

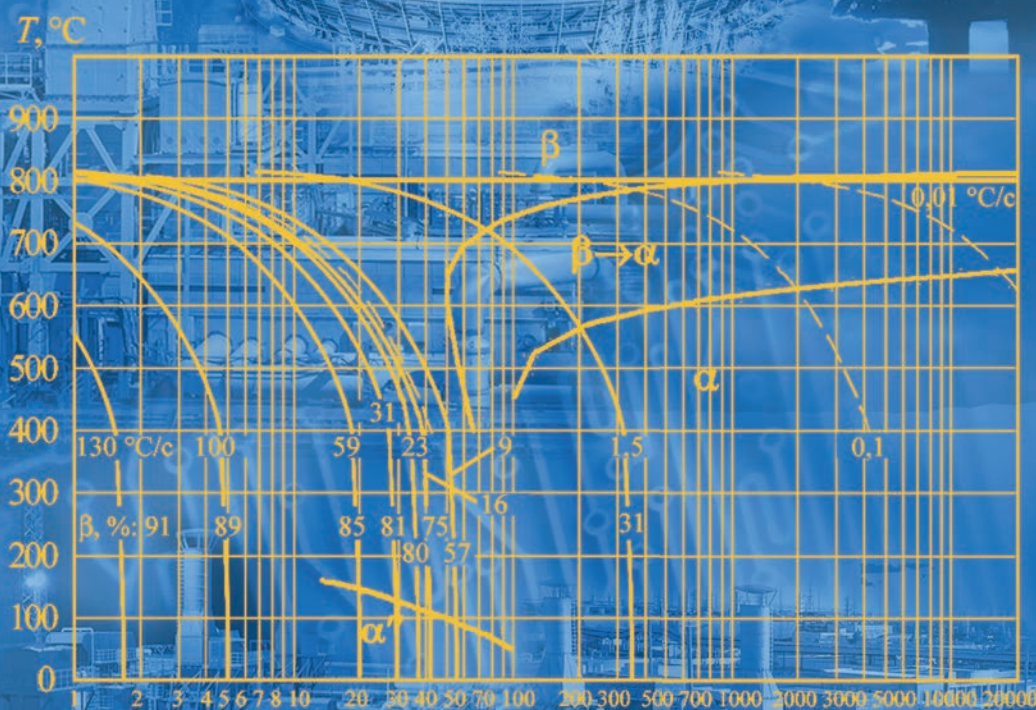
Девятая международная конференция

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ



Сборник трудов

Под редакцией И. В. Кривцуна



10 –14 сентября 2018 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 Девятой Международной конференции
10–14 сентября 2018 г., Одесса, Украина

Proceedings of Ninth International Conference
10–14 September 2018, 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 2018 Kyiv

Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах:
Сб. докл. Девятой межд. конф. / Под редакцией проф. И. В. Кривцуна. – Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. – 96 стр. (электронное издание <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/mmw2018.pdf>)

В сборнике представлены доклады Девятой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (10–14 сентября 2018 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. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.

Организаторы конференции выражают благодарность Китайско-украинскому институту сварки им. Е. О. Патона за финансовую поддержку.

Информационные партнеры конференции:

- «Автоматическая сварка» (ISSN 0005-111X, DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/as>);
- «Современная электрометаллургия» (ISSN 2415-8445, DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/sem>);
- «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» (ISSN 0235–3474, DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/tdnk>);
- «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa» (PL ISSN 0867-583X).

Издательский проект А. Т. Зельниченко

Компьютерная верстка Д. И. Середа, А. И. Сулима

Издательский Дом «Патон» – издание журналов, книг, тематических сборников, трудов конференций и др. печатной продукции в области сварки и родственных технологий.
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, 2018
© Международная Ассоциация «Сварка», 2018

СОДЕРЖАНИЕ

Конференция ММІТWRP–2018 проведена в Одессе	5
<i>Кривциун И. В., Демченко В. Ф., Крикент И. В., Коваленко Д. В., Коваленко И. В.</i> Влияние тока и длины дуги на характеристики дугового разряда при сварке неплавящимся электродом	8
<i>Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В.</i> Влияние предварительного подогрева на термический цикл аргоно-дуговой сварки экономнолегированных титановых сплавов.....	19
<i>Белоус В. Ю., Костин В. А., Григоренко С. Г., Селин Р. В.</i> Влияние режима дуговой сварки на формирование метастабильных фаз в металле шва и ЗТВ высокопрочного псевдо β -титанового сплава ВТ19	23
<i>Grigorenko G., Markashova L., Berdnikova E., Shapovalov V., Polovetskyi E., Yakusha V., Nikitenko Yu. and Gnizdylo A.</i> Modern processing techniques of diffraction electron microscopy data for single-crystal materials.....	28
<i>Зягор І. В., Великоіваненко О. А., Розинка Г. Ф., Завертанний М. С.</i> Розрахункова оцінка термічних циклів при зварюванні тертям різнорідних з'єднань нікелевих сплавів з конструкційною сталлю	31
<i>Максимов С. Ю., Прилипко Е. А., Кражановский Д. М., Винничук С. Д.</i> Моделирование процессов внешнего электромагнитного воздействия при сварке под водой	35
<i>Markashova L., Pozniakov V., Berdnikova O., Sheliagin V., Alekseienco T., Bernatskyi A.</i> Effect of local inner stresses in the structure of high-strength steel welded joints by laser welding on their crack resistance	39
<i>Махненко О. В., Ананченко Н. С., Кандава С. М., Бабенко А. Е., Ковальчук Д. В.</i> Прогнозирование микроструктуры и механических свойств при послойном формировании изделий из титанового сплава ВТ6 с помощью ЭЛС.	44
<i>Махненко О. В., Кандава С. М., Савицкая Е. М.</i> Моделирование радиационного распухания сварных элементов ВКУ реактора ВВЭР-1000 при обосновании продления эксплуатации.....	52
<i>Махненко О. В., Костеневич Е. С.</i> Влияние технологических параметров дуговой наплавки антикоррозионного слоя в патрубковой зоне корпуса реактора ВВЭР-1000 на распределение остаточных напряжений	59
<i>Махненко О. В., Миленин А. С., Великоіваненко Е. А., Розинка Г. Ф., Пивторак Н. И., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И., Ковальчук Д. В.</i> Прогнозирование особенностей кинетики термдеформированного состояния компактных образцов различной геометрии при их послойном формировании на оборудовании XBEAM 3D METAL PRINTER.....	68
<i>Миленин А. С., Великоіваненко Е. А., Розинка Г. Ф., Пивторак Н. И.</i> Вероятностная оценка прочности и работоспособности сварных трубопроводных элементов на основе численного прогнозирования их деформированного состояния.....	77
<i>Сибирь А. В., Медовар Л. Б., Губинский М. В., Полишко А. А., Стовпченко А. П., Коломиец Д. В.</i> Математическое моделирование тепловых, электро- и гидродинамических процессов при ЭШП кузнечных слитков легированных сталей	90
Именной указатель.....	95

КОНФЕРЕНЦИЯ ММІТWRP–2018 ПРОВЕДЕНА В ОДЕССЕ

С 10 по 14 сентября 2018 г. в Одессе на базе отеля «Курортный» была проведена девятая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» – ММІТWRP-2018. Организаторами конференции выступили Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины (ИЭС) и Международная Ассоциация «Сварка» (МАС). Информационную поддержку конференции оказали журналы «Автоматическая сварка», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», «Современная электрометаллургия». Конференция ММІТWRP-2018 проводилась параллельно с XXII международной конференцией «Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики» (НКТД-2018), организованной ИЭС, Украинским обществом неразрушающего контроля и технической диагностики и МАС. С отчетом о конференции НКТД-2018 можно ознакомиться в журнале «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» №3, 2018 г.

Конференция ММІТWRP стала традиционной и собирает каждые два года специалистов в области математического моделирования физических процессов, протекающих при сварке из разных стран мира. Конференция проводилась в Крыму, на базе Дома творчества ученых НАН Украины «Кацивели» (2002, 2004, 2008, 2010 и 2012 гг.). В 2006 г. конференция проводилась в Киеве в ИЭС параллельно с шестнадцатой международной конференцией «Компьютерные технологии в сварке и

производстве» и была организована совместно с Британским институтом сварки. Начиная с 2014 г., после аннексии Крыма, конференция ММІТWRP проводится в Одессе. Руководил Программным комитетом конференции с 2002 по 2012 гг. академик В.И. Махненко, а с 2014 г. эту почетную миссию выполняет академик И.В. Кривцун. Организатором конференций ММІТWRP традиционно является Международная Ассоциация «Сварка».

В работе конференции ММІТWRP-2018, которая была организована в виде сессий пленарных и стендовых докладов, приняло участие 45 ученых и специалистов из Украины и Беларуси, а также с заочным участием специалисты из Германии.

Открыл конференцию руководитель Программного комитета конференции академик И.В. Кривцун, который в своем выступлении остановился на проблемах, возможностях и задачах математического моделирования и теоретического анализа физических процессов в области сварки и родственных процессов.

Отметим доклады, которые были представлены на конференции, но не вошли в настоящий сборник:

- «Комплексная математическая модель процесса плазменно-индукционного выращивания монокристаллов тугоплавких металлов», *Гниздыло А.Н., Шаповалов В.А., Якуша В.В.*, (ИЭС);

- «Математическое моделирование процесса формирования напряженно-деформированного состояния при лазерной обработке», *Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Пилипчук А.П.*, (Белорусский национальный технический университет, Минск);



Выступление акад. И.В. Кривцуна



Выступление д.т.н. В.А. Костина

- «Нестационарные процессы в дуговой плазме и свариваемом металле при ТИГ сварке с высокочастотной модуляцией тока», *Демченко В.Ф., Кривцун И.В., Крикент И.В., Абдулах В.М.*, (ИЭС);
- «Оптимальна за силовою дією форма імпульсів зварювального струму», *Демченко В.Ф., Кривцун І.В., Номіровський Д.*, (ІЕЗ, ²Київський національний університет імені Тараса Шевченка);
- «Структурные превращения в сварных соединениях паропроводов ТЭС», *Дмитрик В.В., Глушко А.В.* (НТУ «Харьковский политехнический институт»);
- «Моделирование тонкостенных цилиндрических оболочек, полученных аддитивным методом», *Костин В.А.* (ИЭС);
- «Дослідження теплових полів при реакційному паянні в умовах локального розігріву зони з'єднання», *Кулініч М.В., Запорожець Т.В., Гусак А.М.*,

- ¹*Устінов А.І., Косінцев С.Г.* (ІЕЗ, ²Черкаський національний університет ім. Б. Хмельницького);
- «Моделирование остаточных напряжений в сварном соединении коллектора к патрубку парогенератора ПГ-1000М», *Махненко О.В., Мужиченко А.Ф., Сапрыкина Г.Ю.* (ИЭС);
- «Физическое моделирование процессов плавления, гидродинамики и кристаллизации металла при электрошлаковых технологиях», *Протокилов И.В., Порохонько В.Б.* (ИЭС);
- «Математическое моделирование плавления проволоки и отрыва капель при дуговой сварке», *Семенов О., Кривцун И., Райсген У., Шибан А., Мокров О., Симон М., Шарма Р., Лозано П., Манн С.* (ИЭС, ²Институт сварки и соединения, RWTH, Аахен, Германия);
- «Математическое моделирование комбинированного процесса ЭШП + МНЛЗ для получе-



Выступление Председателя УОНКТД проф. В. А. Троицкого во время приема в связи с началом работы конференций МMITWRP-2018 и НКТД-2018

ния высококачественной рельсовой стали», ¹Сибирь А.В., ^{2,3}Медовар Л.Б., ¹М.В. Губинский М.В., ²Полишко А.А., ^{2,3}Лебедь В.А. (Национальная металлургическая академия Украины, Днепр, ²ИЭС, ³«Элмет-Рол», Киев).

