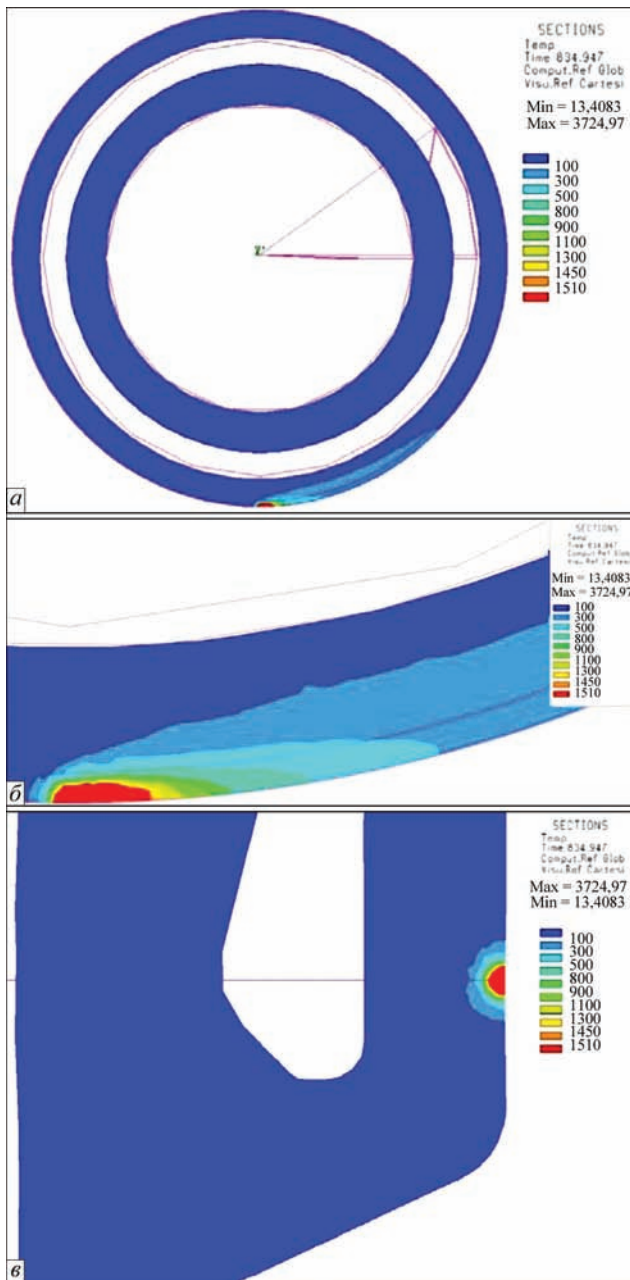


Рис. 7. Результати 3D моделювання температурних розподілів від рухомого джерела зварного нагріву в перерізах уздовж і поперек зварного з'єднання № 111

ності всієї конструкції, що складається з корпусу парогенератора, патрубка і колектора, необхідно обґрунтувати можливість застосування двовимірної осесиметричної задачі для отримання даних по залишковим напруженням з необхідною точністю. У разі визначення напруженого стану в зоні зварного з'єднання № 111 від робочого експлуатаційного навантаження знадобилося застосування тривимірної задачі, оскільки робочий тиск, що діє в різних зонах зазначеної конструкції (корпус паро-

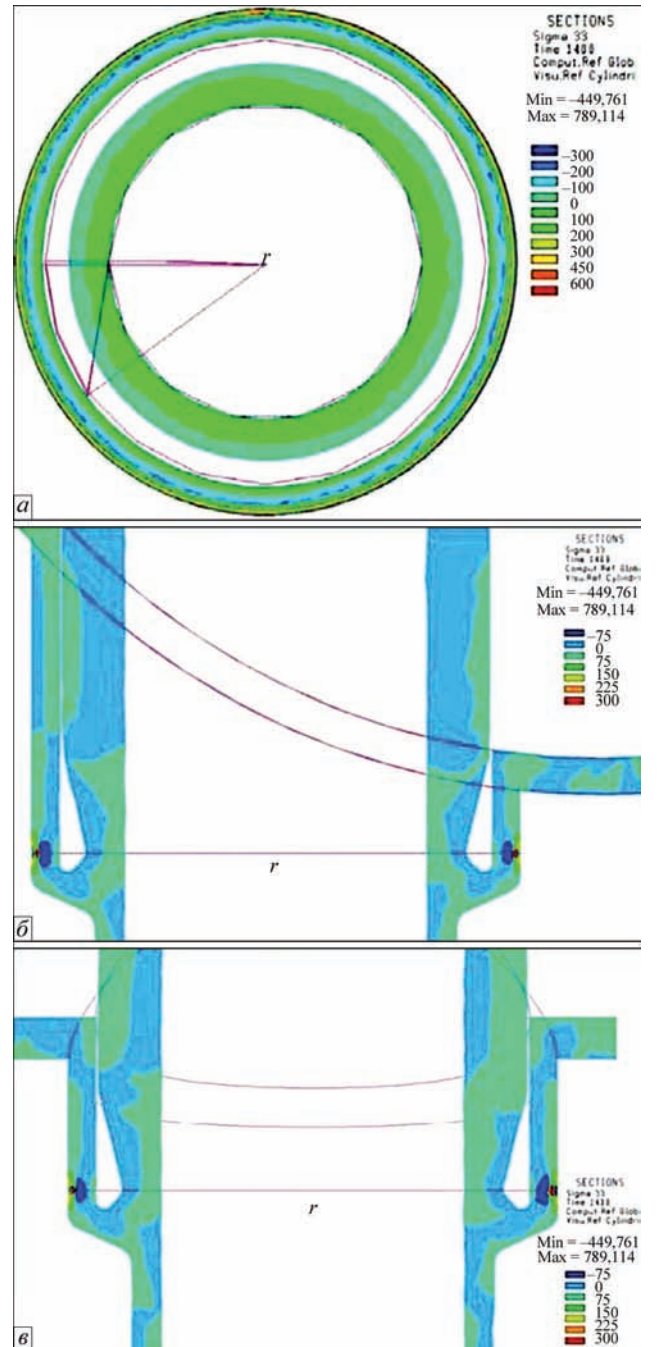


Рис. 8. Результати 3D моделювання залишкових осьових залишкових напружень σ_z від зварного проходу: а — в перерізі вздовж зварного з'єднання; б — перпендикулярний переріз через точки найвищої і найнижчої висоти патрубка; в — перпендикулярний переріз через точки рівної висоти патрубка

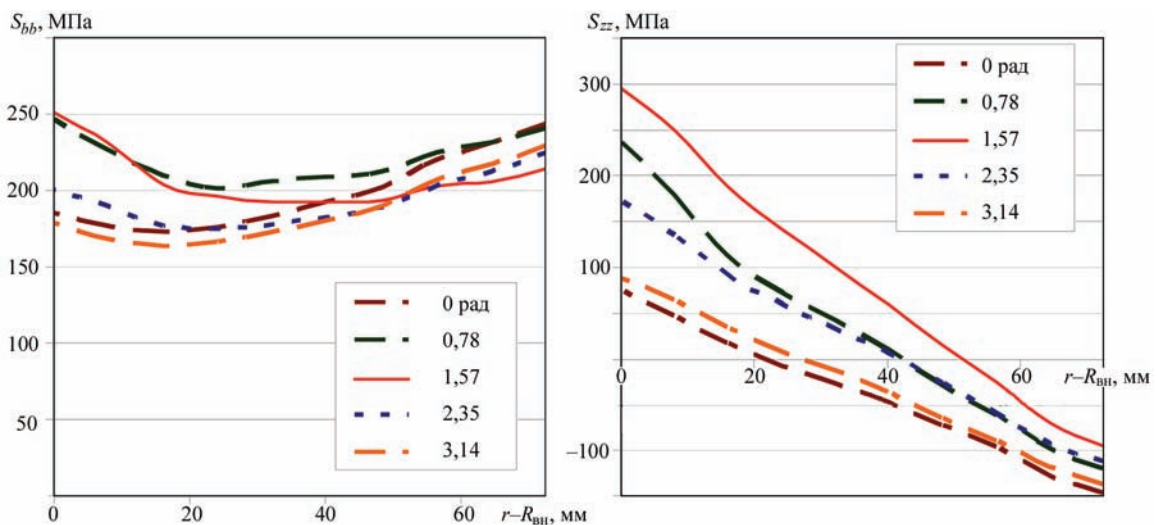


Рис. 9. Розподіл сумарних окружних $\sigma_{\phi\phi}$ (повздовжні відносно зварного шву) та осьових σ_{zz} (поперечні відносно зварного шву) напружень по товщині з'єднання № 111 на висоті 20 мм від дна кармана з урахуванням напружень від робочого тиску і залишкових напружень

генератора, патрубков, колектор), які є неосесиметричними по відношенню до зварного з'єднання 111, мають істотний вплив на розподіл напружень в зоні зварного з'єднання.

Залишкові зварювальні напруження виникають локально в досить вузькій зоні зварного з'єднання патрубка ПГ з колектором, яка є циліндричною, тобто осесиметричною. При розрахунках залишкових зварних напружень при дуговому зварюванні сталей найчастіше використовують схему швидкорухомого джерела, тобто допущення, що кожний прохід багатопрохідного зварного шва виконується одночасно по всій довжині зварного з'єднання. Таке припущення досить справедливо для зони вдалині від початку і кінця даного проходу, тобто для основної маси зварного шва. Таке припущення істотно скорочує обсяг розрахункових робіт і вносить, більш менш, помітні похибки для вказаних зон початку і кінця зварного проходу, на які поширені результати розрахунку для погонної частини дають тільки більш консервативні результати.

Стосовно до зварному з'єднанні № 111 відомо, що використання двомірної моделі термопластичності для визначення залишкових зварювальних напружень в циліндричних осесиметричних конструкціях з допущенням швидкорухомого джерела нагрівання і гіпотези плоскої деформації дає досить точні результати в порівнянні з загальною тривимірною моделлю рухомого джерела нагрівання [5, 6]. Відмінність зазвичай спостерігається в зоні початку-кінця зварювання. Для багатопрохідного зварювання цей вплив кінцевого ефекту на залишкові напруження знижується.

Для обґрунтування можливості застосування двомірної осесиметричної моделі для отримання

даних по залишковим напруженням з необхідною точністю був проведений розрахунковий експеримент по застосуванню загальної тривимірної моделі термопластичності при визначенні залишкових напружень від одного зварювального проходу, що імітує останній заповнюючий прохід, в зоні зварного з'єднання № 111.

Розподіл температури від рухомого джерела зварного нагріву ($Q_n = 4000$ кДж/см) в перерізі вздовж і впоперек зварного з'єднання показані на рис. 7. Представлені на рис. 8, 9 результати розрахунку залишкових осьових напружень σ_{zz} від зварного проходу в поперечному перерізі і в двох перпендикулярних перетинах уздовж осі колектора, показали, що у разі застосування загальної тривимірної моделі термопластичності розподіл залишкових напружень в зоні кільцевого зварного проходу має яскраво виражений однорідний (постійний) характер уздовж зварного шва. Це підтверджує зроблене припущення про локальність утворення залишкових зварювальних напружень в досить вузькій зоні зварного з'єднання патрубка ПГ з колектором і обґрунтовує можливість застосування двомірної осесиметричної моделі термопластичності з допущенням швидкорухомого джерела нагрівання для визначення залишкових зварювальних напружень в зоні багатопрохідного кільцевого зварного з'єднання № 111.

Висновки

1. Враховуючи актуальність проблеми пошкодження вузла зварного з'єднання № 111 приварювання колектора до патрубка Ду1200 парогенераторів ПГВ-1000 для АЕС України доцільною є розробка методів виконання розрахункового обґрунтування працездатності вузла зварного з'єднання № 111 з

виявленими в процесі експлуатації дефектами тріщиноподібного типу. Для проведення таких розрахунків дуже важливо мати інформацію про навантаженість цього вузла, в тому числі про залишкові напруження, пов'язані з технологією виготовлення або подальшого ремонту вузла приварювання колектора до патрубку Ду1200 парогенераторів.

2. З метою обґрунтування можливості застосування двомірної осесиметричної моделі термопластичності з допущенням джерела нагрівання, що швидко рухається, для визначення залишкових зварювальних напружень в зоні багатопрхідного кільцевого зварного з'єднання № 111 була застосована загальна тривимірна модель термопластичності для визначення напружено-деформованого стану при зварюванні кільцевого зварювального проходу, що імітує останній заповнюючий прохід в зоні зварного з'єднання № 111 і отриманий розподіл залишкових напружень, який має постійний характер уздовж зварного шва, що підтверджує зроблене припущення про локальність виникнення залишкових зварювальних напружень в досить вузькій зоні вузла зварного з'єднання патрубка ПГ з колектором.

3. Сумарні напруження з урахуванням напружень від робочого тиску і залишкових напружень мають неоднорідний характер вздовж кутової координати вузда зварного з'єднання № 111, конструкція якого (корпус парогенератора, патрубок, колектор) є неосесиметричною по відношенню до зварного з'єднання № 111. Максимальні сумарні окружні $\sigma_{\beta\beta}$ напруження (повздовжні відносно зварного шву) та осьові напруження σ_{zz} (поперечні відносно зварного шву) по товщині з'єднання № 111 визначені на висоті 20 мм від дна кармана. Сумарні окружні $\sigma_{\beta\beta}$ напруження є розтягуючі ми на рівні 175–250 МПа, а сумарні осьові напруження σ_{zz} на внутрішній поверхні мають високі роз-

тягуючі напруження σ_{zz} від 75 до 300 МПа, а на зовнішній зменшуються до –150 МПа.

4. Отримані результати прогнозування відносяться для всіх з'єднань № 111, як «гарячих», так і «холодних» колекторів, оскільки окремі відхилення, пов'язані з розмірами розробки, кількістю проходів, параметрами режиму зварювання та термообробки (в межах розглянутого техпроцесу) не роблять помітного впливу на кінцеві результати. Ці дані можна вважати вихідними для подальшої оцінки працездатності зварного з'єднання № 111.

1. *Оценка* напругенно-деформированного состояния узла «горячего» коллектора с патрубком парогенератора ПГВ-1000 АЭС / Г. В. Степанов, В. В. Харченко, А. И. Бабуцкий и др. // Проблемы прочности. — 2003. — № 5. — С. 142–153.
2. *Напряженно-деформированное* состояния узла «горячего» коллектора с патрубком парогенератора при локальной термообработке / Г. В. Степанов, В. В. Харченко, А. И. Бабуцкий и др. // Проблемы прочности. — 2006. — № 6. — С. 43–49.
3. *Перераспределение* напряжений в узле соединения коллектора с патрубком парогенератора ПГВ-1000 при его нагружении после термообработки / Г. В. Степанов, В. В. Харченко, В. И. Кравченко и др. // Проблемы прочности. — 2009. — № 3. — С. 25–31.
4. *Разработка* методик ультразвукового контроля и определения работоспособности узла приварки коллектора к парогенератору ПГВ-1000М / А. В. Дуб, В. А. Дурынин, А. Н. Разыграев и др. // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. — 2014. — № 4. — С. 36–51.
5. *Исследование* влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
6. *Возможности* метода суперэлементов при расчете остаточных напряжений в стыковых сварных соединениях труб для решения задач безопасной эксплуатации (сравнение осесимметричной и трехмерной схем решения) / Ал-ей Киселев, Ал-др Киселев, О. И. Иванова, И. А. Тутнов // Безопасность трубопроводов: 2-я междунар. конф., Москва, 15–19 сентября 1997: материалы конф. — М.: ИАЭ, 1997. — С. 1–12.