Во время конференции был проведен круглый стол «Процессы сварки и родственных технологий: теоретические исследования, математическое моделирование, вычислительный эксперимент»; модераторы – акад. НАН Украины И.В. Кривцун и проф. В.Ф. Демченко.

В своем выступлении И.В. Кривцун отметил, что одной из ключевых проблем современного промышленного производства является совершенствование существующих и разработка новых высокоэффективных технологий соединения и обработки металлических материалов. К ним относятся, например, такие технологические процессы, как сварка плавлением, наплавка, напыление покрытий, термообработка поверхности, дуговое рафинирование сталей. На современном этапе развития сварочных и родственных технологий решение данной проблемы невозможно без детального исследования совокупности физических явлений (тепловых, диффузионных, газо-, гидродинамических, электромагнитных, оптических и др.), протекающих при взаимодействии со свариваемым или обрабатываемым материалом различных источников тепловой энергии. Это газоразрядная, прежде всего дуговая, плазма, электромагнитное, в частности лазерное излучение или их комбинация.

Экспериментальное исследование физической природы такого многофакторного взаимодействия сопряжено со значительными трудностями, обусловленными высокими значениями температуры плазмы и поверхности обрабатываемого материала в зоне воздействия источника тепла, малыми геометрическими размерами указанной зоны, высокими скоростями протекания исследуемых процессов и рядом других обстоятельств. Кроме того, полученные экспериментальные данные, как правило, отражают совокупный результат действия всего комплекса физических процессов, протекающих в системе «источник тепла–обрабатываемый материал», при этом выявить роль каждого из них в формировании результирующего эффекта ока-

зывается достаточно сложной задачей. Поэтому в последние десятилетия все большее внимание специалистов привлекают методы теоретического исследования, включая разработку математических моделей, а также появившиеся с развитием вычислительной техники численные методы и пакеты прикладных программ для комплексного компьютерного моделирования физических процессов при сварке и обработке материалов. Такой подход позволяет существенно сократить расходы, связанные с проведением большого количества дорогостоящих натуральных экспериментов, поскольку дает возможность достаточно быстро и относительно дешево проводить качественный и количественный анализ процессов, протекающих в рассматриваемой системе, для широкого диапазона условий и параметров режима сварки или обработки, характеристик и свойств свариваемого или обрабатываемого материала. Кроме того, что особенно важно, численное моделирование позволяет исследовать влияние на прогнозируемый результат технологического процесса каждого из учитываемых моделью физических явлений отдельно и таким образом определять оптимальные пути и методы совершенствования рассматриваемой технологии и оборудования для ее реализации.

В.Ф. Демченко остановился на тех тенденциях, которые происходят в области математического моделирования в сварке и родственных процессах в последние годы. В частности он отметил, что возрастает количество исследователей, использующих стандартные пакеты прикладных программ для интегрирования уравнений математической физики.

Сборник трудов конференции ММІТWRP-2018, а также сборники предыдущих восьми международных конференций ММІТWRP можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка» или получить в электронном виде в открытом доступе на сайте Издательского Дома «Патон» <http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings/mmw>.

Следующая, юбилейная, десятая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» ММІТWRP-2020 запланирована к проведению в Одессе в сентябре 2020 г.

*А. Т. Зельниченко,
канд. физ.-мат. наук.*

ВЛИЯНИЕ ТОКА И ДЛИНЫ ДУГИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДУГОВОГО РАЗРЯДА ПРИ СВАРКЕ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

И. В. КРИВЦУН, В. Ф. ДЕМЧЕНКО, И. В. КРИКЕНТ, Д. В. КОВАЛЕНКО, И. В. КОВАЛЕНКО
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

Методом математического моделирования изучено влияние силы тока и длины аргоновой дуги с тугоплавким катодом на тепловые, электромагнитные и газодинамические характеристики дуговой плазмы, включая характеристики ее теплового, электрического и силового воздействия на поверхность анода. Дан краткий обзор математических моделей, привлекаемых для этой цели. Температурные поля и картины протекания тока в столбе дуги иллюстрируются соответствующими изотермами и токовыми линиями. Для анализа силового воздействия тока дуги на плазму ее столба используются расчетные данные о распределении магнитного давления в дуговой плазме и магнитной силе, возбуждаемой градиентом этого давления. Анализируются также особенности распределения полного давления и скорости движения плазмы в столбе дуги. Приведены расчетные данные о зависимости распределений плотности электрического тока и теплового потока на поверхности водоохлаждаемого и испаряющегося анода, а также распределения потенциала плазмы вдоль границы анодного слоя от силы тока и длины дуги. Введены понятия эффективных значений анодного и катодного падений потенциала. Исходя из расчетной величины теплового потока в анод и экспериментальной ватт-амперной характеристики дуги с тугоплавким катодом, получены данные о величине эффективного к.п.д. такой дуги в диапазоне токов 50...300 А для дуг длиной 1,5; 2 и 3 мм. Установлена зависимость размеров токового канала и зоны теплового воздействия дуги на анод от тока и длины дуги.

Для эффективного использования электрической дуги как источника тепла при сварке плавлением необходимо располагать достоверной информацией о тепловом, электрическом и динамическом воздействии дуговой плазмы на свариваемый металл в зависимости от способа и режима сварки. В случае сварки неплавящимся электродом, когда свариваемый металл является анодом дуги, такое воздействие определяется совокупностью процессов энерго-, массо- и электропереноса в плазме столба и анодной области дуги, а его характеристики зависят от силы тока, длины дуги и состава защитного газа. Поскольку экспериментальное определение характеристик тепловых, электромагнитных и газодинамических процессов в дуговой плазме, а также ее теплового, электрического и динамического воздействия на поверхность сварочной ванны затруднено, задачей данной работы является детальное количественное исследование указанных характеристик методами математического моделирования. В качестве объекта исследования будем рассматривать осесимметричную аргоновую дугу с тугоплавким катодом, схема которой изображена на рис. 1, в диапазоне токов $I = 50 \dots 300$ А и следующих значениях длины дуги $L = 1,5; 2; 3$ мм. Именно такие параметры дугового разряда характерны для сварки неплавящимся электродом в аргоне (ТИГ).

Существует множество подходов и моделей для численного исследования процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в плазме столба электрической дуги, а также анодных процессов применительно к условиям ТИГ сварки [1-13].

Однако в большинстве работ по комплексному моделированию дуги с тугоплавким катодом используются весьма упрощенные модели анодного

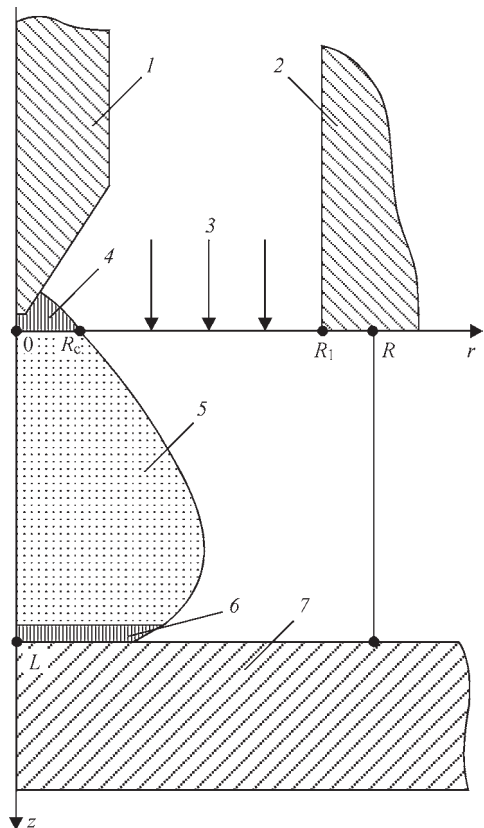


Рис. 1. Схема к расчету характеристик дуги с тугоплавким катодом: 1 – вольфрамовый катод; 2 – сопло для подачи защитного газа; 3 – защитный газ; 4 – катодная область; 5 – столб дуги; 6 – анодный слой; 7 – анод; R_c – радиус катодной области; R_1 – радиус сопла; R – радиус расчетной области

слоя [1-7], тогда как в работах, специально посвященных исследованию анодных явлений [8-13], недостаточное внимание уделяется их взаимосвязи с процессами, протекающими в столбе дуги. Для корректного учета этой взаимосвязи в данной работе будем использовать самосогласованную математическую модель столба и анодной области дуги при сварке неплавящимся электродом, предложенную в [14] и модифицированную в [15].

Характеристики плазмы столба дуги. Рассмотрим вначале распределенные характеристики тепловых, электромагнитных и газодинамических процессов в плазме столба аргоновой дуги, горячей между тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым (неиспаряющимся) анодом. На рис. 2 представлены результаты моделирования температурного поля и картины протекания тока в дуге длиной $L = 2$ мм для трех характерных значений тока дуги $I = 100; 150; 200$ А. Слева изображены токовые линии, представляющие собой образующие поверхностей вращения, ограничивающих области дуги, в пределах которых протекает определенная часть полного тока. На правых рисунках приведены изотермы температурного поля дуговой плазмы. Конфигурации токовых линий в приэлектродных областях дугового разряда свидетельствует о контракции дуги в этих областях: вблизи катода значительной и существенно меньшей вблизи анода. С увеличением длины дуги

изотермы и, соответственно, токовые линии расширяются, что свидетельствует об уменьшении плотности тока в более длинных дугах. Сопоставляя изотермы с токовыми линиями, можно сделать вывод о том, что размеры токового канала, в котором протекает 90% тока дуги, примерно вдвое меньше токопроводящей области столба дуги (аргоновая плазма становится электропроводной при температуре выше 4500 К).

Рассмотрим теперь газодинамические характеристики дуговой плазмы. В качестве основного силового фактора, определяющего газодинамическую обстановку в столбе дуги, выступает электромагнитная сила, возникающая в результате взаимодействия тока дуги с собственным магнитным полем. Актуальной составляющей этой силы является вихревая составляющая силы Лоренца $\vec{F}_{rot}(r, z) = -\mu_0 \frac{I^2(r, z)}{4\pi^2 r^3} \vec{e}_r$ [16], где $\{r, z\}$ – цилиндрические координаты (см. рис. 1); \vec{e}_r – единичный радиус-вектор; $I(r, z)$ – ток, протекающий через круг радиуса r в аксиальном сечении z столба дуги; μ_0 – универсальная магнитная постоянная. Данная центробежная сила создает в токовом канале магнитное давление $P_{mag}(r, z) = -\int_r^\infty F_{rot}(r, z) dr$, градиент которого можно трактовать как некоторую силу магнитной природы $\vec{F}_{mag} = -grad P_{mag}$,

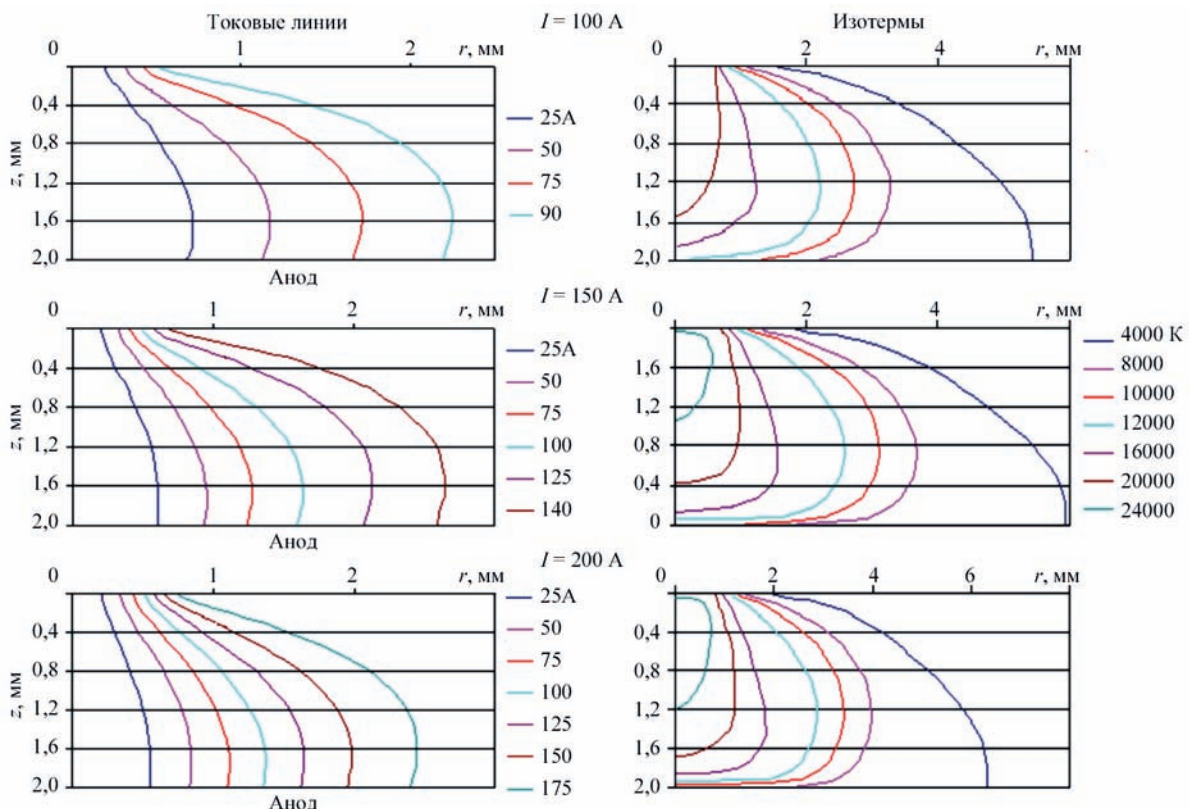


Рис. 2. Токовые линии и изотермы температурного поля в столбе дуги

возбуждающую движение дуговой плазмы из области высоких значений магнитного давления в сторону его уменьшения.

Результаты проведенных вычислительных экспериментов свидетельствуют о том, что в областях столба дуги с повышенной плотностью тока возрастает сжимающее действие вихревой силы \vec{F}_{rot} и, соответственно, увеличивается магнитное давление. Рис. 3 иллюстрирует распределение силовых характеристик электромагнитного поля в столбе дуги длиной 3 мм при токе 150 А. Магнитное давление имеет максимальное значение в осевой зоне прикатодной области столба дуги и быстро уменьшается по радиусу и вдоль координаты z , отсчитываемой от катода (см. рис. 3, а). В рассматриваемом случае максимальная величина магнитного давления не превышает 1000 Па, что составляет менее 1% атмосферного давления. Однако вследствие быстрого изменения магнитного давления в указанной области его градиент оказывается весьма значительным. Так, в осевой зоне прикатодной плазмы аксиальная составляющая магнитной силы \vec{F}_{mag} достигает величины порядка 3×10^6 Н/м³ (см. рис. 3, б).

Магнитная сила, локализуемая в осевой зоне прикатодной плазмы, инициирует движение дуговой плазмы в основном по направлению от катода к аноду. В средней части столба дуги градиент магнитного давления становится пренебрежимо малым и движение плазмы продолжается по инерции. Вблизи поверхности анода этот градиент меняет знак (см. вставку на рис. 3, б), т.е. магнитная сила оказывается направленной от анода к катоду. В рассматриваемых здесь условиях сила инерции плазменного потока в прианодной области столба дуги превосходит \vec{F}_{mag} . Поэтому действие последней ограничивается лишь частич-

ным торможением плазменного потока, наряду с его газодинамическим торможением вблизи поверхности анода. При сварке неплавящимся электродом за счет применения специальных технологических средств, таких, например, как использование активирующего флюса [17], воздействие на дугу сфокусированным излучением CO₂-лазера [18], можно существенно повысить плотность электрического тока на аноде. В этом случае магнитная сила вблизи его поверхности, оставаясь отрицательной, возрастает по абсолютной величине и при определенных размерах области анодной привязки дуги становится способной противодействовать силе инерции потока плазмы. В результате этого в прианодной плазме может возникнуть движение дуговой плазмы навстречу набегающему потоку. Газодинамическое взаимодействие этих двух потоков способно сформировать двухвихревую циркуляцию плазмы в столбе дуги (см. сценарий 2 в работе [16]).

Распределение аксиальной компоненты вектора скорости движения плазмы вдоль оси дуги приведено на рис. 4. Характерно, что при малых значениях тока дуги начало торможения плазменного потока смещено ближе к катоду, тогда как с увеличением тока область торможения смещается в сторону анода. Отметим также, что с увеличением длины дуги скорость движения потока плазмы заметно возрастает, что объясняется увеличением поперечных размеров ее столба (см. рис. 2) и, соответственно, уменьшением его гидравлического сопротивления.

Распределения полного давления на оси дуги длиной 3 мм и на поверхности анода показаны на рис. 5. Вдоль оси дуги давление изменяется монотонно (см. рис. 5, а): вблизи катода оно повышено вследствие сжимающего воздействия вихревой силы $\vec{F}_{rot}(r, z)$ и, соответственно, высоких

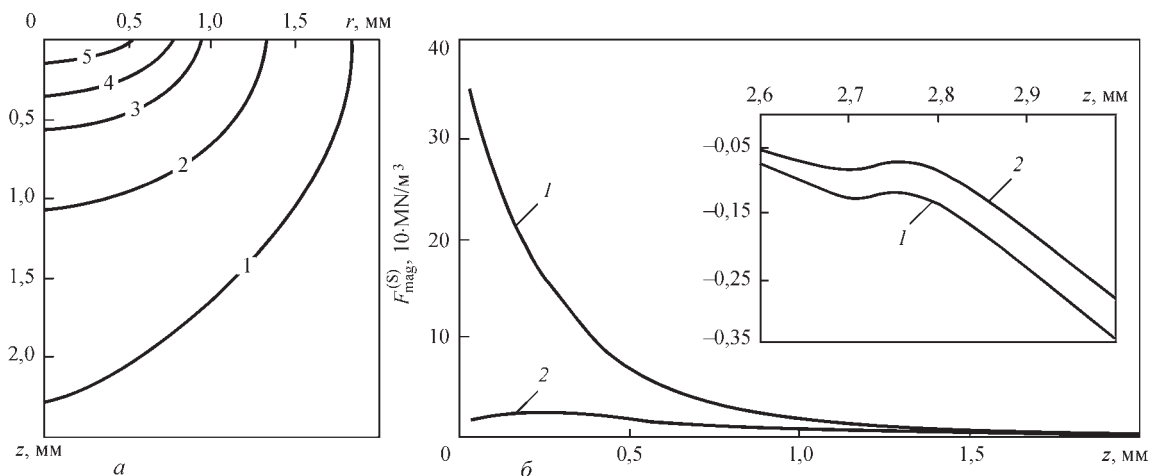


Рис. 3. Силовые характеристики электромагнитного поля в столбе дуги: а – поле изобар магнитного давления (1 – $P_{mag} = 100$ Па; 2 – 200 Па; 3 – 400 Па; 4 – 600 Па; 5 – 1000 Па); б – распределение аксиальной составляющей магнитной силы по длине столба дуги (1 – на оси дуги; 2 – при $r = 1$ мм)

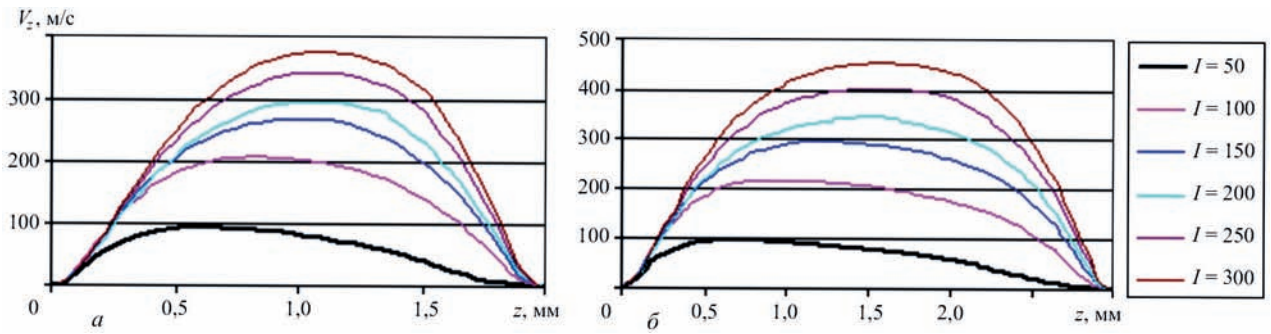


Рис. 4. Распределение аксиальной компоненты вектора скорости плазмы вдоль оси дуги: $a - L = 2$ мм; $b - 3$ мм

значений магнитного давления (см. рис. 3, a); в центре столба дуги полное давление уменьшается в результате радиальной разгрузки плазменного потока и относительно малого магнитного давления, а вблизи анода давление вновь возрастает вследствие торможения потока плазмы на его поверхности. Отметим, что поля давления в дугах длиной 2 и 3 мм мало отличаются. Что касается полного давления на поверхности анода, то оно возрастает с увеличением тока дуги (см. рис. 5, b).