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ СКЛОННОСТИ ПЛАСТИН РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ ИЗ СПЛАВА НА ОСНОВЕ γ -АЛЮМИНИДА ТИТАНА К ХОЛОДНОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ

А. С. МИЛЕНИН, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Э. Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ,
Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Проведен численный комплекс исследований склонности пластин различной толщины из сплава на основе γ -алюминид титана к холодному растрескиванию при электронно-лучевой сварке встык. Обнаружено, что зарождение холодных трещин при сварке может происходить как на стадии охлаждения в результате высоких напряжений в области шва и зоны термического влияния, так и на стадии нагрева, когда на периферии сварной конструкции формируется поле растягивающих уравнивающих напряжений. Показано и экспериментально подтверждено, что равномерный подогрев перед сваркой и контролируемое остывание сварного образца позволяет получать бездефектные соединения пластин различных толщин.

Одним из актуальных направлений в разработке новых жаропрочных сплавов для нужд авиа- и машиностроения, космической отрасли, является создание сплавов на основе интерметаллидов. В частности, сложнoleгированные сплавы на основе γ -алюминид титана находят применение при производстве компонентов двигателей (поршней, клапанов, проч.), где необходимыми требованиями являются высокая жаропрочность и небольшой удельный вес. При этом возникает естественная необходимость получать неразъемные соединения отдельных элементов для их дальнейшего эффективного использования. Для этого в настоящее время широкое распространение получила электронно-лучевая сварка (ЭЛС), позволяющая соединять детали с минимальным короблением [1, 2]. Но при этом высокие скорости охлаждения металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ), а также повышенная чувствительность сложнoleгированных титановых сплавов к термическому воздействию обуславливают в ряде случаев пониженную пластичность соединения в состоянии после сварки, что может привести к зарождению дефектов типа холодных трещин [3, 4].

Известно, что, в общем случае, холодное растрескивание при сварке является следствием одновременного действия трех факторов, а именно формирования растягивающих напряжений в области закалочных структур при наличии соответствующих примесей внедрения (в частности, диффузионного водорода). Нивелирование любого из этих факторов существенно снижает риск возникновения дефектов сварки по механизму хо-

лодного растрескивания. Применительно к сварке пластин из интерметаллидных титановых сплавов, авторами ранее была показана эффективность предварительного подогрева области сварки [5], что позволяло снижать временные растягивающие напряжения, получать более благоприятную микроструктуру и эффективно сваривать электронным лучом, в частности, пластины толщиной 10 мм (см. рис. 1, а). Для этого на основе результатов численных исследований были определены необходимые температуры предварительного подогрева области сварки. Но при попытке сварки более тонких пластин, исходя из тех же рекомендаций, в сварных образцах зарождались холодные трещины (см. рис. 1, б). Сварка проводилась в режиме кинжального проплавления и, как показали результаты исследования микроструктуры поперечных образцов, проплавление достаточно равномерно по глубине, а значит, поля напряжений и деформаций соответствуют условиям плоского напряженного состояния. Поэтому с математической точки зрения, кинетика напряжений не зависит от толщины свариваемых пластин. Несмотря на это, ряд экспериментальных исследований подтвердил, что пластины толщиной 3 мм из титанового сплава более склонны к холодному растрескиванию при ЭЛС, чем пластины толщины 10 мм. Поэтому необходимы дополнительные исследования вопроса технологической свариваемости пластин различной толщины из сплавов на основе γ -алюминид титана с целью оптимизации режимов ЭЛС.

Для решения этой задачи в настоящей работе использовался комплексный подход математиче-

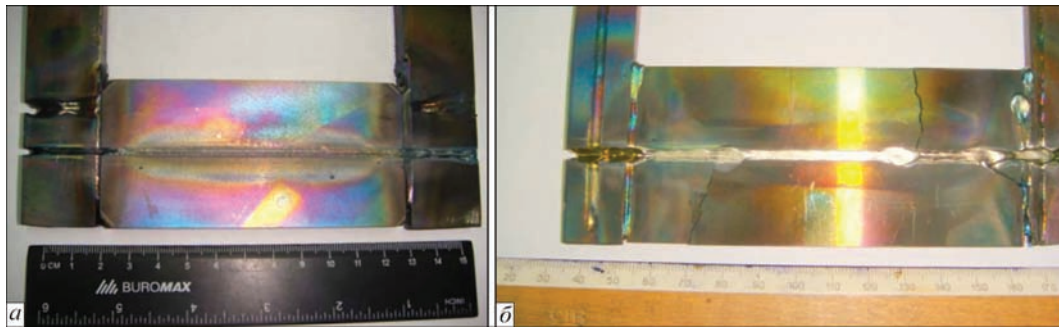


Рис. 1. Внешний вид образцов из сплава на основе γ -алюминид титана, варенных электронно-лучевой сваркой: *a* — бездефектный толщиной 10 мм; *б* — толщиной 3 мм с образовавшейся в результате сварки холодной трещиной

ского моделирования процесса ЭЛС с соответствующим экспериментальным подтверждением результатов, получаемых при сварке образцов из сплава Ti–52,82; Al–28,8; Nb–11,72; Cr–3,51; Zr–3,16 мас. % (см. рис. 1). Температурные поля при этом измерялись посредством термопар, установленных на нижней поверхности пластины около линии сварного стыка. Схема процесса сварки представлена на рис. 2.

Как указывалось выше, для всех рассматриваемых толщин свариваемых пластин ЭЛС проходит в режиме кинжального проплавления, поэтому температурное поле можно рассматривать равномерным по толщине. Таким образом, кинетика температур при ЭЛС может быть описана с помощью нестационарного уравнения теплопроводности:

$$c\gamma(T) \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla[\lambda(T)\nabla T] - \frac{\alpha(T - T_0) + \varepsilon_0 \sigma_{SF} (T^4 - T_0^4)}{\delta} + q, \quad (1)$$

где $c\gamma$, λ — зависящие от температуры объемная теплоемкость и теплопроводность металла, со-

ответственно; T — температура конструкции в момент времени t в точке с координатами (x, y) ; α_T — коэффициент поверхностной теплоотдачи в оснастку (опорный стол); ε_0 — степень черноты поверхности пластин; σ_{SB} — константа Стефана–Больцмана; T_0 — температура окружающей среды); q — поток тепла от источника сварочного нагрева в рассматриваемой области поверхности, который в случае кинжального проплавления при ЭЛС может быть описан, как

$$= \frac{\eta UI}{\pi \delta K_s} \exp\left(-\frac{x^2 + y^2}{K_s}\right), \quad (2)$$

где η — коэффициент полезного действия источника сварочного нагрева; U — ускоряющее напряжение на электронно-лучевой пушке; I — сварочный ток; K_s — коэффициент концентрации потока энергии в электронном пучке.

Граничные условия к уравнению теплопроводности (1) для рассматриваемого случая ЭЛС в вакууме имеют вид:

$$-\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} \alpha_T (T - T_C), & \text{в области контакта с оснасткой,} \\ \varepsilon_0 \sigma_{SF} (T^4 - T_C^4), & \text{на свободных поверхностях,} \end{cases} \quad (3)$$

где n — нормаль к поверхности конструкции.

Путем численного решения задачи (1)–(3) в рамках настоящей работы определялась кинетика температурных полей в свариваемых пластинах из титанового сплава при предварительном подогреве, сварке и последующем остывании до комнатной температуры. На основе этих численных результатов прогнозировалась кинетика напряженно-деформированного состояния (НДС) свариваемой конструкции. В основу данного этапа исследования положено конечно-элементное решение задачи нестационарной термопластичности путем последовательного прослеживания упруго-пластических деформаций от начала сварочного процесса вплоть до полного остывания конструкции [6, 7]. Для этого рассматривались характерные механизмы термомоформирования,

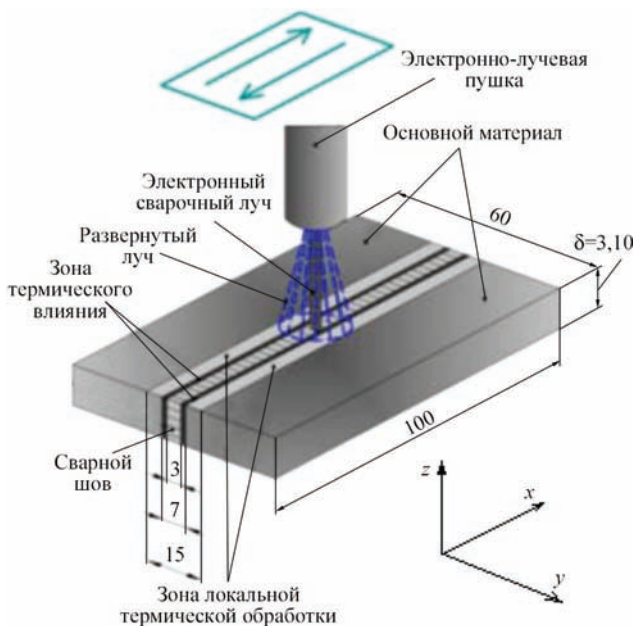


Рис. 2. Схема электронно-лучевой сварки встык пластин из сплава на основе γ -алюминид титана с предварительным локальным подогревом кромок

Температурные зависимости физико-механических свойств сплава Ti–52,82; Al–28,8; Nb–11,72; Cr–3,51; Zr–3,16 мас. %

$T, ^\circ\text{C}$	$E \cdot 10^{-5}, \text{МПа}$	$\sigma_s, \text{МПа}$	$\alpha \cdot 10^4, 1/^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{Дж}/(\text{м} \cdot \text{с} \cdot ^\circ\text{C})$	$C_\gamma \cdot 10^{-6}, \text{Дж}/(\text{м}^3 \cdot ^\circ\text{C})$
20	1,725	331,0	0,110	12,5	2,03000
100	1,690	328,0	0,110	12,5	2,59840
200	1,643	325,0	0,110	14,0	2,63900
300	1,586	322,0	0,110	15,0	2,67960
400	1,517	319,0	0,110	15,5	2,72020
500	1,441	316,0	0,110	15,5	2,76080
600	1,358	313,0	0,110	17,7	2,78110
700	1,269	310,0	0,110	20,1	2,78922
800	1,174	260,0	0,110	22,5	2,79328
900	1,174	150,0	0,110	22,0	2,79734
1000	0,974	100,0	0,110	22,0	2,84200
1100	0,740	50,0	0,110	22,0	2,84200
1200	0,070	50,0	0,110	22,0	2,84200

в частности, представлением тензора деформации $\varepsilon_{ij}(i, j = x, y, z)$ в виде соответствующих компонент:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij} d\varepsilon_{ij}^T, \quad (4)$$

где $d\varepsilon_{ij}^e, d\varepsilon_{ij}^p, d\varepsilon_{ij}^T$ — компоненты приращения тензора деформаций, которые определяются упругим механизмом деформирования, пластическим течением и температурным расширением, соответственно.

Связь между тензорами напряжений ε_{ij} и деформаций σ_{ij} в рамках конечно-элементного описания, представима в виде:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m) + \delta_{ij}(K\sigma_m + \Delta\varepsilon_T) - \frac{1}{2G}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m)^* + (K\sigma_m)^*, \quad (5)$$

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \left(\psi - \frac{1}{2G} \right) (\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m), \quad (6)$$

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\psi} \left(\Delta\varepsilon_{ij} + \delta_{ij} \frac{\psi - K}{K} \Delta\varepsilon \right) + J_{ij}, \quad (7)$$

где $K = (1 - 2\nu)/E, G = 0,5E/(1 + \nu), E$ — модуль Юнга, ν — коэффициент Пуассона, $\sigma_m = \sigma_{ii}/3$ —

мембранное напряжение, ψ — функция состояния материала, определяемая итерированием для удовлетворения условиям пластического течения

$$\psi = \frac{1}{2G}, \text{ если } \sigma_i < \sigma_s = \sigma_T; \\ \psi > \frac{1}{2G}, \text{ если } \sigma_i = \sigma_s; \quad (8)$$

состояние $\sigma_i > \sigma_s$ недопустимо,

σ_T — предел текучести материала; $\sigma_i = \sqrt{\sigma_{ij}\sigma_{ij}/2}$ — интенсивность напряжений.

Первый этап исследования заключался в определении особенностей кинетики температурных полей при ЭЛС пластин различной толщины из титанового сплава на основе γ -алюминиды титана (Ti–52,82; Al–28,8; Nb–11,72; Cr–3,51; Zr–3,16 мас. %), свойства которого приведены в таблице. Следует отметить, что нагрев пластин толщиной $\delta = 10$ мм (с предварительным подогревом $T = 450^\circ\text{C}$ и отжигом 900°C в течение 5 мин, $U = 60$ кВ; $I = 100$ мА; $v = 7$ мм/с) и $\delta = 3$ мм (с предварительным подогревом $T = 450^\circ\text{C}$ и отжигом 900°C в течение 5 мин, $U = 60$ кВ; $I = 35$ мА;

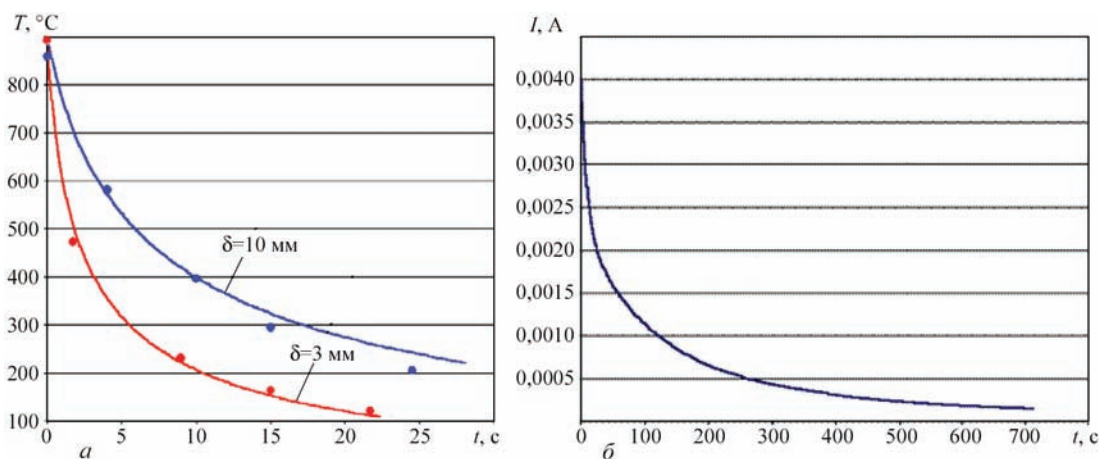


Рис. 3. Кинетика охлаждения пластины различной толщины после ЭЛС (а) и рекомендованный режим послесварочного подогрева сканирующим источником пластины $\delta = 3$ мм для контролируемого остывания в том же режиме, что и пластина толщины $\delta = 10$ мм (б)

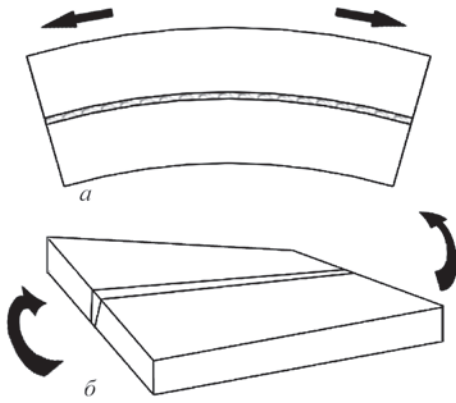


Рис. 4. Схемы возможного макродеформирования сварной пластины при сварке, которое может вызывать локальное увеличение растягивающих напряжений: *a* — изгиб; *б* — кручение

$v = 7$ мм/с) сходны, но кинетика охлаждения существенно различна, что подтверждают как численные, так и экспериментальные исследования, находящиеся в хорошем соответствии (см. рис. 3, *a*). Это связано с тем, что скорость теплоотвода через поверхность свариваемого образца в вакуум ограничивается подводом тепла из металла к поверхности по механизму теплопроводности, т. к. величина λ для титана характерно низка. Поэтому пластина с толщиной $\delta = 10$ мм остывает существенно дольше, чем более тонкая, что определяет благоприятные условия с точки зрения отсутствия условий образования метастабильных фаз, увеличивающих склонность металла к холодному растрескиванию. Для обеспечения необходимых режимов охлаждения сварного металла после сварки и послесварочного отжига было предложено использование контролируемого остывания: после окончания сварки электронный пучок расфокусировался и продолжал нагрев всего изделия на режимах, позволяющих повторить такой же цикл охлаждения, который был реализован при сварке пластин $\delta = 10$ мм и который был принят

как оптимальный. Как показали результаты расчета, для этого ток нагрева должен меняться во времени после сварки согласно зависимости, показанной на рис. 3, *б*.