Необходимо подчеркнуть, что приведенное на рис. 5 b распределение полного давления на поверхности анода формируется как сумма магнитного давления и газодинамического давления набегающего потока плазмы. Учитывая, что скачок магнитного давления на границе раздела «плазма – металл анода» равен нулю, актуальным с точки зрения деформации свободной поверхности сварочной ванны является лишь газодинамическое давление, образующееся вследствие торможения потока плазмы вблизи указанной поверхности.

Характеристики анодной области дуги. Перейдем к рассмотрению распределенных характеристик электрического, теплового и силового воздействия дуговой плазмы на поверхность анода. На рис. 6, 7 приведены распределения по поверхности водоохлаждаемого (неиспаряющегося) анода плотности электрического тока $j_a(r)$ и теплового потока $q_a(r)$, вводимого дугой в анод. Как следует из представленных на этих рисунках расчетных зависимостей, плотность тока на аноде и удельный тепловой поток в анод уменьшаются с увеличением длины дуги, что согласуется с экспериментальными данными работы [19].

С уменьшением длины дуги контракция тока на аноде возрастает: расчетные значения анодной плотности тока на оси дуги длиной 2 мм более чем в 1,5 раза выше по сравнению с дугой, имеющей длину 3 мм (ср. рис. 6 a, b). Соответственно этому увеличивается и силовое воздействие вихревой составляющей силы Лоренца \vec{F}_{rot} как на поверхности сварочной ванны, так и в ее объеме, что приводит к

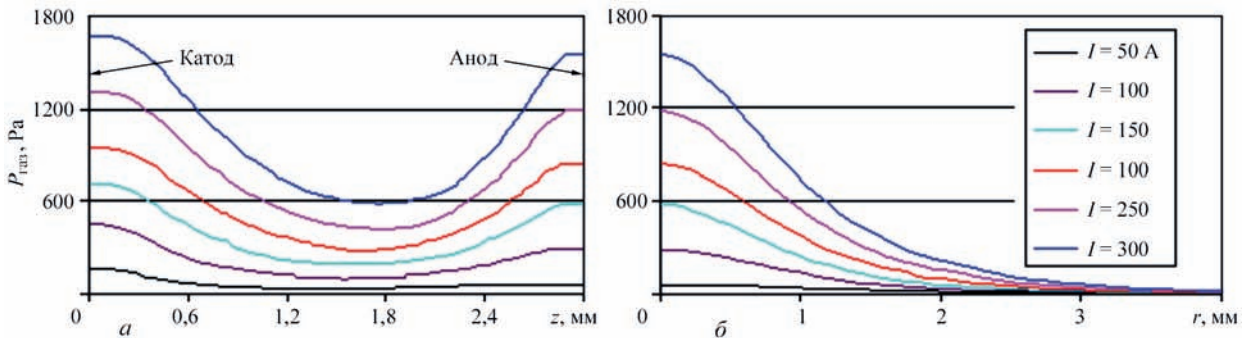


Рис. 5. Полное давление в плазме дуги длиной 3 мм: $a -$ на оси дуги; $b -$ на поверхности анода

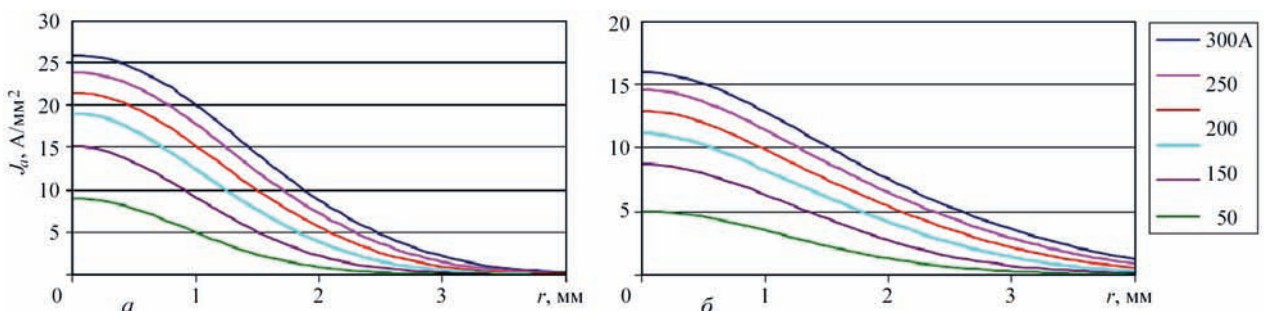


Рис. 6. Распределение плотности тока дуги на поверхности анода: $a - L = 2$ мм; $b - 3$ мм

интенсификации гидродинамического течения расплава и повышению проплавляющей способности дуги [16]. Распределения F_{rot} на поверхности анода для дуг длиной 2 и 3 мм показаны на рис. 8, а распределения магнитного давления изображены на рис. 9.

Важным фактором, влияющим на характеристики плазмы столба дуги и ее взаимодействия с поверхностью анода при сварке неплавящимся электродом, является многокомпонентность дуговой плазмы, связанная с испарением металла с поверхности сварочной ванны. На рис. 10-12 приведены распределения плотности тока, теплового потока и вихревой составляющей силы Лоренца на поверхности анода из низкоуглеродистой стали, испаряющегося в диффузионном режиме, при модельном распределении его температуры в зоне анодной привязки дуги:

$$T_s(r) = (T_{s0} - T_\infty) \exp(-a^2 r^2) + T_\infty, \text{ где } T_{s0} = 3050 \text{ К} -$$

температура поверхности на оси дуги; $T_\infty = 500 \text{ К}$ – температура поверхности на значительном удалении от оси, а коэффициент сосредоточенности a определяется таким образом, чтобы радиус расплавленной зоны на поверхности стального анода составлял 2,5 мм [20].

Как следует из сравнения рис. 10 и рис. 6 плотность тока на поверхности испаряющегося анода оказывается существенно меньше, чем в случае водоохлаждаемого анода, причем наиболее заметное снижение $j_a(r)$ наблюдается в центре области анодной привязки дуги, где формируется локальный минимум указанной величины. Аналогичным образом ведет себя и плотность теплового потока, вводимого дугой в испаряющийся анод (ср. рис. 11 и рис. 7). Что касается уменьшения плотности тока и теплового потока в анод при увеличении длины дуги (см. рис 6 и рис. 7), то эта тенденция

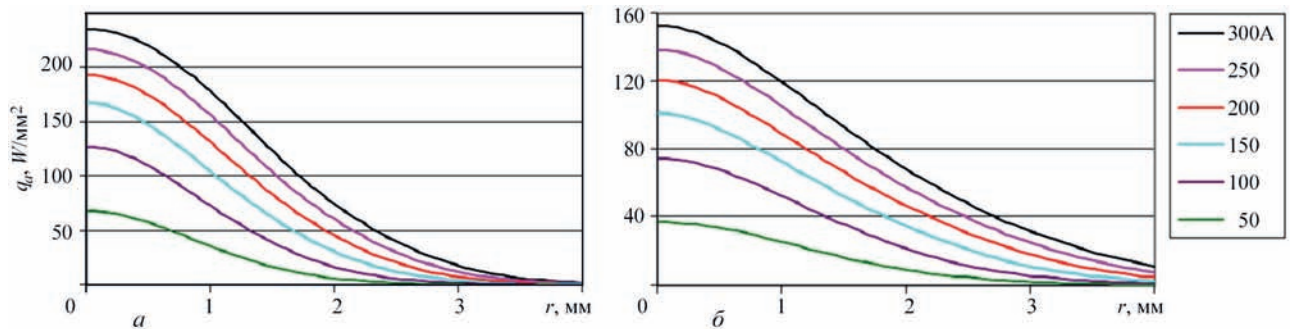


Рис. 7. Распределение теплового потока, вводимого дугой в анод: а – $L = 2$ мм; б – 3 мм

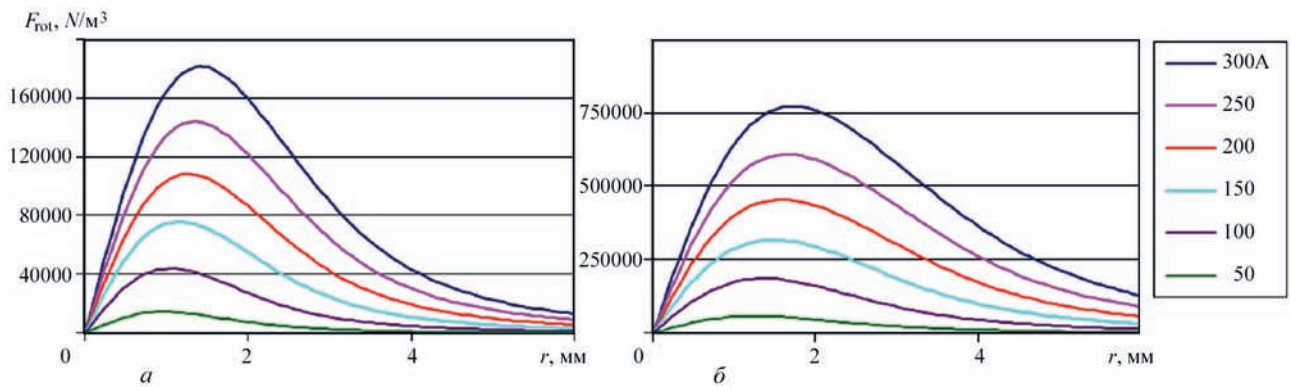


Рис. 8. Распределение вдоль поверхности анода вихревой составляющей силы Лоренца: а – $L = 2$ мм; б – 3 мм

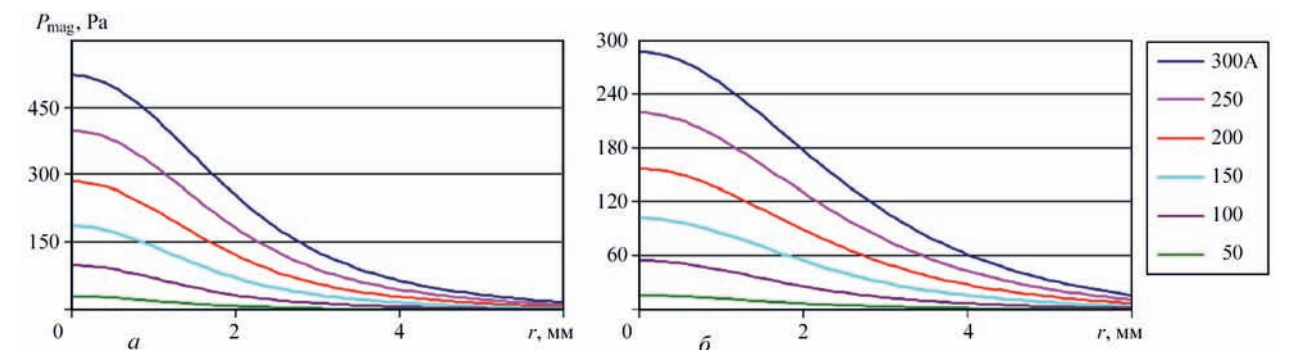


Рис. 9. Распределение вдоль поверхности анода магнитного давления: а – $L = 2$ мм; б – 3 мм

сохраняется и для испаряющегося анода (ср. рис. 10 *a, б* и рис. 11 *a, б*).