Для подтверждения данной гипотезы были проведены экспериментальные исследования, которые, все же, не позволили получить бездефектные сварные пластины толщины $\delta = 3$ мм, несмотря на то, что температурные циклы при сварке и последующем остывании являются идентичными тем, что реализуются при сварке пластин с $\delta = 10$ мм. Более того, было обнаружено, что растрескивание имеет место на стадии нагрева образца до высоких температур, но до расплавления металла. Как известно, при этом в зоне сварки формируются только сжимающие нормальные напряжения, которые не могут приводить к появлению трещинообразных дефектов. Было сделано предположение, что более тонкие сварные образцы были подвержены деформациям общего изгиба (см. схему на рис. 4, *a*). Как показали результаты расчетов, для этого необходим существенный изгиб (более 3 мм), который не наблюдался на сваренном образце. Другим возможным объяснением зарождения трещин на стадии нагрева было наличие общих деформаций кручения более тонкого образца (см. рис. 4, *б*) и, как результат, формирование поля касательных напряжений. Было проведено моделирование трехмерного поля напряжений при ЭЛС пластин толщиной $\delta = 3$ мм в условиях кручения (отклонения параллельности кромок на величину около 1 мм), но, как видно из результатов, представленных на рис. 5, это не вызывает появления существенных касательных напряжений, которые могли бы вызвать зарождение трещин сдвига.

Объяснение обнаруженного явления растрескивания более тонких пластин на стадии нагрева связано с методом предварительного подогрева

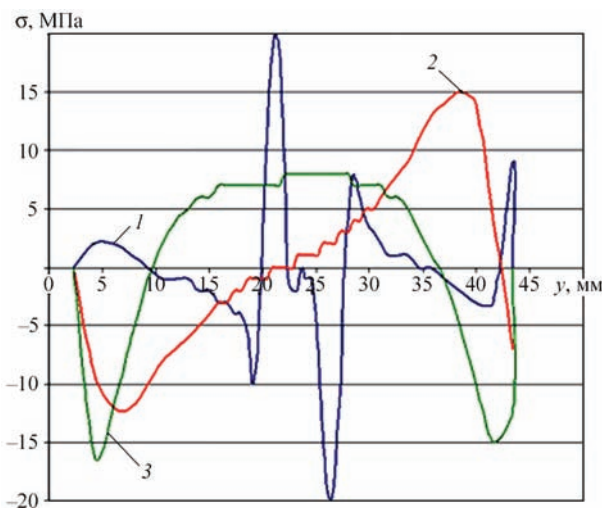


Рис. 5. Распределение касательных напряжений τ_{xy} (1), τ_{xz} (2), τ_{yz} (3), которые формируются в свариваемом образце ($\delta = 3$ мм) с учетом деформаций кручения

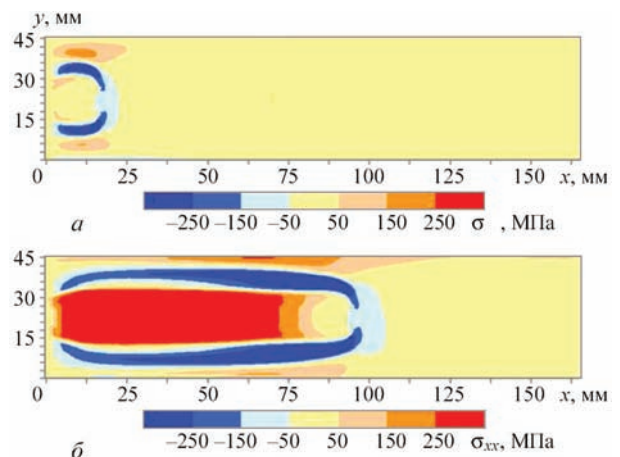


Рис. 6. Распределение продольных напряжений в свариваемом образце на начальном этапе сварки (*a*) и в стационарном тепловом режиме (*б*) при локальном предварительном подогреве области сварки

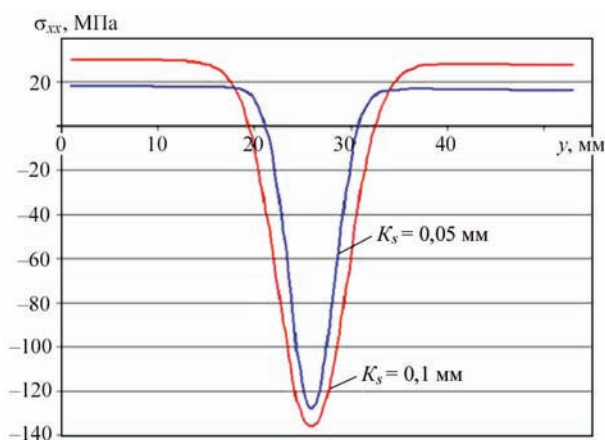


Рис. 7. Влияние коэффициента концентрации источника сварочного нагрева K_s при начальном подогреве на величину продольных напряжений в процессе ЭЛС пластин из сплава на основе γ -алюминидов титана

ва образца перед сваркой и способом измерения температуры при этом. Как указывалось выше, предварительный подогрев производился только в области сварки за несколько проходов луча при низкой мощности нагрева до тех пор, пока термометр на нижней поверхности не зафиксирует нагрев до нужной температуры (около 450 °С). При этом более толстый образец прогревается не только вглубь, но и на периферии, тогда как для более тонкого образца периферия остается достаточно холодной. Как видно на рис. 6, в области кромки как на стадии нагрева, так и в стационарном режиме сварки формируются положительные осевые напряжения, которые уравнивают сжимающие напряжения в области сварного стыка и являются потенциальным местом зарождения холодных трещин. Как показали результаты численного анализа (рис. 7) расфокусировка луча при

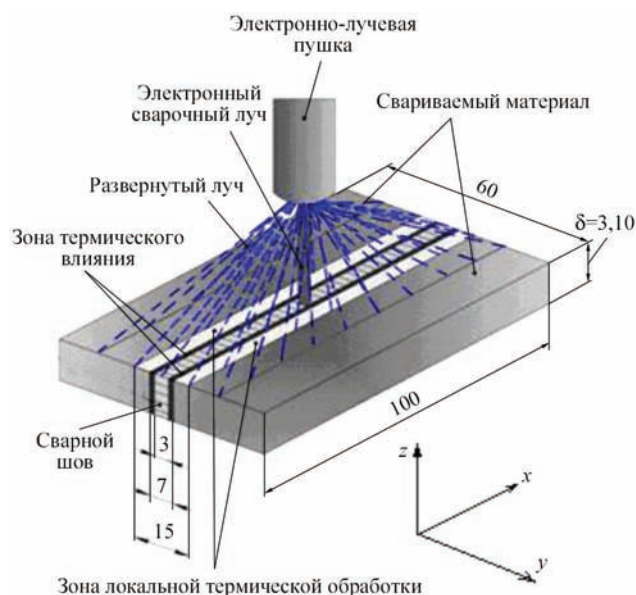


Рис. 8. Рекомендованная схема электронно-лучевой сварки встык пластин из сплава на основе γ -алюминидов титана с равномерным предварительным подогревом

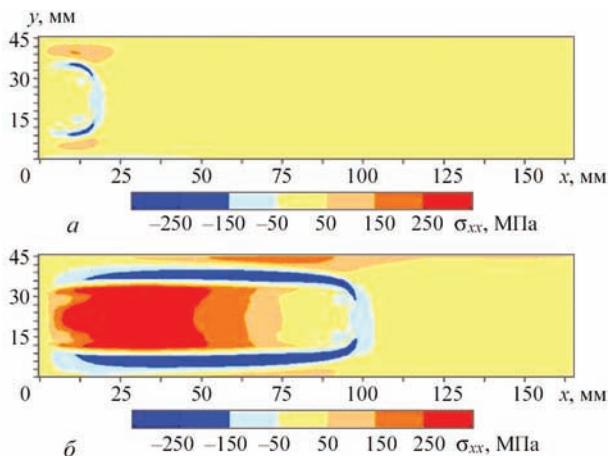


Рис. 9. Распределение продольных напряжений в свариваемом образце на начальном этапе сварки (а) и в стационарном тепловом режиме (б) с учетом предварительного равномерного подогрева

предварительном нагреве и соответствующее увеличение области прогрева позволяют в полтора раза снизить напряжения на периферии образца при сварке. Наиболее рациональным является использование сканирующего предварительного подогрева по всей поверхности образца (см. рис. 8): это позволяет, во-первых, заметно снизить уровень временных напряжений на всех этапах ЭЛС (см. рис. 9), во-вторых, получить более гладкие кривые температурных циклов (рис. 10), что положительно влияет на структурный состав металла и снижает вероятность возникновения нежелательных структурных составляющих в рассматриваемом сложнoleгированном сплаве на стадии нагрева.

Исходя из этих результатов численного и экспериментального анализа, для сварки пластин толщиной $\delta = 3$ мм из сплава на основе γ -алюминидов титана было рекомендовано наряду с контро-

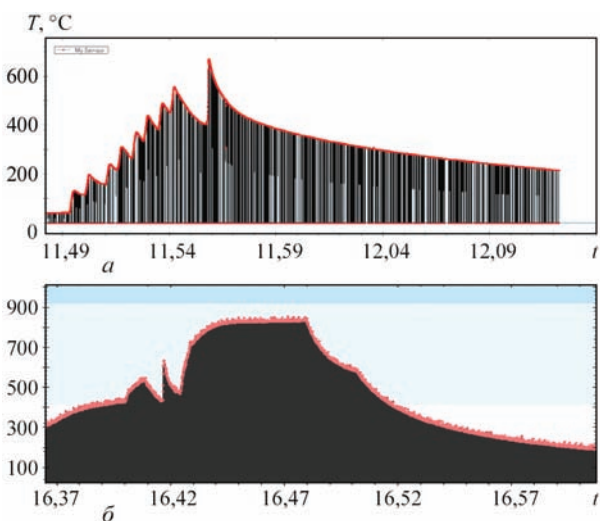


Рис. 10. Влияние способа предварительного подогрева на характер температурных циклов при сварке согласно результатам экспериментальных измерений: а — сфокусированным источником путем нескольких последовательных проходов; б — сканированием большей части свариваемой пластины



Рис. 11. Бездефектная пластина толщиной 3 мм сваренная при равномерном предварительном подогреве конструкции и с контролируемым остыванием после сварки

лируемым остыванием по режимам, указанным на рис. 3 б, использовать предварительный подогрев до 450 °С по всему объему образца сканированием его верхней поверхности. Следуя данным технологическим рекомендациям, была получена бездефектная сварная пластина толщиной $\delta = 3$ мм (см. рис. 11), что подтверждает корректность сделанных выводов.

Выводы

1. Разработан комплекс математических моделей и компьютерных программ для численного прогнозирования кинетики температурного поля при однопроходной ЭЛС пластин из сплава на основе γ -алюминиды титана, проведено сравнение расчетных результатов с данными натурных экспериментов, показана достаточная точность предложенных моделей.

2. Показано, что основное отличие между температурными циклами ЭЛС пластин различной толщины заключается в существенно меньшей скорости остывания пластин большей толщины. Это обуславливает более благоприятные условия формирования структурного состава рассматриваемого интерметаллидного сплава и соответствующее снижение склонности металла к холодному растрескиванию после сварки.

3. Предложены режимы контролируемого остывания пластин толщиной 3 мм, позволяющие компенсировать избыточную поверхностную теплоотдачу и повторить температурные циклы, наблюдаемые при сварке пластин толщиной 10 мм и избежать появления такого рода дефектов на стадии охлаждения конструкции после сварки. Для этого рекомендовано производить подогрев изделия после сварки и термообработки расфокусированным электронным пучком с постепенным снижением его мощности.

4. Разработан комплекс математических моделей и компьютерных программ для численного

прогнозирования кинетики напряженно-деформированного состояния пластин из сплава на основе γ -алюминиды титана при однопроходной ЭЛС, проведен комплекс исследований влияния процесса сварки, предварительной и послесварочной термообработки на распределение временных и остаточных напряжений в пластинах различной толщины.

5. Показано, что степень фокусировки луча при предварительном подогреве оказывает ощутимое влияние на величину растягивающих аксиальных напряжений на периферии изделия в процессе сварки. Так как измерения температуры при предварительном подогреве пластин производились на нижней поверхности, то достижение нужной температуры происходило при большем прогреве по ширине изделия толщиной 10 мм, тогда как для пластин толщины 3 мм локальный предварительный подогрев характеризовался более узкой областью высоких температур.

6. Численно показано и подтверждено экспериментально, что использование распределенного источника предварительного нагрева изделия перед сваркой позволяет реализовать благоприятные условия термомодеформирования изделия во время сварки и при последующем остывании с точки зрения минимизации склонности металла к зарождению макроскопических холодных трещин, а именно: снизить величину временных растягивающих аксиальных напряжений на периферии изделия, где зарождаются холодные трещины (в том числе, на стадии нагрева пластин), а также уменьшить негативное влияние локальных пиков температур, обусловленных перемещением вдоль сварного стыка сконцентрированного источника при предварительном подогреве конструкции.

1. *Сварка высокопрочных титановых сплавов* / С. М. Гуревич, Ф. Р. Куликов, В. Н. Замков и др. — М.: Машиностроение, 1975. — 150 с.
2. *Сварные соединения титановых сплавов* / В. Н. Моисеев, Ф. Р. Куликов, Ю. Г. Кириллов и др. — М.: Металлургия, 1978. — 248 с.
3. *Риск образования холодных трещин при сварке конструкционных высокопрочных сталей.* // В. И. Махненко, В. Д. Позняков, Е. А. Великоиваненко и др. / Збірник наукових праць НУК. — № 3. — 2009. — С. 5–12.
4. *Прохоров Н. Н.* Физические процессы в металлах при сварке. — Т.2, Металлургия. — Москва, 1976. — 600 с.
5. *Выбор температуры предварительного подогрева γ -алюминиды титана при ЭЛС* // В. Н. Замков, Е. А. Великоиваненко, В. К. Сабокарь и др. / Автоматическая сварка. — № 11. — 2001. — С. 20–23.
6. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наукова думка, 1976. — 320 с.
7. *Махненко В. И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наукова думка, 2006. — 618 с.

ЧИСЛЕННОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ДОКРИТИЧЕСКОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛА ОТВЕТСТВЕННЫХ СВАРНЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ СТАТИЧЕСКИХ И УСТАЛОСТНЫХ НАГРУЗКАХ

А. С. МИЛЕНИН, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

На основе комплекса математических моделей термдеформированного и поврежденного состояний сварных трубопроводных элементов проведены исследования характера геометрических аномалий типа локальных потерь металла в области однопроходных и многопроходных сварных швов на статическую и усталостную прочность конструкции. Предложены критерии предельного состояния конструкций с учетом сложного напряженно-деформированного и поврежденного состояний металла. На характерных примерах изолированной и множественной коррозионной дефектности в области монтажных и ремонтных сварных швов показаны особенности зарождения и развития докритической поврежденности материала и ее влияние на предельное состояние конструкции в условиях статического и ультрамалоциклового нагружения.

Работоспособность ответственных сварных конструкций, эксплуатирующихся в условиях сложного силового нагружения под действием агрессивной окружающей среды, во многом определяется их сопротивляемостью к зарождению макродефектов несплошности (трещин, пор, локальных коррозионных потерь металла) [1–3]. Наличие локальных концентраторов напряжений может вызвать недопустимое снижение несущей способности конструкционного элемента вплоть до недопустимого уровня. При этом, зарождению и развитию макродефектов предшествует рассеянная докритическая микроповрежденность (ДМ) металла, которая хоть и не приводит к существенному снижению несущей способности конструкции, но меняет свойства металла и его стойкость к различным видам разрушения. Поэтому для проведения аналитических оценок в рамках процедур технической диагностики, необходимо использование методик, учитывающих особенности поврежденного состояния металла на различных участках и его влияние на эксплуатационные характеристики конструкции в целом.