Отмеченное снижение плотности тока на поверхности анода при учете испарения его материала вызывает соответствующее уменьшение вихревой составляющей силы Лоренца \vec{F}_{rot} на поверхности сварочной ванны (ср. рис. 8, 12), что приводит к ослаблению конвективного переноса тепла в ее объеме, снижая тем самым проплавляющую способность дуги с испаряющимся анодом.

Еще одним фактором, определяющим характеристики электрического, теплового и силового воздействия дуги на поверхность анода, является то, что анодное падение потенциала U_a , определяемое, как разность между потенциалом поверхности анода ϕ_a и потенциалом плазмы на границе анодного слоя ϕ_{pa} , не является постоянным в области анодной привязки дуги. Ввиду высокой проводимости металлических материалов поверхность анода является практически эквипотенциальной, поэтому электрический потен-

циал анода ϕ_a можно с хорошим приближением считать постоянным. Что касается величины ϕ_{pa} , то, поскольку определяющие ее параметры (температура прианодной плазмы и плотность тока на аноде) имеют неоднородные распределения вдоль поверхности анода (см. рис. 2, 6), указанная величина, а, следовательно, и анодное падение потенциала также являются неоднородными в области анодной привязки дуги [20].

В качестве иллюстрации на рис. 13 приведены распределения потенциала плазмы вдоль границы анодного слоя со столбом дуги с тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым анодом, имеющей длину 2 и 3 мм, в сопоставлении с соответствующим распределением температуры прианодной плазмы. Большая крутизна спада зависимости $\phi_{pa}(r)$ для дуги длиной 2 мм по сравнению с дугой 3 мм при токе 100 А (см. рис. 13 *a*) обусловлена аналогичным характером изменения температурной кривой (см. рис. 13 *б*).

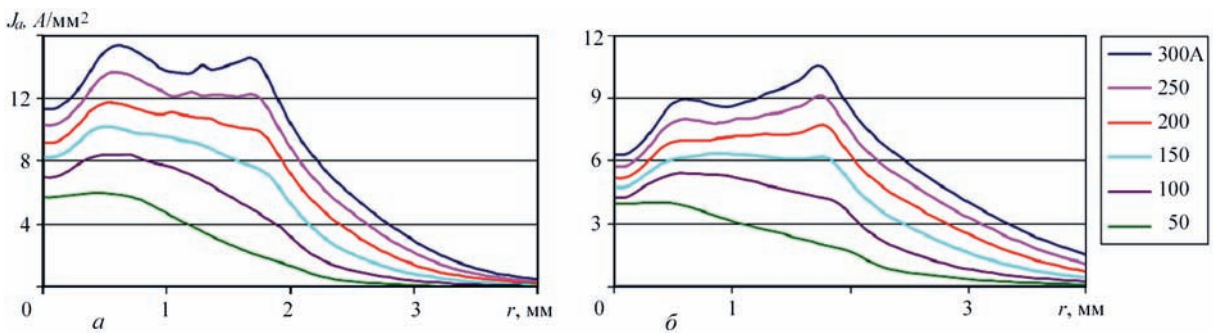


Рис. 10. Распределение плотности тока дуги на поверхности испаряющегося анода: *a* – $L = 2$ мм; *б* – 3 мм

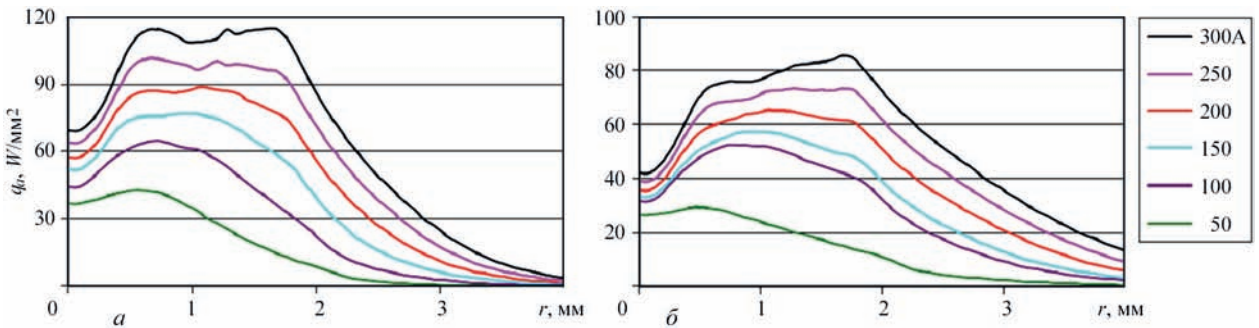


Рис. 11. Распределение теплового потока, вводимого дугой в испаряющийся анод: *a* – $L = 2$ мм; *б* – 3 мм

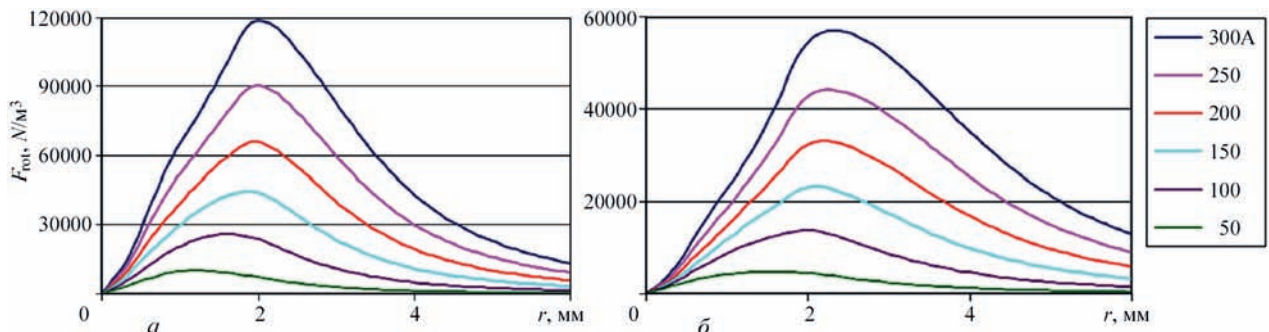


Рис. 12. Распределение вдоль поверхности испаряющегося анода вихревой составляющей силы Лоренца: *a* – $L = 2$ мм; *б* – 3 мм

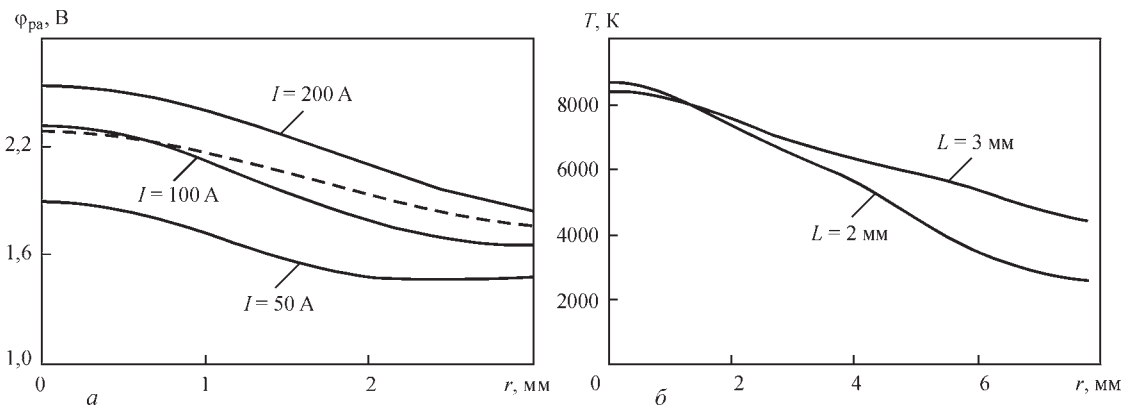


Рис. 13. Распределения потенциала плазмы вдоль границы анодного слоя со столбом дуги (а) при различных значениях тока дуги длиной 2 мм (сплошные кривые) и для 100-амперной дуги длиной 3 мм (штриховая кривая), а также распределения температуры прианодной плазмы вдоль поверхности анода (б) для 100-амперной дуги длиной 2 и 3 мм (потенциал поверхности анода принят постоянным и равным нулю)

Поскольку граница анодного слоя не является изопотенциальной, то здесь существует отличный от нуля радиальный градиент потенциала и, соответственно этому, вектор плотности тока имеет радиальную компоненту j_r , причем, чем больше крутизна радиального изменения ϕ_{pa} , тем больше оказывается соответствующая компонента плотности тока. Данный эффект иллюстрируется рис. 16, на котором представлено изменение j_r вдоль границы анодного слоя для дуг длиной 2 и 3 мм при токе 100 А. С ростом j_r (для более коротких дуг) угол между вектором плотности тока на аноде и осью дуги увеличивается, что свидетельствует о более сильном сужении токового канала по направлению к аноду и, соответственно, – более высокой плотности тока на аноде (см. рис. 6).

В заключение данного раздела следует обратить особое внимание на тот факт, что анодное падение потенциала $U_a = \phi_a - \phi_{pa}$ в рассматриваемых дугах является отрицательным, что согласуется с известными расчетными и экспериментальными данными [8, 13, 22, 23].

Интегральные характеристики дуги. Важной интегральной характеристикой, определяющей электрические и энергетические свойства дугового разряда, является его вольт-амперная характеристика (ВАХ), которая связывает напряжение на

дуговом промежутке U с током дуги I . На рис. 15 представлены результаты аппроксимации по методике, описанной в [21], экспериментальных данных о ВАХ аргоновой дуги с тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым анодом при различных значениях длины дуги: $L = 1,5; 2; 3$ мм. Вольт-амперной характеристике дуги может быть поставлена в соответствие ее ватт-амперная характеристика, устанавливающая связь мощности дуги $P = IU$ с силой тока I (см. рис. 15, б).