Появление ДМ может быть обусловлено рядом факторов различной природы: интенсивным пластическим деформированием, усталостным нагружением, высокой концентрацией диффузионного водорода, радиационным облучением, проч. [4–6] При этом, накопление ДМ под действием регулярных эксплуатационных воздействий учитывается

при разработке конструкционных решений как деградация материала, что позволяет консервативно оценивать их текущее состояние. Но если конструкция подвергалась существенному нерегулярному воздействию природного или техногенного характера (оползни, землетрясения, перегрузка при пусконаладочных работах и т.п.), то необходимо оценить степень повреждения, которое получил материал. Наличие монтажных или ремонтных сварных швов усложняет такой анализ, так как сварные соединения являются местами локальной химической и структурной неоднородности, а также характеризуются остаточным напряженно-деформированным состоянием, обусловленным накопленными в процессе сварки пластическими деформациями, которые зависят от технологических параметров сварки. Поэтому разработки математических моделей накопления ДМ ответственных сварных конструкций, в частности, для характерных случаев существенного внешнего статического, статически переменного или усталостного воздействия, вызывающего пластическое течение металла и нарушение его сплошности, являются актуальными и практически важными.

Трубопроводные элементы и сосуды давления являются одними из самых распространенных типов сварных конструкций, зачастую, предполагающих долгосрочную эксплуатацию в условиях внешнего силового нагружения и агрессивного коррозионного воздействия. Допустимость формирующихся при этом эксплуатационных дефектов определяется на

основе актуальных нормативных документов и стандартов, исходя из предположений об известных закономерностях деградации свойств материала конструкции во времени [7, 8]. Избыточное нагружение, которое сопровождается пластическим деформированием металла, может вызывать зарождение ДМ по вязкому механизму разрушения, уменьшая площадь эффективного поперечного сечения конструкции, что не учитывается в соответствующих методиках оценки состояния трубопроводов и сосудов давления. Авторами в рамках предыдущих исследований были предложены подходы численного анализа предельного состояния сварных трубопроводных элементов с дефектами локальной коррозии металла в области металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) [9, 10]. С их помощью было исследовано влияние послесварочного напряженного состояния на склонность конструкции к зарождению и развитию разрушения в области дефекта. В частности, показано, что взаимодействие полей напряжений и пластических деформаций в области геометрического концентратора и места сварки может иметь негативное влияние на статическую прочность конструкции. Но важные, с практической точки зрения, задачи оценки работоспособности трубопроводных элементов с коррозионными дефектами несплошности в области монтажной или ремонтной сварки в условиях ультрамалоциклового и малоциклового нагружения требуют дальнейшего развития данных методик. Целью настоящей работы является разработка методов и соответствующих математических моделей процессов зарождения и развития ДМ в металле ответственных сварных конструкций под воздействием ультрамалоциклового и малоциклового нагружения с точки зрения оценки их состояния, а также исследование на примере трубопроводных элементов с коррозионными дефектами несплошности в области монтажной или ремонтной сварки характерных особенностей влияния сварки на работоспособность дефектных конструкций.

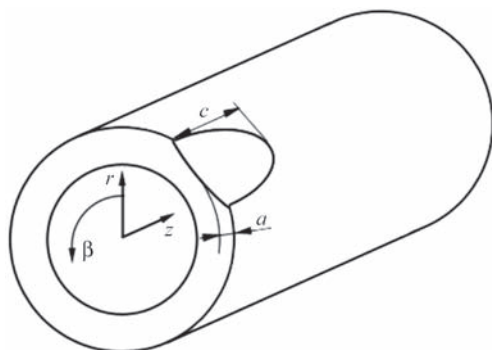


Рис. 1. Схема участка трубопровода с внешним полуэллиптическим дефектом локального утонения стенки

Известно, что механизм усталостного разрушения при ультрамалоциклового и малоциклового нагружении связан с накоплением и развитием ДМ на каждом из циклов пластического деформирования металла. При континуальном описании этого процесса принято использовать мезомасштабное приближение, основанное на моделях вязкого разрушения сплошной среды [11, 12]. Для прогнозирования данных процессов необходимо корректно описать этапы вязкого разрушения с учетом неизоэрометрического состояния материала при сварке. Для этого, модели разрушения должны быть объединены с соответствующими моделями кинетики температурного и напряженно-деформированного состояния при сварке и циклическом нагружении, что позволит получить полную систему взаимосвязанных физико-механических процессов, имеющих место в металле трубопровода.

Кинетика температурного поля при монтажной и ремонтной дуговой сварке может быть описана с помощью нестационарного уравнения теплопроводности, в многомерном случае представимого в виде [13]:

$$c\gamma(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla[\lambda(T)\nabla T], \quad (1)$$

где $c\gamma$, λ — объемная теплоемкость и теплопроводность металла, соответственно; T — температура конструкции в момент времени t в точке с координатами (r, β, z) , согласно схеме, представленной на рис. 1.

Для решения уравнения (1) и адекватного учета особенностей технологического процесса сварки, необходима постановка граничных условий, которые для рассматриваемого случая имеют следующий вид:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n} = \alpha_T(T - T_0) + \varepsilon_0\sigma_{SB}(T^4 - T_0^4) - q, \quad (2)$$

где n — нормаль к поверхности конструкции; α_T — коэффициент поверхностной теплоотдачи; ε_0 — степень черноты поверхности трубопровода; σ_{SB} — константа Стефана–Больцмана; T_0 — температура окружающей среды; q — поверхностный поток тепла от источника сварочного нагрева в рассматриваемой области поверхности.

Конечно-разностное решение задачи (1)–(2) позволяет оценивать распределение температур в процессе сварки с учетом конкретных технологических параметров. Расчетная кинетика температурного состояния конструкции при сварке лежит в основе численной оценки напряженно-деформированного и поврежденного состояний трубопроводного элемента. Компоненты тензора деформаций ε_{ij} ($i, j = r, \beta, z$) в рассматриваемом случае представимы в виде суперпозиции следующих компонент:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij}(d\varepsilon_{ij}^t + df/3), \quad (3)$$

где $d\varepsilon_{ij}^e, d\varepsilon_{ij}^p, d\varepsilon_{ij}^T$ — компоненты приращения тензора деформаций, которые определяются упругим механизмом деформирования, пластическим течением и температурным расширением, соответственно; f — объемная концентрация равномерно распределенных пор вязкого разрушения.

В (3) фигурирует объемная концентрация равномерно распределенных пор f , наличие которой отличает разработанные модели от классических методов анализа термомодеформированного состояния сплошной среды. Наличие ДМ не только имеет аддитивную составляющую в тензоре деформаций, но и меняет поверхность текучести материала Φ , для математического описания которой нашли широкое применение подходы Гурсона, Твергаарда и Нидлмана (так называемая ГТН модель) [14]:

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_T} \right)^2 - (q_3 f^*)^2 + 2q_1 f^* \cosh \left(q_2 \frac{3\sigma_m}{2\sigma_T} \right) - 1, \quad (4)$$

где $q_1 = 1,5, q_2 = 1, q_3 = 1,5$ — константы; f^* — эквивалентная концентрация пор; σ_T — предел текучести материала; $\sigma_m = (\sigma_{rr} + \sigma_{\beta\beta} + \sigma_{zz})/3$ — среднее значение нормальных компонент тензора напряжений; $\sigma_{ij}, \sigma_i = \sqrt{\sigma_{ij}\sigma_{ij}}/2$ — интенсивность напряжений; σ_T — предел текучести материала.

Эквивалентная концентрация пор f^* в (4), учитывающая взаимодействие между отдельными несплошностями, оценивается на основе следующих соотношений [15]:

$$f^* = \begin{cases} f, & \text{если } f \leq f_c, \\ f_c + \frac{f_u - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c), & \text{если } f > f_c \end{cases}, \quad (5)$$

где f_c — критическая концентрация несплошностей, до которой отдельные поры не взаимодействуют, принято считать $f_c = 0,15$; f_f — концентрация пор, при которой происходит разрушение конечного элемента, $f_u^* = 1/q_1$.

Как видно из (4), предельный переход $f^* \rightarrow 0$ переводит ГТН модель в условие текучести Мизеса. Также для корректного описания предельного состояния рассматриваемых конструкций необходимо учитывать деформационное упрочнение металла в условиях статического и циклического эксплуатационного нагружения, а именно изменение его предела текучести согласно следующему соотношению [16]:

$$\sigma_T = \sigma_T^0 \times \left\{ 1 + c_1 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) + c_2 \left[\ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right]^2 \right\} \left[1 + \left(\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} \right)^m \right],$$

где $c_1 = 2,149 \cdot 10^{-3}; c_2 = 9,112 \cdot 10^{-2}; \varepsilon_0 = 1,540 \cdot 10^{-4}, m = 0,14$ — константы; точкой над переменной обозначено дифференцирование по времени.

Для оценки зарождения пор вязкого разрушения при пластическом течении материала в неизотермическом случае использовался модифицированный критерий Джонсона–Кука [9], согласно которому в некотором объеме металла появляется начальная пористость с концентрацией f_0 при выполнении следующего условия:

$$\chi_k = \int \frac{d\varepsilon_i^p}{\varepsilon_c(T)} > 1, \quad (6)$$

где $d\varepsilon_i^p = \sqrt{2}/3 \sqrt{d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p}, \varepsilon_c(T)$ — критическая величина пластических деформаций.

Критическая пластическая деформация ε_c в (6) может быть вычислена согласно следующему соотношению:

$$\varepsilon_c(T) = \left[d_1 + d_2 \exp \left(-d_3 \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \right) \right] \exp \left\{ \left[\frac{\sigma_T - \sigma_T(T)}{B_f} \right]^\xi \right\},$$

где d_1, d_2, d_3, B_f, ξ — константы.

Дальнейший рост концентрации пор вязкого разрушения в процессе пластического деформирования металла, в частности, при эксплуатационном статическом или циклическом нагружении, подчиняется закону Райса–Трэйси, а именно [17]:

$$df = k_{ms} f_0 K_1 \exp \left(K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \right) d\varepsilon_i^p, \quad (7)$$

где k_{ms} — коэффициент, учитывающий пластическое микродеформирование металла в предположении линейной зависимости пластическим деформированием металла в микро- и макромасштабе, $K_1 = 0,28, K_2 = 1,5$ — константы.

Конечно-элементное решение краевой задачи нестационарной термопластичности проводилось путем прослеживания совместного развития упруго-пластических деформаций, докритического и критического разрушения по вязкому механизму. Реализация такого численного прослеживания связана с двумя нелинейностями по физическим процессам: пластическому деформированию и разрушению. Для формального решения этих нелинейных задач были реализованы соответствующие итерационные процессы, позволяющие находить состояние конечного элемента, удовлетворяющее уравнениям равновесия и условию (4). Так, для решения нелинейности по пластическому деформированию был использован подход, предложенный В. И. Махненко [18, 19], а именно рассмотрение функции состояния материала ψ , удовлетворяющей следующим условиям на поверхности текучести:

$$\psi = \frac{1}{2G}, \text{ если } \sigma_i < \sigma_s = \sigma_T \times \sqrt{1 + (q_3 f^*)^2 - 2q_1 f^* \cosh\left(q_2 \frac{3\sigma_m}{2\sigma_T}\right)}, \quad (8)$$

$$\psi > \frac{1}{2G}, \text{ если } \sigma_i = \sigma_s,$$

состояние $\sigma_i > \sigma_s$ недопустимо,

где $G = 0,5E/(1 + \nu)$, E — модуль Юнга, ν — коэффициент Пуассона.

Основная сложность при моделировании циклического нагружения заключается в том, что небольшие изменения металла на одном цикле нагружения, а именно накопление и рост ДМ, вызывают изменение поверхности текучести согласно (4), что вызывает изменение петли пластического деформирования. Но при этом на каждом этапе нагрузки необходимо определить равновесное состояние поврежденности и соответствующее ему распределение напряжений и деформаций. Для этого из предположения, что стационарное состояние характеризуется пренебрежимо малой скоростью роста ДМ по (7), предлагается проводить следующий итерационный процесс по функции ψ_k :

$$F = \begin{cases} F + dF, \text{ если} \\ f_0 K_1 \exp\left(K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) d\epsilon_i^p = \psi_k \leq \psi_k^0 \approx 10^{-5}; \\ F, \text{ если } \psi_k > \psi_k^0, \end{cases} \quad (9)$$

где F — система внешних силовых нагрузок, действующих на конструкцию; dF — приращение

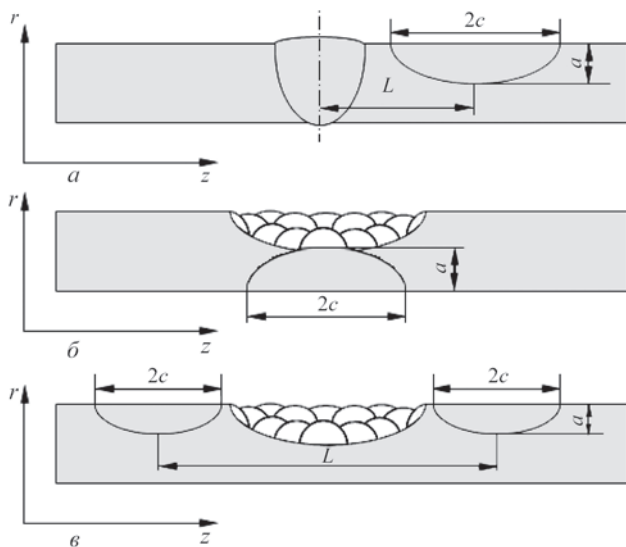


Рис. 2. Схемы различных видов коррозионной дефектности в области монтажной или ремонтной сварки: а — изолированный дефект утонения в области монтажного кольцевого шва; б — изолированный дефект утонения в области многопроходной ремонтной наплавки локальной потери металла; в — множественный дефект утонения стенки трубы в области многопроходной ремонтной наплавки локальной потери металла

силовых нагрузок в процессе численного прослеживания.

Таким образом, решение задач (8)–(9) на каждом этапе прослеживания позволяет с контролируемой степенью точности определять степень поврежденности материала сварной конструкции с учетом ее геометрических особенностей. В качестве критерия зарождения макроскопического разрушения использовалось условие хрупко-вязкого разрушения, а именно выполнение одного из трех условий:

$$\left(\psi - \frac{1}{2G}\right)_{KP} \geq \frac{\epsilon_f - \epsilon_p^*}{1,5\sigma_i} \approx \frac{\epsilon_f - \epsilon_p^*}{1,5\sigma_s(\epsilon_p, T)};$$

$$f^* \rightarrow f_d^* = \frac{2q_1}{q_3} \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_T}\right); \quad (10)$$

$$\frac{\sigma_1}{1 - 2f/3} > S_K,$$

где S_K — напряжения величины микроскола; индекс «*» относит переменную к предыдущему шагу прослеживания, ϵ_f — предельная деформационная способность материала.

В случае если для некоторого конечного элемента выполняется одно из условий (10), считалось, что данный конечный элемент теряет свою несущую способность и на его месте сформировалась макроскопическая несплошность. Дальнейшее нагружение конструкции и развитие макроразрушения, в итоге приводит к лавинообразной потере несущей способности материала в рамках итерационного процесса (9), что можно интерпретировать, как спонтанное разрушение конструкции. В зависимости от точности имеющихся данных и от производственной необходимости, предельным состоянием ответственной конструкции можно считать либо момент зарождения первой макронесплошности, либо ее спонтанное разрушение.

Посредством данной численной методики в рамках настоящей работы было проведено исследование особенностей взаимного влияния дефектов локальной потери металла и областей

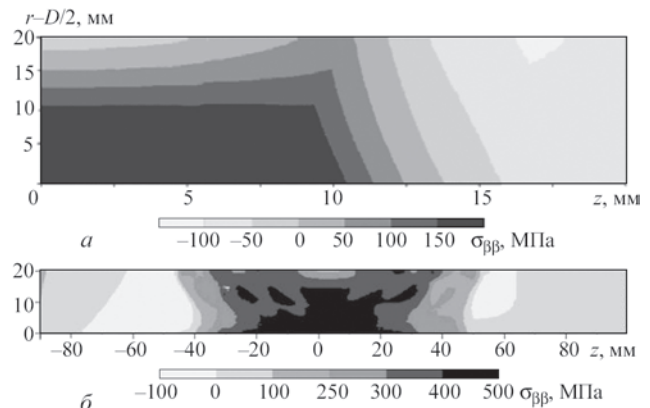


Рис. 3. Результаты моделирования поля окружающих напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ в области монтажной сварки (а) и многопроходной ремонтной наплавки дефекта локального утонения стенки трубопровода (б)

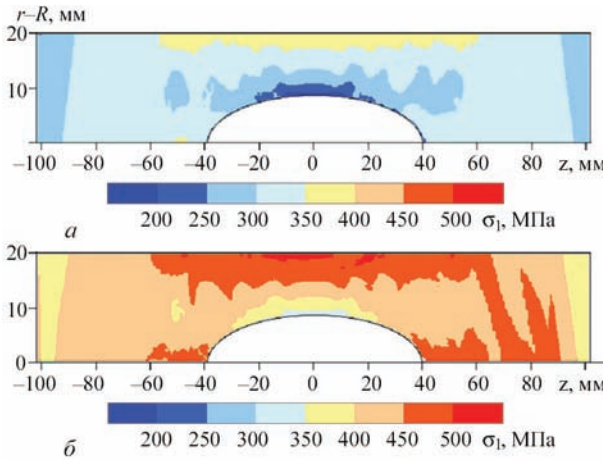


Рис. 4. Распределение главных напряжений при минимальном (а) и максимальном (б) давлении цикла нагружения трубопровода внутренним давлением

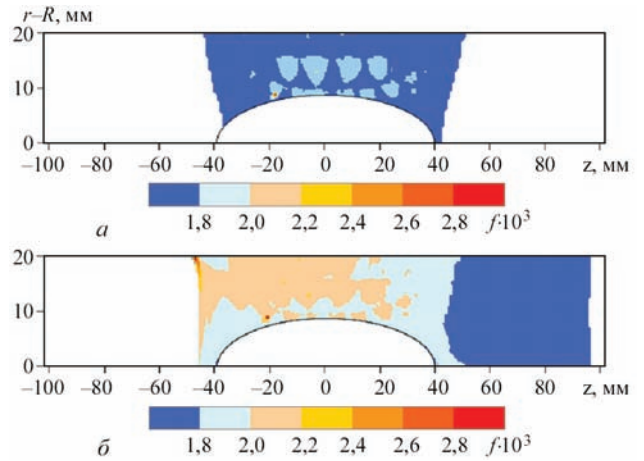


Рис. 5. Распределение микрповрежденности в области сварочной наплавки перед силовым нагружением (а) и перед макроразрушением (б)

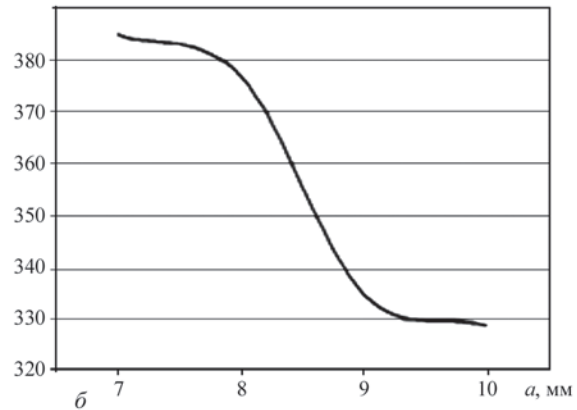
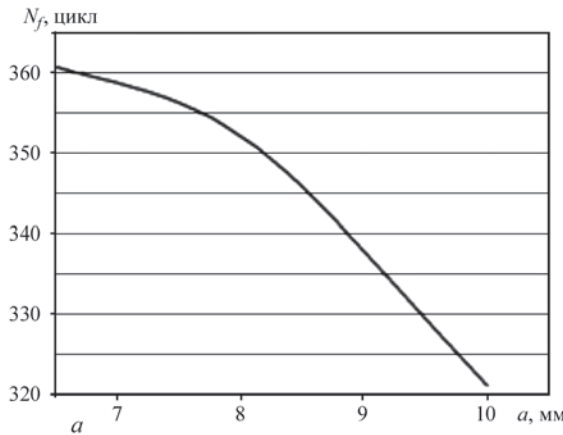


Рис. 6. Зависимость предельного количества циклов нагружения N_f от глубины дефекта утонения длиной $2c = 40$ мм в области монтажного шва (а) и многопроходной ремонтной сварочной наплавки (б)

монтажной и ремонтной сварки. Для этого были рассмотрены три характерных случая, а именно:

- изолированный дефект утонения в области монтажного кольцевого шва (см. рис. 2, а);
- изолированный дефект утонения на внутренней поверхности трубопровода в области многопроходной ремонтной наплавки локальной потери металла (см. рис. 2, б);
- множественный дефект утонения стенки на внешней поверхности трубы в области многопроходной ремонтной наплавки локальной потери металла (см. рис. 2, в).

Без существенного ограничения общности считается, что рассматриваемый трубопровод (диаметром $D = 1420$ мм и с толщиной стенки $\delta = 20$ мм) подвержен переменному внутреннему давлению $P(t)$, которое меняется во времени t по синусоидальному закону:

$$P(t) = P_0 + dP \sin\left(2\pi \frac{t}{\tau}\right),$$

где τ — период колебаний давления.

Значения расчетных параметров принимались следующими: $f_0 = 0,01$, $B_f = \sigma_T$, $\xi = 3$, $k_{ms} = 7$, мате-

риал трубопровода — сталь 09Г2С, свойства которой приведены, в частности, в [20].

Как показали результаты численных исследований, основанных на изложенной выше методологии, взаимодействие полей остаточных послесварочных напряжений (рис. 3) и эксплуатационных напряжений в области геометрического концентратора (рис. 4) влияет на характер развития ДМ

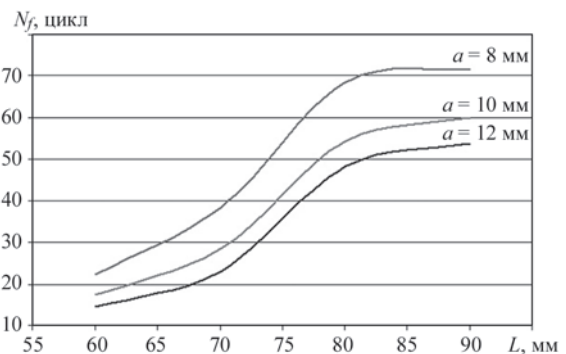


Рис. 7. Зависимости количества циклов нагружения внутренним давлением участка трубопровода с областью ремонтной сварочной наплавки до зарождения макроразрушения N_f от глубины дефектов утонения a и расстояния между ними L ($2c = 40$ мм)

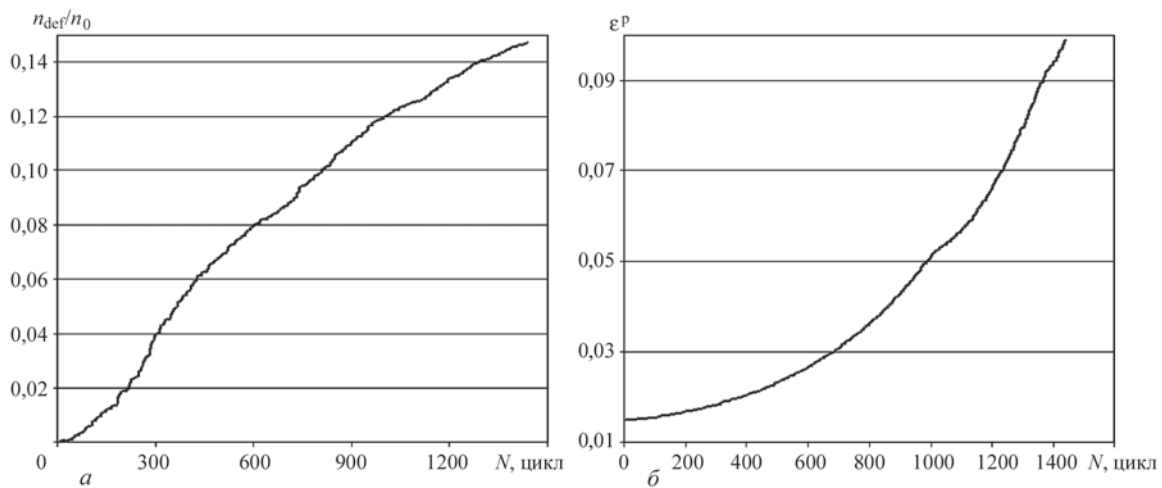


Рис. 8. Кинетика накопления пластических деформаций (а) и относительной поврежденности (б) от количества циклов нагружения трубопровода с множественной коррозионной поврежденностью ($a \times 2c = 10 \times 40$ мм, $L = 60$ мм) в области ремонтной наплавки

(рис. 5) и предельное количество циклов N_f после которых в конструкции появляются первые макронесплошности. Так, при цикле внутреннего давления ($P_0 = 8,0$ МПа, $dP = 2,6$ МПа, $\tau = 60$ с), когда реализуются условия ультрамалоциклового усталости (количество циклов не более 10^3), зависимость N_f от глубины дефекта a имеет квазилинейную зависимость в диапазоне значений $N_f = 320\text{--}360$ циклов (рис. 6, а). При тех же условиях дефект в области сварочной наплавки имеет схожий диапазон предельных значений N_f (отличие объясняется внутренним расположением дефекта, что делает дефект менее опасным как с точки зрения статической прочности конструкции, так и с позиции ее сопротивления усталости), но характеризуется существенной нелинейностью (рис. 6, б). Это связано с тем, что увеличение глубины утонения стенки трубопровода под областью ремонтной наплавки, с одной стороны, вызывает увеличение напряжений в области геометрического концентратора, с другой стороны, уменьшает количество

наплавленного металла и снижает уровень после-сварочных напряжений.

Исследования более сложного случая множественной коррозионной поврежденности (пример 3) показали, что наличие двух симметричных относительно области многопроходной наплавки дефектов вызывает существенное (более чем в 4 раза) снижение стойкости трубопровода к усталостному разрушению, несмотря на относительно большое расстояние между ними (рис. 7). Это объясняется тем, что ослабленная ремонтной сваркой область способствует общему снижению жесткости стенки и более высоких областей напряжений и, соответственно, более высокой концентрации пор вязкого разрушения. Для демонстрации этого было проведено дополнительное исследование кинетики ДМ с множественной коррозионной поврежденностью ($a = 10$ мм, $2c = 40$ мм) для меньших нагрузок ($P_0 = 7,0$ МПа, $dP = 1,8$ МПа). Было обнаружено, что это вызывает постепенное накопление пластических деформаций и распространение площади зарождения пор вязкого разрушения (рис. 8). При этом, как показано на рис. 9, в области одного из дефектов формируется область высокой концентрации ДМ, что обусловлено асимметрией наложения валиков ремонтной наплавки (и соответственно, более высокими остаточными напряжениями на периферии этого дефекта, см. рис. 6, б), а также формированием общей области повре-

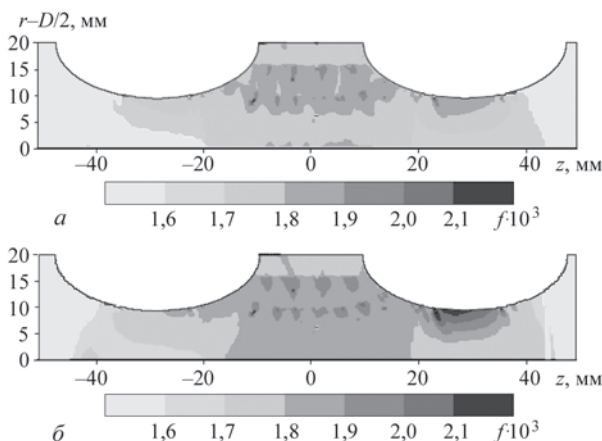


Рис. 9. Распределение поврежденности трубопровода в области множественного дефекта коррозионной потери металла ($a \times 2c = 10 \times 40$ мм, $L = 60$ мм) через 10 (а) и 1000 (б) циклов нагружения

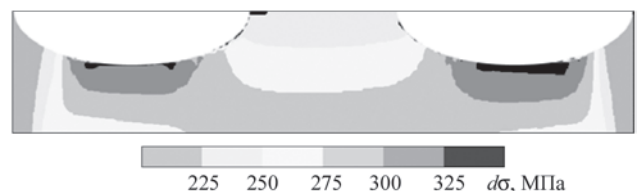


Рис. 10. Поле размахов окружных напряжений в стенке трубопровода с множественной коррозионной поврежденностью в области многопроходной сварочной наплавки

жденности между дефектами утонения и участком ремонта с концентрацией пор $f > 1,8 \cdot 10^{-3}$. Этот же эффект определяет существенный рост размаха истинных напряжений в условиях усталостного нагружения в области существенного развития ДМ, который принято считать характеристикой внешнего силового воздействия ответственных конструкций с учетом их геометрических особенностей (см. рис. 10).

Выводы

1. Разработан комплекс математических моделей и программных средств их реализации для численного прогнозирования совместных процессов термомеханического деформирования и докритического разрушения металла ответственных сварных конструкций в условиях сварки и при переменном силовом воздействии. Предложены критерии зарождения микро- и макроразрушения конструкции при пластическом течении материала по вязкому и хрупко-вязкому механизмам.

2. На основе результатов численного анализа накопления пластических деформаций в условиях ультрамалоциклового и малоциклового нагружения переменным внутренним давлением трубопроводного элемента с множественным коррозионным повреждением в области ремонтной наплавки показано, что наличие локальных геометрических концентраторов напряжений в области сварки существенно снижает стойкость к критическому разрушению металла под действием ультрамалоциклового нагружения. При этом зарождение разрушения происходит по тому же сценарию, что и в случае статического нагружения: докритическая поврежденность развивается в области сварки и распространяется на основной металл конструкции по мере накопления пластических деформаций и развития пористости вязкого разрушения.

3. Показано, что ослабленная ремонтной сваркой область в присутствии на периферии множественных дефектов локальной потери металла способствует общему снижению жесткости стенки и областей более высоких напряжений и, соответственно, более высокой концентрации пор вязкого разрушения в условиях циклического нагружения. Как результат, величина предельного количества циклов нагружения снижается более чем в 5 раз по сравнению с аналогичной конструкцией с одиночным дефектом в области монтажной или ремонтной сварки.

1. Lam C., Zhou W. Statistical analyses of incidents on onshore gas transmission pipelines based on PHMSA database // *Pressure Vessels and Piping*. — 2016. — № 6. — P. 1–56.