Полное напряжение на дуге U обычно представляется в виде суммы $U = U_c + U_p + U_a$, где U_c – катодное падение потенциала; U_p – напряжение на столбе дуги; U_a – анодное падение [24]. Соответственно этому мощность дуги может быть представлена в виде $P_c + P_p + P_a$, где $P_p = U_p I$ и $P_a = U_a I$ – мощности выделяемые в катодной области столбе дуги и анодной области соответственно. Поскольку как уже было отмечено анодное падение потенциала является отрицательным ($U_a < 0$.) тепловая мощность дуги P меньше суммарной мощности выделяющейся в столбе и катодной области дуги на величину $|P_a|$ затрачиваемую на поддержание анодного слоя. Эти в целом правильные соотношения требуют дальнейшего уточнения с точки зрения того что следует понимать под величинами U_c, U_p, U_a с учетом изменения электрического потенциала вдоль границ раздела анодной и катодной областей со столбом дуги.

В силу высокой проводимости металла анода и катода потенциалы ϕ_a и ϕ_c их поверхностей можно полагать практически постоянными поэтому полное напряжение на дуге может быть определено как разность соответствующих потенциалов т.е. $U = \phi_a - \phi_c$. Такое общепринятое определение напряжения в виде разности потенциалов непригодно для расчета катодного и анодного падений а также напряжения на столбе дуги. Поэтому

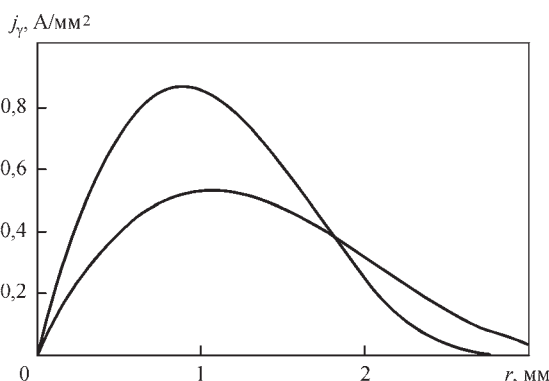


Рис. 14. Распределения вдоль поверхности анода радиальной компоненты вектора плотности тока: 1 – $L = 2$ мм; 2 – 3 мм

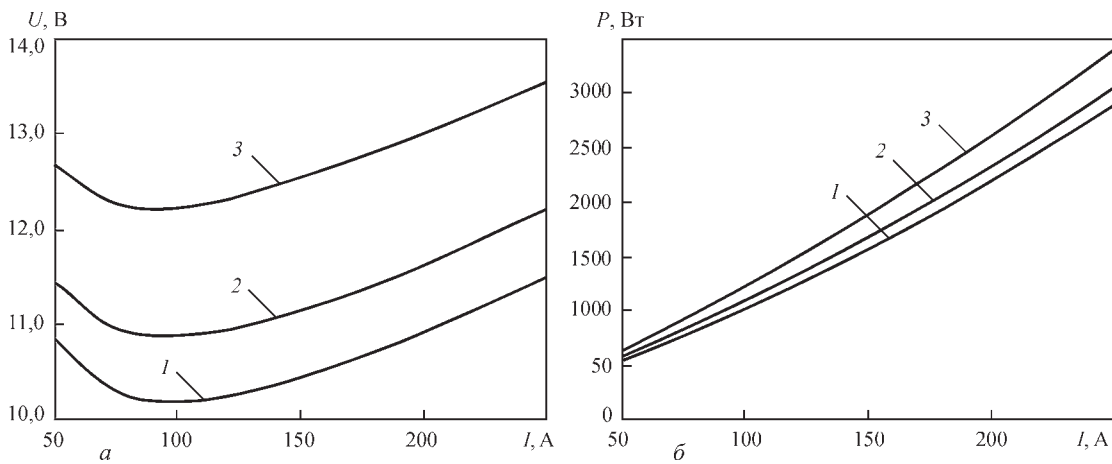


Рис. 15. Вольт- (а) и ватт-амперные (б) характеристики аргоновой дуги с тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым (неиспаряющимся) анодом: 1 – $L = 1,5$; 2 – 2; 3 – 3 мм

му требуется дать иное определение указанных величин причем таким образом чтобы оставались справедливыми интегральные законы Ома и Джоуля-Ленца. С этой целью на границах Γ_{pa} и Γ_{pc} разделяющих анодную и катодную области со столбом дуги введем эффективные (усредненные) значения потенциалов Φ_{pa} и Φ_{pc} следующим образом: $\Phi_{pa} = \frac{1}{I} \int_{\Gamma_{pa}} \varphi j_n d\Gamma_{pa}$; $\Phi_{pc} = \frac{1}{I} \int_{\Gamma_{pc}} \varphi j_n d\Gamma_{pc}$ [20]. Тогда эффективное падение напряжения на столбе дуги можно определить как разность эффективных значений соответствующих потенциалов т.е. положить $\langle U_p \rangle = \Phi_{pa} - \Phi_{pc}$. Аналогичным образом определяются эффективные анодное $\langle U_a \rangle = \varphi_a - \Phi_{pa}$ и катодное $\langle U_c \rangle = \Phi_{pc} - \varphi_c$ падения потенциала.

На рис. 16 приведена схема распределения электрического потенциала φ и введенные как указано выше эффективные составляющие напряжения на дуговом промежутке при этом полное напряжение на дуге может быть представлено в виде суммы соответствующих эффективных составляющих: $U = \langle U_c \rangle + \langle U_p \rangle + \langle U_a \rangle$ с учетом того что $\langle U_a \rangle < 0$. В терминах введенных эффективных величин падений напряжения на отдельных участках дуги суммарный баланс соответствующих мощностей можно записать аналогичным образом: $P = \langle P_c \rangle + \langle P_p \rangle + \langle P_a \rangle$ где $\langle P_c \rangle = I \langle U_c \rangle$, $\langle P_p \rangle = I \langle U_p \rangle$, $\langle P_a \rangle = I \langle U_a \rangle$ при этом интегральный закон Джоуля-Ленца остается справедливым как для отдельных составляющих дугового разряда так и для дуги в целом.

В рамках используемой модели дуги [14 15] вследствие приближенного описания катодной области не представляется возможным дать теоретическую оценку эффективного значения катодного

падения потенциала. Однако если вольт-амперная характеристика дуги известна (см. рис. 15 а) то эффективное катодное падение можно рассчитать по формуле $\langle U_c \rangle = U - \langle U_p \rangle - \langle U_a \rangle$ воспользовавшись при этом расчетными данными об эффективных падениях потенциала $\langle U_p \rangle$, $\langle U_a \rangle$ а также экспериментально измеренном напряжении на дуге U .

На рис. 17 приведены экспериментальные и расчетные зависимости U , $\langle U_p \rangle$, $\langle U_a \rangle$ от силы тока для аргоновой дуги длиной 2 мм горящей между тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым анодом. Вычисленные как указано выше значения эффективного катодного падения потенциала в зависимости от тока дуги приведены на рис. 18. На этом же рисунке приведены результаты экспериментального определения катодного падения [25]. Сравнение расчетных данных с экспериментальными показывает их соответствие с точностью не хуже 15% что свидетельствует о вполне приемлемой адекватности математической модели используемой в настоящей работе.

Обратимся теперь к интегральным характеристикам анодных процессов в рассматриваемых

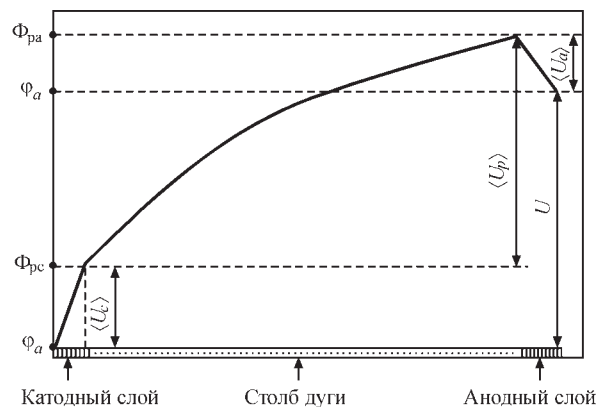


Рис. 16. Схема распределения электрического потенциала и эффективные составляющие напряжения на дуге

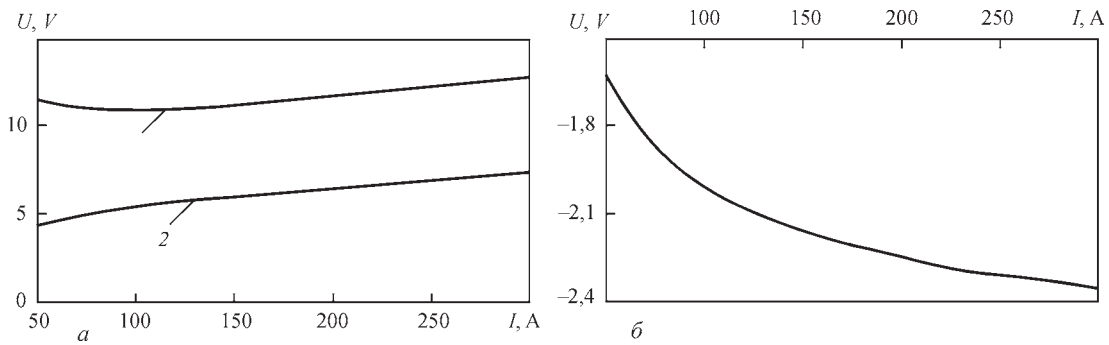


Рис. 17. Напряжение на дуге длиной 2 мм и его составляющие в зависимости от тока: а – полное напряжение на дуге U (1 эксперимент); эффективное значение напряжения на столбе дуги $\langle U_p \rangle$ (2 расчет); б – эффективное значение анодного падения потенциала $\langle U_a \rangle$ (расчет)

дугах. Как следует из рис. 17 б эффективное анодное падение потенциала в аргоновой дуге с тугоплавким катодом и медным водоохлаждаемым анодом являясь отрицательным возрастает по абсолютной величине с увеличением тока дуги при этом ее длина практически не влияет на $\langle U_a \rangle$. Роль анодного падения потенциала в полном напряжении на дуге является достаточно существенной. В частности при токе 200 А расчетное значение эффективного анодного падения для аргоновой дуги длиной 3 мм равно $-2,24$ В что составляет около 17% напряжения на дуге $U = 13$ В (см. кривую 3 на рис. 15, а). Точно таким же образом соотносятся затраты энергии на поддержание анодного слоя по сравнению с полной мощностью дуги P .