2. Best practice for risk based inspection as a part of plant integrity management. Contract research report 363/2001 // B. Wintle, B. W. Kenzie, G. J. Amphlett et al. / Merseyside: Health and Safety Executive. — 2003. — 186 p.
3. Escoe A. K. Piping and pipelines. Assessment Guide. — Texas: Gulf Professional Publishing, 2006. — 555 p.
4. Kondo D., Welemane H., Cormery F. Basic concepts and models in continuum damage mechanics // *Revue europeenne de genie civil*. — 2007. — Vol. 11. — № 7–8. — P. 927–943.
5. Klingbeil D., Svendsen B., Reusch F. Gurson-based modeling of ductile damage and failure during cyclic loading processes at large deformation // *Engineering Fracture Mechanics*. — 2016. — Vol. 160. — P. 95–123.
6. Portnykh I. A., Panchenko V. L. Characteristics of radiation porosity and structural phase state of reactor austenitic 07Cr–16Cr–19Ni–2Mo–2Mn–Ti–Si–V–P–B Steel after neutron irradiation at a temperature of 440–600 °C to damaging doses of 36–94 dpa // *The Physics of Metals and Metallography*. — 2016. — Vol. 117. — Issue 6. — P. 611–623.
7. *Fitness-for-Service*. American Petroleum Institute. Recommended Practice 579. First edition. Washington: API Publications and Distribution, 2000. — 625 p.
8. ДСТУ-Н Б В.2.3-21:2008 Настанова. Визначення залишкової міцності магістральних трубопроводів з дефектами. — Київ: Мінрегіонбуд України, 2008. — 91 с.
9. Оценка работоспособности магистрального трубопровода с локальным утонением стенки при ремонте дуговой наплавкой. // Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, А. С. Миленин и др. / *Автоматическая сварка*. — № 1. — 2015. — С. 22 – 27.
10. Моделирование процессов зарождения и развития пор вязкого разрушения в сварных конструкциях. // Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, А. С. Миленин и др. / *Автоматическая сварка*. — № 9. — 2013. — С. 26 – 31.
11. Jean Lemaitre Rodrigue Desmorat. Engineering damage mechanics. Ductile, creep, fatigue and brittle failures. — Berlin: Springer-Verlag, 2005. — 292 p.
12. Liang Xue. A unified expression for low cycle fatigue and extremely low cycle fatigue and its implication for monotonic loading // *International Journal of Fatigue*. — 2008. — Vol. 30. — P. 1691–1698.
13. Фролов В. *Теория сварочных процессов*. — М.: Высшая школа, 1988. — 559 с.
14. Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials / L. Xue // *Engineering Fracture Mechanics*. — 2008. — № 75. — P. 3343–3366.
15. Needleman A. Void growth in an elastic-plastic medium // *Journal of Applied Mechanics*. — 1972. — № 39. — P. 964–970.
16. Huh H., Kang W. J. Crash-worthiness assessment of thin-walled structures with the high-strength steel sheet // *Int. J. of Vehicle Design*. — 2002. — Vol. 30. — № 1–2. — P. 1–21.
17. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. — Спб.: Политехника, 1993. — 391 с.
18. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наукова думка, 1976. — 320 с.
19. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наукова думка, 2006. — 618 с.
20. *Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике*. Справочник. Под ред. Б. Е. Неймарка. — М.-Л.: Энергия, 1967. — 240 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВХОДНЫХ ДАННЫХ ДЛЯ РАСЧЕТА РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ РЕАКТОРА ВВЭР-1000

И. В. МИРЗОВ¹, С. М. КАНДАЛА²

¹Институт ядерных исследований, Ржеш, Чехия

²Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Разработана методика параметрического описания полей объемных тепловыделений при γ -разогреве и скорости набора радиационной дозы в выгородке ядерного реактора ВВЭР-1000 для упрощенных расчетных оценок стационарной температуры, радиационного распухания и напряженно-деформированного состояния конструкции. Методика основана на аппроксимации полей входных данных полиномами n -й степени по радиальной и окружной координатам.

Рассчитывая напряженно-деформированное состояние (НДС) внутрикорпусных устройств (ВКУ) ВВЭР-1000, в качестве входных параметров (входных данных) используют поля объемных тепловыделений вследствие γ -разогрева и скорость набора радиационной дозы. Эти величины зависят от топливной загрузки активной зоны реактора и должны рассчитываться отдельно для каждого энергоблока АЭС.

Численное определение полей объемных тепловыделений вследствие γ -разогрева и скорости набора радиационной дозы крайне актуально при оценке технического состояния ВКУ украинских энергоблоков. При этом передача массивов входных данных в прочностный расчет ВКУ представляет определенную трудность, потому что тепловые, нейтронно-физические и прочностные расчеты выполняются различными организациями в различных конечно-элементных моделях. В этом плане было бы намного удобнее представлять поля объемных тепловыделений и радиационной дозы в ВКУ параметрически.

На данный момент полноценные тепловые и нейтронно-физические расчеты для ВКУ украинских энергоблоков с реакторами ВВЭР-1000 выполняла только чешская компания UJV Rez, в отчете [1] которой представлены поля объемных тепловыделений (H) вследствие γ -разогрева и скорость набора радиационной дозы (D) для ВКУ, определенные для 22-й кампании энергоблока № 1 Южно-Украинской АЭС (рис. 1, а, б).

Подобные расчеты при продлении ресурса ВКУ энергоблоков № 2 Южно-Украинской АЭС и № 1, 2 Запорожской АЭС были проведены в [2–4]: в Институте ядерных исследований НАН Украины вычислены флюенс нейтронного пото-

ка и повреждающая доза за определенный период эксплуатации лишь в отдельных точках ВКУ (рис. 2). Расчеты объемных тепловыделений вследствие γ -разогрева этих энергоблоков не выполнялись.

Цель данной работы — создать методику параметрического описания входных данных по объемным тепловыделениям и скорости набора дозы в максимальном сечении ВКУ в двумерном случае, которая будет применима ко всем энергоблокам ВВЭР-1000 и сильно упростит задачу расчета температурных полей и радиационного распухания ВКУ.

Метод исследования. Положим, что входные параметры H и D циклически симметричны с периодом 60° , и каждый 60 -градусный сектор имеет зеркальную симметрию относительно сечения выгородки малыми каналами.

Основная идея — разложить поля объемных тепловыделений $H(R, \theta)$ и радиационной дозы $D(R, \theta)$ в максимальном сечении ВКУ на множители, которые раздельно количественно и качественно охарактеризуют эти поля в течение отдельной топливной кампании или всего срока эксплуатации. Для этого в двумерном случае предлагается разложить функции $H(R, \theta)$ и $D(R, \theta)$ в виде:

$$H(R, \theta) = C_H H(R)H(\theta),$$

$$D(R, \theta) = C_D D(R)D(\theta),$$

где R — координата в радиальном направлении; θ — координата в окружном направлении; функции $H(R)$, $H(\theta)$ и $D(R)$, $D(\theta)$ нормированы к единице и описывают качественное распределение тепловыделений и радиационной дозы в плане; C_H , C_D — количественные множители (амплитуда).

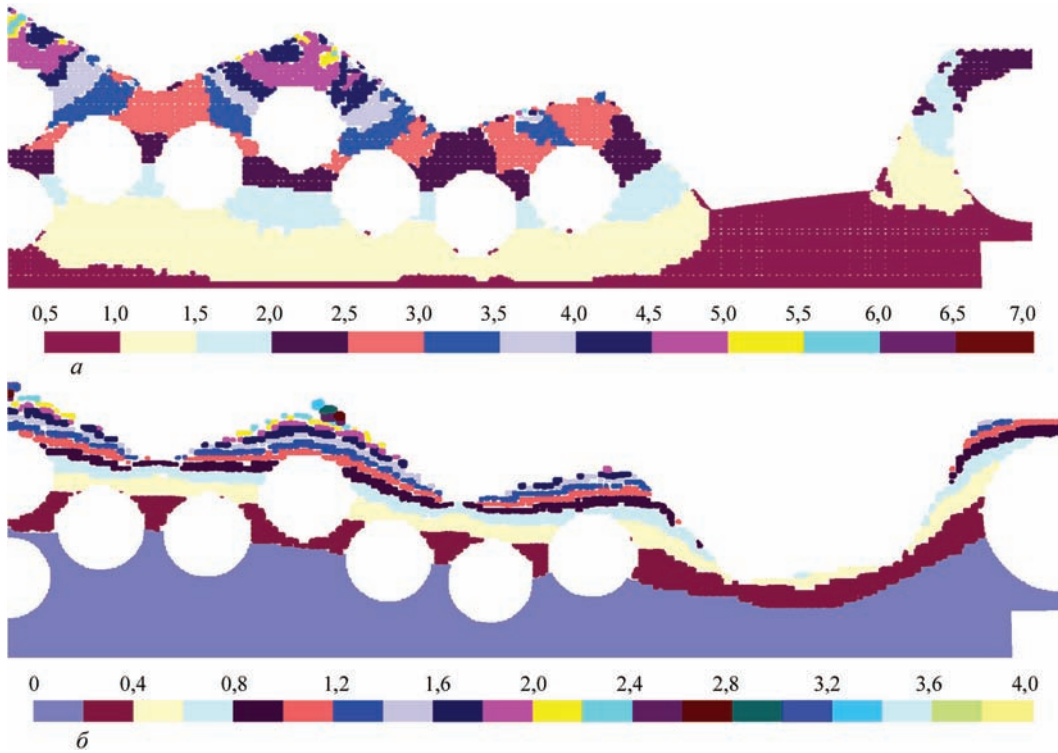


Рис. 1. Входные данные UJV Rez для 22-й кампании энергоблока № 1 Южно-Украинской АЭС: *a* — объемные тепловыделения, Вт/см³; *b* — повреждающая доза за кампанию, с.н.а. (смещения на атом)

В работе проанализированы данные по H для энергоблока № 1 Южно-Украинской АЭС (только 22-я кампания) [1] и по D для энергоблоков № 2 Южно-Украинской АЭС [2] и № 1 и 2 Запорожской АЭС (усредненные за 25 лет значения) [3, 4]. Параметры C_H и C_D определены по радиальным распределениям входных данных в сечении малыми каналами выгородки ($\theta = 0$) энергоблока № 1 Южно-Украинской АЭС: $C_H = 6,727$ Вт/см³, $C_D = 1,336$ сна/год.

Для функций $H(R)$, $H(\theta)$ и $D(R)$, $D(\theta)$ выполнена нормировка к единице данных по всем имеющимся энергоблокам. На рис. 3 и 4 представлены распределения по радиусу (*a*) и по окружности (*b*) приведенных к единице данных по γ -разогреву и радиационной дозе в выгородке. Графики $H(R)$ и $D(R)$ построены в сечении выгородки малыми

каналами, и именно от этого сечения отсчитывается угол θ . Функции $H(R)$ и $D(R)$ нормированы к единице по радиусу ВКУ, функции $H(\theta)$ и $D(\theta)$ нормированы к единице по левому краю, где $\theta = 0$, т. е. в сечении выгородки малыми каналами.

Нормированные к единице функции H и D аппроксимированы полиномами n -го порядка с последовательным увеличением n на единицу. Аппроксимационные полиномы по R и θ выглядят таким образом:

$$F(R) = \sum_{i=0}^{n_r} a_i R^i, \quad F(\theta) = \sum_{j=0}^{n_\theta} a_j \theta^j,$$

где n_r и n_θ — порядок полиномов по R и θ соответственно.

В работе рассмотрены случаи $1 \leq n_r \leq 4$, $0 \leq n_\theta \leq 4$. Значения коэффициентов аппроксимационных полиномов для всех случаев приведены в табл. 1.

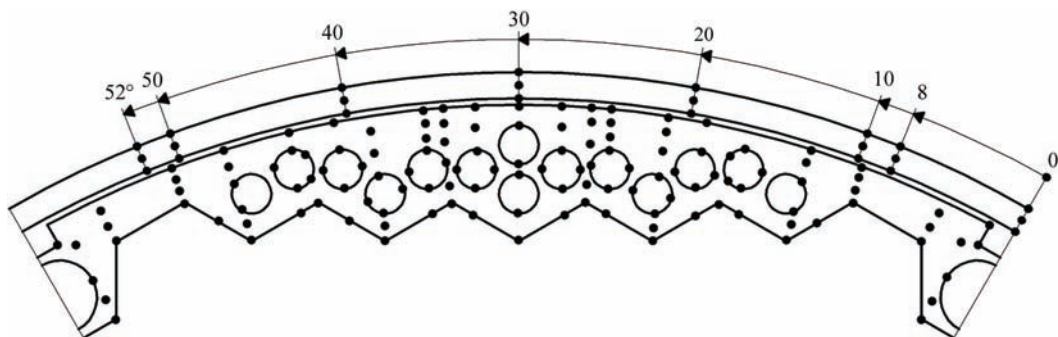


Рис. 2. Система расчетных точек выгородки энергоблоков № 2 Южно-Украинской АЭС и энергоблоков № 1, 2 Запорожской АЭС, применяемая в Институте ядерных исследований НАН Украины

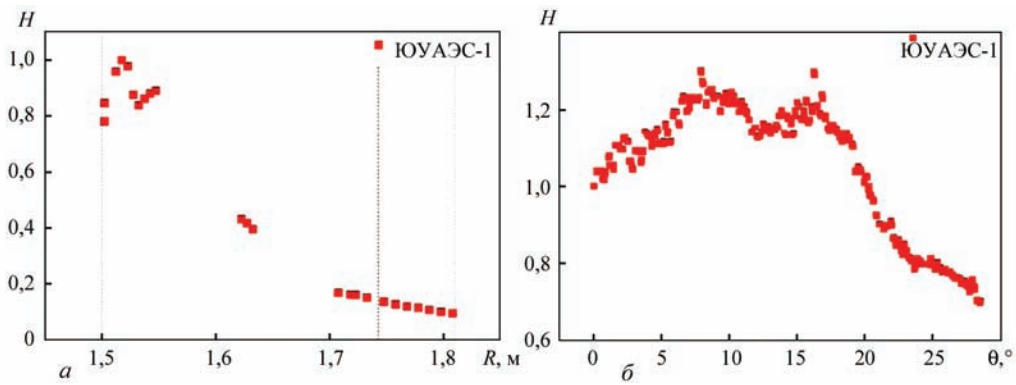


Рис. 3. Нормированные к единице данные по γ -разогреву выгорodka [1]: a — распределение по радиусу; \bar{b} — распределение по окружности

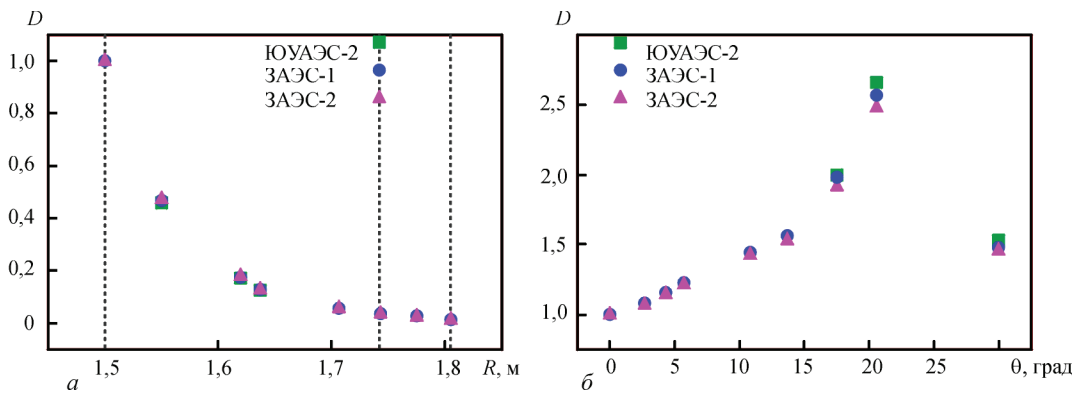


Рис. 4. Нормированные к единице данные по радиационной дозе [2–4]: a — распределение по радиусу; \bar{b} — распределение по окружности

Поля температуры и радиационного распухания в выгорodka рассчитаны по описанной в [1] методике. Для расчета теплового потока q [Вт/м²] применены граничные условия третьего рода, расчет распухания ε^{sw} [%] проведен без учета напряженного состояния и радиационной ползучести:

$$q = -h(\theta_{in} = \theta_{out}),$$

$$\varepsilon^{sw} = 0,55(D + 0,1T - 67) \times \exp[-2,9 \cdot 10^{-4}(T - 485)^2],$$

где h — коэффициент теплопередачи, [h] = Вт/м²·К; θ_{in} — температура материала выгорodka; θ_{out} — температура теплоносителя.