Важным фактором влияющим на анодное падение потенциала в дугах с тугоплавким катодом является испарение материала анода. Расчетные зависимости $\langle U_a \rangle$ от I для дуг длиной 2 мм с медным водоохлаждаемым анодом и стальным испаряющимся анодом приведены на рис. 19. Как следует из представленных на этом рисунке кривых эффективное значение анодного падения в дуге с испаряющимся катодом оставаясь отрицательным оказывается меньше по абсолютной величине

не соответствующего значения для дуги с медным водоохлаждаемым анодом практически во всем рассматриваемом диапазоне токов.

В теории тепловых процессов при сварке принято оценивать полный тепловой поток $Q_a = 2\pi \int_0^{\infty} r q_a(r) dr$ вводимый дугой в анод исходя из простой формулы $Q_a = \eta P$ где η – эффективный к.п.д. дуги определяемый экспериментально. Это выражение не является универсальным т.к. величина η при ТИГ сварке зависит от силы тока и длины дуги свариваемого материала защитного газа и других условий сварки. Поэтому определение эффективного к.п.д. дуги требует в каждом конкретном случае проведения калориметрических измерений что является малопродуктивным. Вместо этого можно провести расчетную оценку величины Q_a в зависимости от тока и длины дуги что позволит зная ее ватт-амперную характеристику определить соответствующее значение η .

Оценим вначале эффективные размеры токового и теплового пятен дуги (соответственно R_c, R_h) на поверхности медного водоохлаждаемого анода в зависимости от тока и длины дуги. Под эффективным радиусом токового или теплового пятна будем понимать радиус круга в пределах которого сосредоточено 95% тока дуги I или соответственно полного теплового потока Q_a вводимого дугой в анод. Данные приведенные на рис. 20 показывают что во

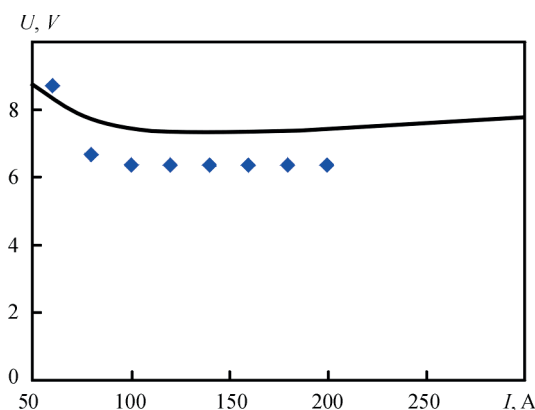


Рис. 18. Эффективное катодное падение потенциала $\langle U_c \rangle$: сплошная кривая – расчет; маркеры – экспериментальные данные [25]

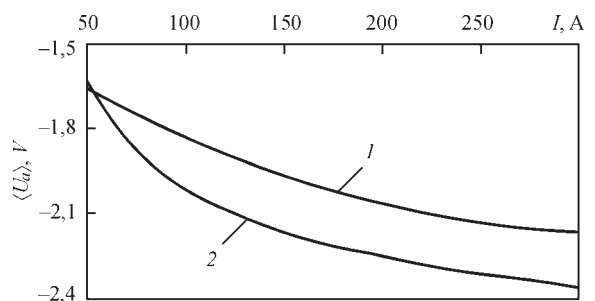


Рис. 19. Зависимости эффективного значения анодного падения потенциала от тока дуги со стальным испаряющимся анодом (1) и медным водоохлаждаемым анодом (2)

всем рассматриваемом диапазоне токов $R_c \approx R_h$ и практически линейно возрастают с увеличением I . Кроме того как и следовало ожидать с увеличением длины дуги размеры зоны токового и теплового воздействия дуги на поверхность анода увеличиваются.

Расчетные зависимости от тока и длины дуги полной тепловой мощности $Q_a = 2\pi \int_0^{\infty} r q_a(r) dr$ вкладываемой в медный водоохлаждаемый анод представлены на рис. 21 из которого следует что величина Q_a практически линейно растет с увеличением тока дуги. Как уже было отмечено входящий в определение Q_a удельный тепловой поток $q_a(r)$ уменьшается с увеличением длины дуги (см. рис. 7). Несмотря на это полный тепловой поток в анод для дуги длиной 3 мм оказывается даже несколько больше чем для дуги длиной 2 мм (см. рис. 21). Эта особенность более длинных дуг объясняется с одной стороны – увеличением мощности дугового разряда (при том же токе повышается напряжение на дуге) и с другой стороны – увеличением диаметра зоны теплового воздействия дуги на поверхность анода (см. рис. 20). Что касается сравнения расчетных значений Q_a с экспериментально измеренными то согласно данным работы [26] указанная величина при $I = 200$ А $L = 3$ мм составляет 2,05 кВт и отличается от вычисленного значения $Q_a = 1,8$ кВт (см. кривую 2 на рис. 21) не более чем на 15%.

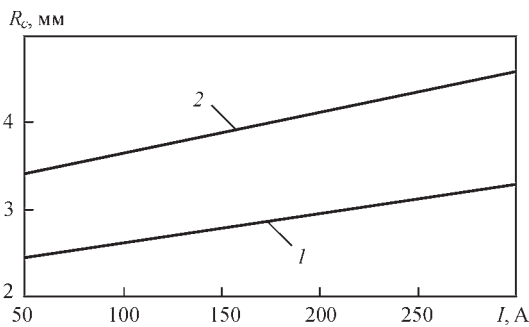


Рис. 20. Размеры токового и теплового пятен дуги на поверхности анода: 1 – $L = 2$ мм; 2 – 3 мм

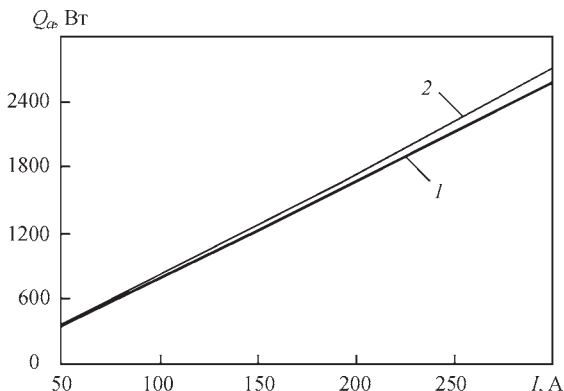


Рис. 21. Полный тепловой поток вводимый дугой в анод: 1 – $L = 2$ мм; 2 – 3 мм

Данные приведенные на рис. 21 вместе с экспериментальными данными о ватт-амперной характеристике дуги (см. рис. 15, б) позволяют провести расчетно-экспериментальную оценку эффективного к.п.д. по простой формуле $\eta = \frac{Q_a}{P}$. Вычисленные таким образом значения η для дуг различной длины в зависимости от силы тока представлены на рис. 22 и свидетельствуют о том что с увеличением длины дуги ее к.п.д. уменьшается а кроме того в рассматриваемом диапазоне токов величина η имеет максимум находящийся в интервале 130...170 А.

В заключение данного раздела необходимо отметить что процессы нагрева и плавления свариваемого металла (температурное поле форма и размеры сварочной ванны) определяются не только величиной Q_a или η но также зависят от таких распределенных по поверхности свариваемого металла характеристик дугового воздействия как удельный тепловой поток в анод и плотность электрического тока на его поверхности. Эти характеристики по разному влияют на тепловое состояние свариваемого металла: первая из них ответственна за кондуктивный перенос энергии (теплопроводный механизм) а вторая определяет интенсивность гидродинамических потоков и соответственно конвективный перенос тепла в расплавленном металле.

Обсуждение и выводы. Приведенные в данной работе результаты расчета распределенных и интегральных характеристик свободноточащей аргоновой дуги с тугоплавким катодом и их зависимости от величины тока и длины дуги качественно являются вполне предсказуемыми. Новым обстоятельством которое было обнаружено благодаря введению в рассмотрение токовых линий является эффект сжатия токового канала в прианодной области проявляющийся во всем рассмотренном диапазоне токов и длин дуг и приводит. С повышением плотности электрического тока на поверхности анода увеличивается силовое воздействие

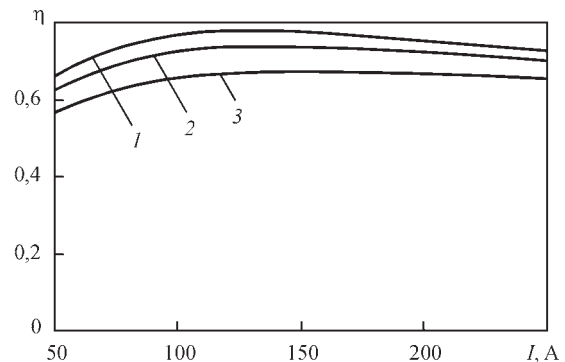


Рис. 22. Зависимости эффективного к.п.д. дуги с медным водоохлаждаемым анодом от тока и длины дуги: 1 – $L = 1,5$ мм; 2 – 2 мм; 3 – 3 мм

тока дуги на металл сварочной ванны которое способствует увеличению скорости течения расплава в донную часть ванны и как результат – повышению глубины проплавления свариваемого металла. Таким образом в отличие от теории тепловых процессов при сварке базирующейся на теплопроводностном механизме переноса энергии закон распределения плотности теплового потока в анод не является единственной характеристикой определяющей форму сварочной ванны. Другим не менее значимым фактором влияющим на проплавляющую способность дуги является закон распределения плотности тока на аноде. При всех прочих равных условиях для повышения проплавляющей способности дуги следует стремиться к уменьшению размера токового канала на поверхности анода. Длина дуги не является единственным параметром позволяющим управлять распределением тока на аноде. В арсенале сварочной науки имеется целый ряд технологических приемов которые позволяют повысить плотность тока на аноде: использование активирующих флюсов выбор специального состава защитного газа воздействие на дугу сфокусированным лазерным излучением высокочастотная модуляция сварочного тока и др. Применение этих активирующих дуговой процесс воздействий и их синергетических комбинаций является перспективным направлением совершенствования процесса сварки неплавящимся электродом.