Результаты расчета поля температуры в выгорodka по разработанной методике сравнены с результатами [1] в нескольких характерных точках (A–F, рис. 5). Результаты расчета распухания выгорodka после 60 лет эксплуатации сравнены с данными [1] в точках A–B (рис. 6). Значения тем-

Таблица 1. Значения коэффициентов аппроксимационных полиномов

n		$H(R)$	$H(\theta)$	$D(R)$	$D(\theta)$
0	a_0	–	1	–	1
1	a_0	5,42	1	5,92	1
	a_1	–2,94	$-1,04 \cdot 10^{-2}$	–3,28	$1,56 \cdot 10^{-2}$
2	a_0	26,36	1	35,02	1
	a_1	–28,42	$3,87 \cdot 10^{-2}$	–38,81	$7,08 \cdot 10^{-2}$
	a_2	7,68	$-1,84 \cdot 10^{-3}$	10,75	$-1,84 \cdot 10^{-3}$
3	a_0	–145,81	1	413,80	1
	a_1	287,72	$4,90 \cdot 10^{-2}$	–719,22	$-3,15 \cdot 10^{-2}$
	a_2	–185,31	$-3,04 \cdot 10^{-3}$	416,78	$1,08 \cdot 10^{-2}$
	a_3	39,17	$3,15 \cdot 10^{-5}$	–80,51	$-3,04 \cdot 10^{-4}$
4	a_0	–3313,85	1	2410,41	1
	a_1	8014,05	$2,67 \cdot 10^{-2}$	–5566,05	$9,75 \cdot 10^{-2}$
	a_2	–7240,28	$1,65 \cdot 10^{-3}$	4822,15	$-1,85 \cdot 10^{-2}$
	a_3	2897,68	$-2,56 \cdot 10^{-4}$	–1857,39	$1,52 \cdot 10^{-3}$
	a_4	–433,63	$5,37 \cdot 10^{-6}$	268,35	$-3,32 \cdot 10^{-5}$

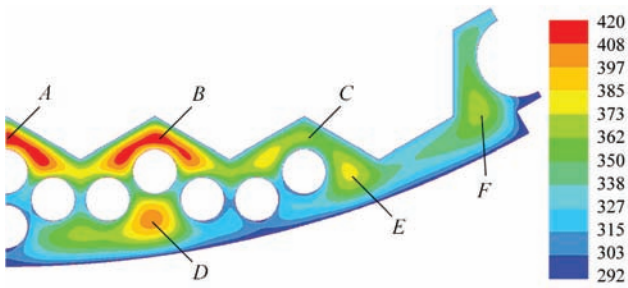


Рис. 5. Поле температуры в выгородке [1], °C

температуры и распухания из [1] в выбранных точках показаны в табл. 2.

Методические погрешности $\delta_{T, \epsilon}^{\max}$ определения температуры и распухания выгородки находились по формулам

$$\delta_T^{\max} = \max \left(\frac{|T - T_i|}{T} \right) \cdot 100 \%,$$

$$\delta_{\epsilon}^{\max} = \max \left(\frac{|\epsilon_i^{sw} - \epsilon_i^{sw}|}{\epsilon_i^{sw}} \right) \cdot 100 \%,$$

где T, ϵ^{sw} — температура и распухание из [1]; T_i, ϵ_i^{sw} — результаты расчета по разработанной методике; i пробегает значения по всем характерным точкам.

Полученные результаты. Результаты расчета полей температуры и распухания в выгородке для всех аппроксимационных полиномов из табл. 1 приведены в табл. 2.

Максимальную точность при расчете температуры выгородки дают полиномы 4-го порядка по R и 2-го порядка по θ . Максимальную точность при расчете распухания выгородки за 60 лет дают полиномы 4-го порядка по R и 1-го порядка по θ .

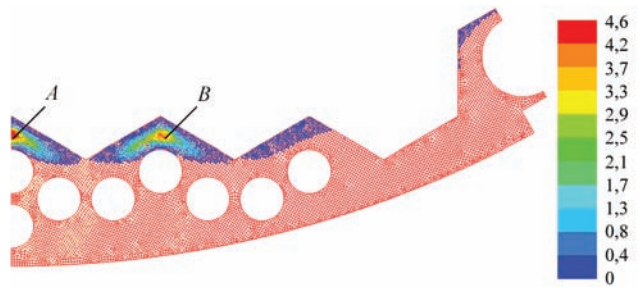


Рис. 6. Поле объемных деформаций распухания в выгородке после 60 лет эксплуатации [1], %

Поля температуры и распухания выгородки по разработанной методике с применением полиномов, обеспечивающих максимальное сходство результатов с [1], показаны на рис. 7 и 8.

При распухании выгородка деформируется в радиальном направлении. В холодном состоянии после 60 лет эксплуатации максимальные перемещения внутренней поверхности выгородки внутрь активной зоны в соответствии с [1] составляют 1,6 мм; максимальные перемещения внешней поверхности наружу — 1,2 мм. В то же время расчет радиальных перемещений выгородки по разработанной методике с применением параметрического описания входных данных дает соответственно 2,1 мм и 1,6 мм для радиальных перемещений выгородки внутрь и наружу активной зоны в холодном состоянии после 60 лет эксплуатации.

Обсуждение результатов. Рис. 7 и 8 показывают хорошее качественное соответствие получаемых полей температуры и распухания с результатами [1]. Что касается количественного

Таблица 2. Результаты расчета полей температуры и распухания в выгородке для всех аппроксимационных полиномов

n_R	n_{θ}	$T_A, ^\circ\text{C}$	$T_B, ^\circ\text{C}$	$T_C, ^\circ\text{C}$	$T_D, ^\circ\text{C}$	$T_E, ^\circ\text{C}$	$T_F, ^\circ\text{C}$	$\delta_T^{\max}, \%$	$\epsilon^{sw}, \%$	$\epsilon_B^{sw}, \%$	$\delta_{\epsilon}^{\max}, \%$
[1]		420	420	373	408	385	373		4,6	4,2	
1	0	424	418	387	495	452	494	32,3	9,3	10,5	151,0
2		414	404	369	416	394	424	13,5	7,6	7,7	82,7
3		420	410	372	407	387	418	12,1	5,5	4,2	19,1
4		423	413	371	401	383	411	10,1	4,9	3,5	16,9
1	1	424	408	373	479	424	442	18,5	9,3	12,7	202,4
2		414	396	359	406	376	391	5,8	7,6	9,5	126,6
3		419	402	362	398	371	387	4,4	5,5	5,5	32,0
4		423	404	360	393	368	382	4,5	4,9	4,7	12,7
1	2	427	438	396	531	463	442	30,2	9,3	18,3	334,7
2		417	422	376	439	400	390	7,5	7,7	14,1	235,3
3		423	430	380	428	392	386	4,9	5,5	8,9	112,4
4		426	432	378	421	388	381	3,2	5,0	7,9	87,5
1	3	428	440	394	536	460	445	31,3	9,3	16,1	282,2
2		417	424	375	441	398	393	8,2	7,6	12,2	191,3
3		423	431	379	430	391	389	5,5	5,5	7,6	79,9
4		426	434	377	424	387	383	3,8	4,9	6,6	57,3
1	4	426	440	395	534	459	447	31,0	9,3	14,7	251,0
2		416	424	375	441	398	394	8,0	7,7	11,2	165,7
3		422	432	379	430	390	390	5,3	5,5	6,8	61,1
4		425	435	377	423	387	384	3,6	5,0	5,9	39,5

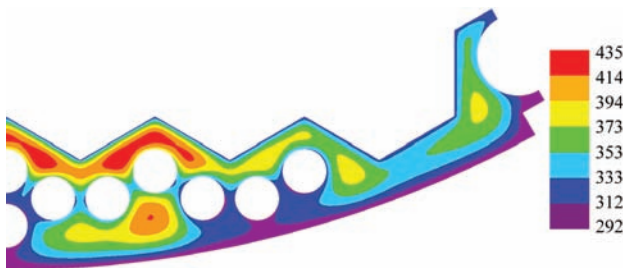


Рис. 7. Результат расчета поля температуры в выгородке при параметрическом описании входных данных, °C (табл. 2, $n_R = 4, n_\theta = 2$)

соответствия, по результатам табл. 2 поле температуры в выгородке определено с относительной погрешностью 3,2 %, относительная погрешность определения распухания — 12,7 %.

Разработанная методика дает завышенные значения температуры и распухания в точках А–В и, как следствие, более консервативные значения радиальных перемещений выгородки.

Выводы

Разработана методика параметрического описания полей объемных тепловыделений $H(R, \theta)$ при γ -разогреве и скорости набора радиационной дозы $D(R, \theta)$ в выгородке ядерного реактора ВВЭР-1000. В двумерном случае предлагается разложить функции $H(R, \theta)$ и $D(R, \theta)$ на множители:

$$H(R, \theta) = C_H \cdot H(R) \cdot H(\theta), D(R, \theta) = C_D \cdot D(R) \cdot D(\theta),$$

где

$$\begin{aligned} H(R) &= -3313,85 + 8014,05R - 7240,28 \cdot R^2 + 2897,68R^3 - 433,63R^4, \\ H(\theta) &= 1 + 3,87 \cdot 10^{-2}\theta - 1,84 \cdot 10^{-3} \cdot \theta^2, \\ D(R) &= 2410,41 - 5566,05 \cdot R + 4822,15 \cdot R^2 - 1857,39R^3 + 268,35R^4, \\ D(\theta) &= 1 + 1,56 \cdot 10^{-2}\theta. \end{aligned}$$

Амплитуды $C_H = 6,727 \text{ Вт/см}^3, C_D = 1,336 \text{ сна/год}$ соответствуют энергоблоку № 1 Южно-Украинской АЭС.

Относительные погрешности методики составляют: 3,2 % при расчете поля температуры, 12,7 % при расчете распухания.



Рис. 8. Результат расчета распухания выгородки при параметрическом описании входных данных, % (табл. 2, $n_R = 4, n_\theta = 1$)

Разработанная методика позволяет существенно снизить трудоемкость и время подготовки входных данных для расчета, что особенно важно для возможного учета в будущем особенностей каждой топливной кампании для каждого энергоблока.

1. Пиштора В., Вандлик С., Лауерова Д., Андел И. Дополнительные работы по оценке технического состояния элементов реактора энергоблока № 1 ОП Южно-Украинской АЭС (этап № 6) Оценка радиационного распухания выгородки : Отчет ИЯИ Ржеж. — 2011. — 141 с.
2. Определение и прогнозирование флюенса нейтронов на внутрикорпусные устройства (выгородка) реактора энергоблока № 2 ОП Южно-Украинская АЭС: Технический отчет по этапу 2 / В. Н. Буканов, Е. Г. Васильева, А. В. Гриценко и др. // Институт ядерных исследований НАН Украины. — 2014. — 293 с.
3. Определение и прогнозирование флюенса нейтронов на внутрикорпусные устройства (выгородка, шахта внутрикорпусная, блок защитных труб) реактора энергоблока № 1 ОП ЗАЭС: Отчет по этапам 1, 3, 5 договора № 75/140-14 / В. Н. Буканов, Е. Г. Васильева, А. В. Гриценко и др. // Институт ядерных исследований НАН Украины. — 2014. — 330 с.
4. Определение и прогнозирование флюенса нейтронов на внутрикорпусные устройства (выгородка, шахта внутрикорпусная, блок защитных труб) реактора энергоблока № 2 ОП ЗАЭС: Отчет по этапам 2, 4, 6 договора № 75/140-14 / В. Н. Буканов, Е. Г. Васильева, А. В. Гриценко и др. // Институт ядерных исследований НАН Украины. — 2014. — 332 с.

ІНФОРМАЦІЙНІ ТЕХНОЛОГІЇ ТА МАТЕМАТИЧНИЙ АПАРАТ В РОЗРОБЦІ ТЕРМОХІРУРГІЧНОЇ АПАРАТУРИ

І. Ю. ХУДЕЦЬКИЙ^{1,2}, В. Б. МАКСИМЕНКО¹, Ю. В. АНТОНОВА-РАФІ¹

¹НТУУ «КПІ», Київ, Україна

²Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

Поняття «сучасна операційна» асоціюється з широким переліком електротермохірургічної апаратури, яка використовується для проведення оперативних втручань шляхом здійснення цілого ряду хірургічних маніпуляцій. Парк хірургічної апаратури є надзвичайно різноманітним. Метою застосування електротермохірургічної апаратури є можливість проведення малотравматичних оперативних втручань, які максимально зберігають цілісність та функції конкретного органу та організму в цілому. Одночасно, як правило, зменшуються крововтрати під час операції, скорочується час її проведення, зменшується кількість та важкість ускладнень.

Серед найбільш поширених електрохірургічних апаратів можна виділити такі групи, як височастотні електрокоагулятори, ультразвукові деструктори, лазерні скальпелі, аргоноплазменні та NO-плазменні установки, електрокоутери, гідродисектори та інші. В кожній групі налічується значна кількість різновидів, в залежності від конкретних медико-технічних характеристик та фірм виробників. В Україні найпоширенішими є електрокоагулятори EK-300M1, «ЭХВА-350M/120Б (Надія-2)», «LIGASURE», «ЭХВЧ-250-6», «ERBE VIO 300D», «ES 400», «Meg 1», ЕКВЗ-300 Патонмед.

При плануванні розробки того чи іншого апарату або інструменту, важливо визначити перелік основних медико-технічних вимог до апарату та конкретні значення окремих характеристик. Це визначає успішність розробки на ринку і довговічність окремо взятої модифікації. Відомі випадки, коли необхідний хірургам прилад через постійні доопрацювання та зміни модифікацій так і не зміг зайняти свою нішу в операційних. І навпаки, модель, розробка якої співпала з піком потреби та має оптимальні характеристики витримує конкуренцію з новими більш сучасними розробками через свою поширеність в операційних.

На жаль, фірми виробники при описі медико-технічних характеристик апарату акцентують увагу хірургів на тих показниках, які на думку

розробників вигідно вирізняють їх серед інших. Відсутність єдиної системи представлення медико-технічних характеристик на хірургічну апаратуру, які б дозволили порівняти їх по ефективності чи техніко-економічних показниках визначили актуальність розробки математичного апарату об'єктивної оцінки та порівняння хірургічної апаратури за показниками ефективності та економічної доцільності їх закупки та застосування.

Нами були виділені основні групи показників, що використовуються для оцінки ефективності застосування термохірургічної апаратури такі, як клінічні, економічні, соціально-економічні та ергономічні.

До клінічних показників були включені: перелік виконання типових хірургічних маніпуляцій, процент та повнота досягнення мети оперативного втручання, площа супутньої травматизації тканин, загрози, вірогідність ускладнень під час оперативного втручання, загрози післяопераційних ускладнень, пов'язані з методикою (технологією) оперативних втручань, час, необхідний на виконання типових хірургічних маніпуляцій, середні загальні крововтрати при проведенні типових оперативних втручань, частота та тяжкість ускладнень при проведенні типових оперативних втручань та інші.

В свою чергу, до переліку основних хірургічних маніпуляцій для оцінки ефективності апаратури загально-хірургічного призначення відносяться: можливість проведення розрізів, розділення тканин, органів та утворень, деструкція, гемостаз, санація ран, з'єднання тканин, прискорення репараційних процесів, попередження та лікування ускладнень.

Поряд з медичними показниками важливим елементом в оцінці ефективності сучасних хірургічних технологій із застосуванням різноманітної апаратури є оцінка вартості оперативного втручання та сумарні затрати на діагностику, оперативне втручання, післяопераційний період, реабілітацію та соціальну адаптацію пацієнта.

Таким чином, кількісна оцінка медичної ефективності хірургічної технології з урахуванням фінансових витрат на її реалізацію є актуальною проблемою практичної охорони здоров'я. Ця проблема реалізується цілим переліком питань в широкому діапазоні від вибору кращого апарату для операційної до формування оптимальних медико-технічних вимог конкурентних хірургічних приладів на етапі формування проекту [1].

Для вирішення цієї проблеми необхідно розробити формальний об'єктивний критерій для прийняття рішення про закупку апарату чи фінансування проекту.

Можливі кілька підходів до створення критерію прийняття рішень про ефективність хірургічної апаратури [2]. Абсолютний кількісно-якісний підхід реалізує принцип порівняння кількості і якості маніпуляцій, які виконує той чи інший хірургічний апарат.

При розробці критерію оцінки ефективності електротермохірургічної апаратури були враховані принцип однонаправленості показників [3] та необхідність приведення їх до єдиної шкали вимірювання (1).

$$I = \frac{|A_3 - A_2|}{A_1 - A_2} \cdot 100\%, \quad (1)$$

де A_1 — максимальне значення показника; A_2 — мінімальне значення показника; A_3 — фактичне значення показника.

Для отримання абсолютного значення ефективності, який дозволяє об'єднати фактично необмежену кількість окремих показників, приведених до єдиної шкали з урахуванням їх вагового коефіцієнту [4], запропонований агрегований показник (2)

$$A = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n k_i \left| \frac{(\chi_i - \chi_{\min})}{(\chi_{\max} - \chi_{\min})} \right|, \quad (2)$$

де n — кількість значимих показників; k — вагові коефіцієнти кожного з показників, що визначаються; χ_i — фактичне значення показника, який визначається; χ_{\min} — мінімальне значення цього показника; χ_{\max} — максимальне значення показника.

Для відносної оцінки ефективності термохірургічної апаратури

$$E = A_{\text{УХВ}}^{\Phi} / A_{\text{УХВ}}^{\text{н}}, \quad (3)$$

де $A_{\text{УХВ}}^{\Phi}$ — агрегований показник успішності хірургічних втручань фактичний; $A_{\text{УХВ}}^{\text{н}}$ — агрегований показник успішності хірургічних втручань необхідний.

Для оцінки ефективності з урахуванням такого показника, як час лікування, застосовується принцип урахування ефективності на кожному з етапів лікування:

$$E_I = \int_{\tau=0}^{\tau=1} (E) d\tau, \quad (4)$$

де τ_0, τ_1 — час; відповідно, початку лікування, фактичного закінчення лікування та патогенетично обумовлений оптимальний час лікування.

Оцінка ефективності відносно до тих маніпуляцій, які потрібно виконати визначає місце конкретного апарату в галузі медицини. Відносний кількісний підхід (порівняльний іпсативний кількісно-якісний підхід): кількість і якість маніпуляцій, які виконує той чи інший хірургічний апарат відносно інших апаратів дозволяє визначити місце апарату, який розробляється, відносно тих, які є на ринку. Економічно-кількісний підхід: кількість і якість маніпуляцій, яку можна виконати на одиницю витрат. Дозволяє визначити кількість наданої допомоги при наявному фінансуванні.

Таким чином запропонований математичний апарат та процедура аналізу дозволяє однозначно зробити висновки про клінічну та економічну доцільність використання того чи іншого апарату в хірургічній практиці.

1. Худецький І. Ю., Камалов Р. Х., Пономаренко В. О., Сухін І. А. Оптимізація медико-технічних характеристик багатofункціональних термохірургічних апаратів для стоматології // Проблеми військової охорони здоров'я // 36. наук. праць УВМА. — К.: УВМА, 2013. — Вип. 36. — С. 235–230.
2. Khudetskyi I., Lugova H. Accounting models of the human factor and its architecture in scheduling and acceptance of administrative solutions // Human modelling for military application MP-HFM-202-P14/ NATO Science and Technology Organization Published RTO/NATO, 2010 ISBN 978-92-837-0134-7 p.14.1-14.14
3. Енюков Н. С. Методы, алгоритмы, программы многомерного статистического анализа: Пакет ППСА. — М.: Финансы и статистика, 1986.
4. Бююль А., Цёфель П. SPSS: искусство обработки информации. Анализ статистических данных и восстановление скрытых закономерностей. — С.-Пб.: ООО «ДиаСофтЮП», 2001. — 608 с.

НОРМАТИВНО-ІПСАТИВНА ОЦІНКА В МЕДИКО-БІОЛОГІЧНИХ ДОСЛІДЖЕННЯХ

І. Ю. ХУДЕЦЬКИЙ^{1,2}, В. Б. МАКСИМЕНКО¹, Ю.В. АНТОНОВА-РАФІ¹

¹НТУУ «КПІ», Київ

²Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

Успішність нового термохірургічного апарату на ринку і в операційній в значній мірі визначається на етапі формування медико-технічних вимог до нього на етапі проектування. Надто високі вимоги до зразка, що випереджають технічні можливості їх досягнення, збільшують час розробки та призводять до неоправданих витрат. Надто низькі вимоги до апарату — не дозволяють йому конкурувати з вже відомими і успішними брендами з аналогічними можливостями [1].

У зв'язку з цим аналіз існуючого ринку термохірургічної апаратури, їх окремих характеристик, тенденцій розвитку та ефективності загалом є важливим при реалізації проекту.

Разом з тим, аналіз ринку термохірургічної апаратури, впливу змін окремих характеристик та вплив цих змін на ефективність оперативних втручань є серйозною проблемою. Перш за все це пов'язано з значним різноманіттям апаратури, їх окремих характеристик, функціональних можливостей та спеціалізації. Серйозну проблему становить також відсутність навіть опису певного «ідеального» термохірургічного апарату.

У зв'язку з цим є необхідність формування певних підходів, які дозволяють формалізовано і об'єктивно оцінити термохірургічну апаратуру, визначити її ефективність та прогнозувати тенденції подальшого розвитку.

Традиційно, для оцінки певного виду продукції на ринку приймають, що вона відповідає нормальному розподілу (розподілу Гаусса). Відсоток випадків, які охоплюють окремі інтервали нормального розподілу відносно стандартних відхилень приведені на рис. 1. Так інтервал $\pm 1\sigma$ охоплює 68,26 % процентів випадків, відповідно інтервали $\pm 2\sigma$ та $\pm 3\sigma$, охоплюють 95,44 та 99,72 %. Таким чином застосування такого підходу для оцінки ринку термохірургічної апаратури є достатньо ефективним інструментом [1].

Цей принцип розподілу був використаний для того, щоб зробити градацію апаратів по показникам та хірургічній ефективності, а також для ви-

значення місця кожного з апаратів у сукупності існуючих на ринку апаратів термохірургічної апаратури.

При аналізі можна стверджувати, що апаратура, яка за своєю ефективністю знаходиться в діапазоні $\pm 1\sigma$ є типовим представником ринку. Апарати в діапазоні від $+1\sigma$ до $+2\sigma$ є кращими представниками свого класу, а в діапазоні від $+2\sigma$ до $+3\sigma$ найбільш перспективними.

З урахуванням часу на розробку термохірургічних апаратів, отримання дозволу на клінічне застосування та просування на ринок їх прогнозована ефективність повинна знаходитись в діапазоні від $+2\sigma$ до $+3\sigma$ [2].

Разом з тим, застосування приведеного варіанту аналізу ринку термохірургічної апаратури з використанням закономірностей нормального розподілу не дозволяє достатньо якісно визначити медико-технічні вимоги до майбутнього зразка. Зважаючи на відсутність опису «ідеального» термохірургічного апарату, «індивідуальність» та зміни характеристик певної групи апаратів, був запропонований нормативно-іпсативний підхід до аналізу ринку та формування медико-технічних вимог до апаратури, що розробляється.

Іпсативний підхід широко застосовується в психології для визначення окремих показників особи у динаміці. Часто він також застосовується для оцінки малих груп та динаміки показників в малих групах [3].

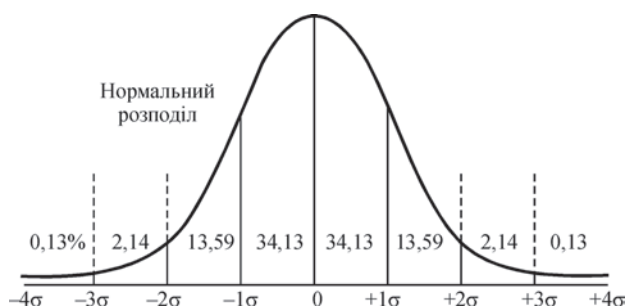


Рис. 1. Відсоток випадків у кожному інтервалі стандартних відхилень нормального розподілу

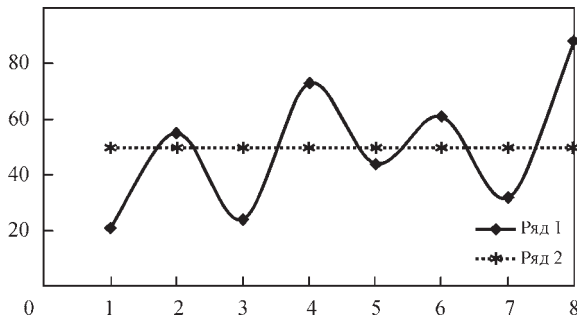


Рис. 2. Іпсативні оцінки апаратури: 1 — іпсативна оцінка (відхилення від деякого середнього рівня); 2 — середній рівень оцінки (центральна тенденція), визначений за результатами всієї сукупності досліджень

Застосування цього принципу у поєднанні із закономірностями нормального розподілу дозволяє визначити, як сучасний стан ринку термохірургічних апаратів, так і тенденції змін окремих характеристик та ефективності оперативних втручань. Можливості аналізу на основі нормального розподілу вдосконалюються завдяки іпсативному підходу [4].

На рис. 2 приведені дані оцінки групи термохірургічної апаратури відповідно до підходів іпсативної оцінки.

В подальшому після проведеного сортування та визначення стандартного відхилення для даної сукупності був визначений діапазон для поточного ринку апаратури $\pm 1\sigma$. Це дозволяє визначити кращі та гірші зразки на ринку. Оцінка динаміки центральної тенденції в часі дозволяє оцінити тенденції та темпи розвитку апаратури.

Проведена оцінка нормального розподілу апаратури за окремі періоди (1995–2000, 2000–2005, 2005–2010, 2010–2015 роки) дозволила визначити

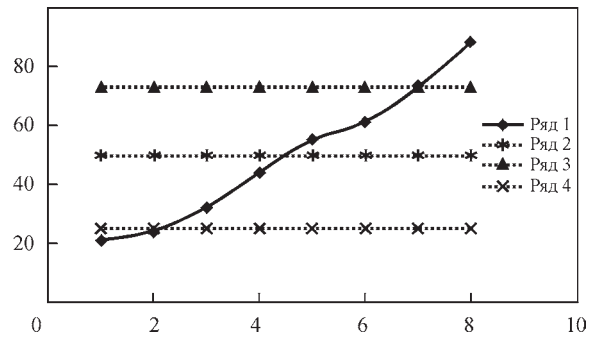


Рис. 3. Нормально-іпсативна оцінка апаратури: 1 — іпсативна оцінка в рамках нормального розподілу; 2 — середній рівень оцінки (центральна тенденція), визначений за результатами всієї сукупності досліджень; 3, 4 — значення діапазону $\pm 1\sigma$

в кожному часовому діапазоні більш ефективні апарати, а динаміка центральної тенденції дозволяє нам зробити прогноз щодо подальших змін, як окремих характеристик так і ефективності оперативних втручань.

Таким чином, нормативно-іпсативний підхід дозволяє проводити оцінку ефективності термохірургічної апаратури, її місце на ринку у порівнянні з іншими апаратами своєї групи та визначити тенденції її подальшого розвитку.

1. Ашмарин Н. Л., Васильев Н. Н., Абросов В. А. Быстрые методы статистической обработки и планирования экспериментов. — Л., 1975.
2. Енюков Н. С. Методы, алгоритмы, программы многомерного статистического анализа: Пакет ППСА. — М.: Финансы и статистика, 1986.
3. Бурлачук Л. Ф., Морозов С. М. Словарь-справочник по психодиагностике. — С-Пб., 1999. — С. 121–122.
4. Психологическая оценка и прогнозирование профессиональной пригодности военных специалистов. — М.: Воениздат, 1988.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

- А**лексеевко Т. А. 54
Антонова-Рафі Ю. В. 125, 127
- Б**елоус В. Ю. 10
Бердникова Е. Н. 54, 64
Бои У. 21
- В**еликоиваненко Е. А. 70, 77, 87, 107, 113
Волченков Е. А. 14
Вржижевский Э. Л. 107
- Г**аврилов Д. С. 87
Головко В. В. 39
Григоренко С. Г. 10
- Д**емченко В. Ф. 21, 29
Дзюбак Л. И. 96
- Е**рмоленко Д. Ю. 39
- Ж**уков В. В. 48
- Z**inigrad M. 47
- И**гнатенко А. В. 39
- К**андала С. М. 120
Коваленко Д. В. 21
Коваленко И. В. 21
Ковальчук Д. В. 87
Козлитина С. С. 96
Колисниченко О. В. 64
Костеневич Е. С. 83
Костин В. А. 10, 48
Кривцун И. В. 21, 29
Крикент И. В. 29
- Кушнарєва О. С. 54, 64
- Л**ихошва А. В. 21
- М**аксименко В. Б. 125, 127
Маркашова Л. И. 54, 64
Махненко О. В. 70, 77, 83, 87, 96, 102
Медовар Л. Б. 14
Миленин А. С. 87, 96, 107, 113
Мирзов И. В. 120
Мужиченко О. Ф. 102
- П**авлов А. Г. 21
Петренко В. Л. 14
Пивторак Н. И. 70, 77, 87, 107, 113
Позняков В. Д. 54
Половецкий Е. В. 54
- Р**озынка Г. Ф. 70, 77, 87, 107, 113
- С**авицкая Е. М. 70, 77
Сапрыкина Г. Ю. 70, 77
Селин Р. В. 10
Сидорец В. Н. 21
Стовпченко А. П. 14
- Т**итков Е. П. 64
Тюрин Ю. Н. 64
- Х**удецкий И. Ю. 125, 127
- Ц**онли Лиу 14
- Ч**уанхао Янг 14
- Ш**уба И. В. 29

NAME INDEX

- A**lekseenko T.A. 54
Antonova-Rafi Yu.V. 125, 127
- B**elous V.Yu. 10
Berdnikova E.N. 54, 64
- D**emchenko V.F. 21, 29
Dzhyubak L.I. 96
- E**rmolenko D. Yu. 39
- G**avrilov D.S. 87
Golovko V. V. 39
Grigorenko S.G. 10
- I**gnatenko A. V. 39
- K**andala S.M. 120
Khudetskii I.Yu. 125, 127
Kolisnichenko O.V. 64
Kostenevich E.S. 83
Kostin V.A. 10. 48
Kovalchuk D.V. 87
Kovalenko D.V. 21
Kovalenko I.V. 21
Kozlitina S.S. 96
Krikent I.V. 29
Krivtsun I.V. 21, 29
Kushnareva O.S. 54, 64
- L**ikhoshva A.V. 21
- M**akhnenko O.V. 70, 77, 83, 87, 96, 102
Maksimenko V.B. 125, 127
- Markashova L.I. 54, 64
Medovar L.B. 14
Milenin A.S. 87, 96, 107, 113
Mirzov I.V. 120
Muzhichenko A.F. 102
- P**avlov A.G. 21
Petrenko V.L. 14
Pivtorak N.I. 70, 77, 87, 107, 113
Polovetskii E.V. 54
Poznyakov V.D. 54
- R**ozyinka G.F. 70, 77, 87, 107, 113
- S**aprykina G.Yu. 70, 77
Savitskaya E.M. 70, 77
Selin R.V. 10
Shuba I.V. 29
Stovpchenko A.P. 14
Sydorets V.N. 21
- T**itkov E.P. 64
Tyurin Yu.N. 64
- V**elikoivanenko E.A. 70, 77, 87, 107, 113
Volchenkov E.A. 14
Vrzhizhevskii E.L. 107
- W**u Boyi 21
- Y**ang Chuanhao 14
- Z**hongli Liu 14
Zhukov V.V. 48
Zinigrad M. 47