- Hsu K.C., Etemadi K. and Pfender E. Study of the free-burning high-intensity argon arc // *J. of Appl. Phys.* – 1983. – 54, No. 3. – P. 1293-1301.
- Hsu K.C., Pfender E. Two-temperature modeling of the free-burning high-intensity arc // *Ibid.* – 1983. – 54, No. 8. – P. 4359-4366.
- Lowke J.J., Morrow R. and Haidar J. A simplified unified theory of arcs and their electrodes // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 1997. – 30. – P. 2033-2042.
- Haidar J. Non-equilibrium modeling of transferred arcs // *Ibid.* – 1999. – 32. – P. 263-272.
- Sansonnets L., Haidar J. and Lowke J.J. Prediction of properties of free burning arcs including effects of ambipolar diffusion // *Ibid.* – 2000. – 33. – P. 148-157.
- Masquere M., Freton P. and Gonzalez J.J. Theoretical study in two dimensions of the energy transfer between an electric arc and an anode material // *Ibid.* – 2007. – 40. – P. 432-446.
- Metal vapour behaviour in gas tungsten arc thermal plasma during welding / M. Tanaka, K. Yamamoto, S. Tashiro, et al. // *Welding in the World.* – 2008. – 52, No. 11/12. – P. 82-88.
- Dinulescu H.A., Pfender E. Analysis of the anode boundary layer of high intensity arcs // *J. of Appl. Phys.* – 1980. – 51. – P. 3149-3157.
- Анодные процессы в сильноточном дуговом разряде / Г.А. Дюжев, В.А. Немчинский, С.М. Школьник и др. // *Химия плазмы.* – 1983. – № 10. – С. 169-209.
- Nazarenko I.P., Panevin I.G. Analysis of the near-anode processes character in argon arc discharge of high pressure // *Contrib. Plasma Phys.* – 1989. – 29. – P. 251-261.
- Jenista J., Heberlein J.V.R. and Pfender E. Numerical model of the anode region of high-current electric arcs // *IEEE Trans. on Plasma Science.* – 1997. – 25. – P. 883-890.
- Anode-boundary-layer behavior in a transferred, high intensity arc / T. Amakawa, J. Jenista, J. Heberlein, et al. // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 1998. – 31. – P. 2826-2834.
- Tanaka M., Ushio M. and Wu C.S. One-dimensional analysis of the anode boundary layer in free-burning argon arcs // *Ibid.* – 1999. – 32. – P. 605-611.
- Krivtsov I.V., Demchenko V.F. and Krikent I.V. Model of the processes of heat, mass and charge transfer in the anode region and column of the welding arc with refractory cathode // *The Paton Welding Journal.* – 2010. – No. 6. – P. 2-9.
- Krikent I.V., Krivtsov I.V. and Demchenko V.F. Simulation of electric arc with refractory cathode and evaporating anode // *Ibid.* – 2014. – No. 9. – P. 17-24.
- Force interaction of arc current with self magnetic field / V.F. Demchenko, I.V. Krivtsov, I.V. Krikent, et al. // *Ibid.* – 2017. – No. 3. – P. 15-24.
- Experimental studies and mathematical modelling of penetration in TIG and A-TIG stationary arc welding of stainless steel / K.A. Yushchenko, D.V. Kovalenko, I.V. Krivtsov, et al. // *Welding in the World.* – 2009. – 53, No. 9/10. – P. 253-263.
- Interaction of CO₂-laser beam with electric arc plasma in hybrid (laser-arc) welding / I.V. Krivtsov, I.V. Krikent, V.F. Demchenko, et al. // *The Paton Welding Journal.* – 2015. – No. 3-4. – P. 6-15.
- Yushchenko K.A., Kovalenko D.V. and Kovalenko I.V. Peculiarities of A-TIG welding of stainless steel // *Proc. of the 7th International Conference on Trends in Welding Research – Pine Mountain, Georgia, USA, 2005.* – P. 367-376.
- Distributed and integrated characteristics of the near-anode plasma of the welding arc in TIG and hybrid (TIG + CO₂-laser) welding / I. Krivtsov, V. Demchenko, I. Krikent, et al. // *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 11 – Techn. Universität Graz, Graz, Austria, 2015.* – P. 837-874.
- Calculation and experimental research of static and dynamic volt-ampere characteristics of argon arc with refractory cathode / V.N. Sydorets, I.V. Krivtsov, V.F. Demchenko, et al. // *The Paton Welding Journal.* – 2016. – No. 2. – P. 2-8.
- Sanders N.A., Pfender E. Measurement of anode falls and anode heat transfer in atmospheric pressure high intensity arcs // *J. of Appl. Phys.* – 1984. – 55. – P. 714-722.
- Tanaka M., Ushio M. Observations of the anode boundary layer in free-burning arcs // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 1999. – 32. – P. 906-912.
- Lancaster J.F. *The physics of welding*, 2nd Edition. – Pergamon Press, 1986. – 360 p.
- Cathode fall voltage of TIG arcs from a non-equilibrium arc model / D. Uhrlandt, M. Baeva, R. Kozakov, et al. // *IHW Essen, 12.09.2013, Group 212 – Physics of Welding.* – 21 p.
- Nestor O.H. Heat intensity and current density distributions at the anode of high current, inert gas arcs // *J. of Appl. Phys.* – 1962. – 33, No. 5. – P. 1638-1648.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА НА ТЕРМИЧЕСКИЙ ЦИКЛ АРГОНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

С. В. АХОНИН, В. Ю. БЕЛОУС, Р. В. СЕЛИН

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

Титан как конструкционный материал обладает хорошим комплексом механических и эксплуатационных свойств, позволяющих применять его в различных отраслях промышленности. Одним из факторов, сдерживающих широкое применение титановых сплавов, является высокая стоимость титановых деталей, что связано с технологией их изготовления и достаточно высокой стоимостью применяемого сырья. Снижение себестоимости изделий предполагает использование сплавов с использованием дешевого сырья и таких технологических процессов, которые обеспечивают более высокую эффективность использования потребляемой энергии и материалов. Наиболее перспективно в части снижения цены является применение экономнолегированных сплавов с повышенной технологичностью, так как для титана стоимость изготовления составляет большую часть общей стоимости деталей. В последние годы все большее распространение получают экономнолегированные титановые сплавы, в которых дорогостоящие легирующие элементы заменены недорогими и доступными элементами, а именно, – железом, углеродом, кислородом и азотом [1].

Одним из представителей сплавов данного класса является экономнолегированный сплав Timetal LCB, легированный дешевыми эвтектоидообразующими элементами - в данном случае железом в количестве 4,5% (табл. 1).

Этот сплав относится к классу высокопрочных псевдо-бета титановых сплавов и имеет следующие механические характеристики (табл. 2). При получении сварных соединений псевдо-β-сплавов методом сварки плавлением возникают трудности, обусловленные высоким содержанием в них легирующих элементов, кристаллическим строением β-фазы титана и склонностью к развитию химической и физической неоднородности в металле шва и ЗТВ. Отрицательное влияние на свариваемость β-сплавов оказывает и специфика фазовых и структурных превращений в различных участках сварного соединения, вызванных термическим циклом сварки, в результате которого в металле шва и ЗТВ образуется большое количество метастабильных фаз, негативно влияющих на механические свойства сварного соединения.

Известно, что использование таких приёмов, как термическая обработка и предварительный

Таблица 1. Химический состав экономнолегированного титанового сплава Timetal LCB

Ti	Mo	Fe	Al	O
Основа	6,8	4,5	1,5	0,15

Таблица 2. Механические свойства основного металла экономнолегированного титанового сплава Timetal LCB в состоянии после прокатки

Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²
1187	1166	13	40	3

подогрев детали, является одним из методов воздействия на структуру и фазовый состав сварного соединения [2].

Поэтому, целью данной работы является исследование влияния термического цикла сварки при использовании предварительного подогрева на форму и размеры металла шва и ЗТВ, а также на скорости охлаждения и фазовый состав остывающего металла.

Для проведения нестационарного теплового анализа с фазовым переходом определили зависимость энтальпии от температуры для псевдо-β титанового сплава Timetal LCB по правилу Неймана-Коппа. В сравнении с техническим титаном BT1-0, теплоёмкость сплава Timetal LCB меньше на 2...6%, в основном из-за низкой теплоёмкости Fe и Mo (рис. 1).

Для расчетного определения влияния параметров режима сварки на формирование сварного

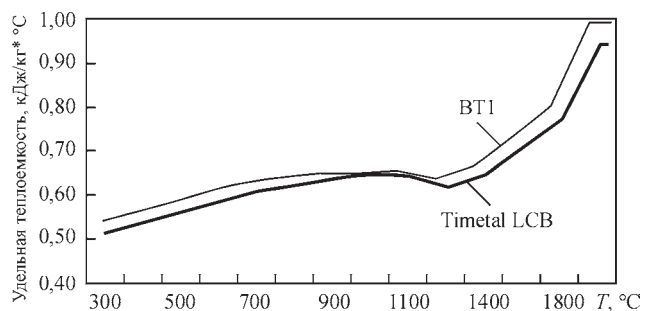


Рис. 1. Сравнение удельной теплоёмкости технического титана BT1 и экономнолегированного титанового сплава Timetal LCB.

шва была построена трёхмерная математическая модель тепловых процессов в титане при сварке со сканирующим источником нагрева, основу которой составляет уравнение теплопроводности.

$$\rho c \left(\frac{\delta T}{\delta t} \right) = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (1)$$

Моделирование выполнялось на образце размерами 200×100×10мм, для которого была построена конечно-элементная модель. Сформулированы следующие граничные условия, описывающие теплообмен изделия с окружающей средой (рис. 2):

$T_{|t=0} = T_{\text{окр. ср.}}$ – заданная температура изделия в начальный момент времени, равна температуре окружающей среды (20 °С).

Тепловой поток на поверхности в зоне действия источника нагрева равен:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial t} = q_T + q_n + q_d \quad (2)$$

где q_m - конвективный теплообмен, Вт/(м²·К); q_n - излучение через боковую поверхность, Дж/сек; q_o

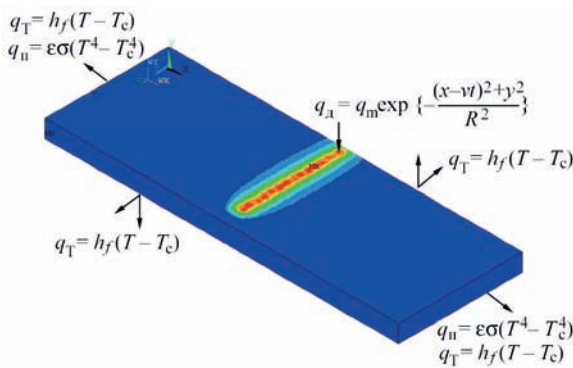


Рис. 2. Граничные условия, описывающие теплообмен изделия с окружающей средой.

– распределение теплового потока на поверхности изделия, Дж/сек.

$$q_T = h_f (T - T_c), \quad (3)$$

Данная модель применялась для моделирования процессов сварки в титановых сплавах ВТ23 и ВТ19 [3]. Сопоставление результатов расчёта с экспериментальными данными подтвердило адекватность разработанной математической модели (рис. 3). Разница в ширине наплавленного валика в расчётном и экспериментальном образце составила 3,1%, ширина обратного валика – 2,4%.

Расчёты тепловых полей проводились для 4-х режимов сварки, с меньшей и большей погонной энергией, а так же с и без использованием предварительного подогрева (табл. 3).

По результатам расчёта построены изотермы максимальных температур, с помощью которых определены глубина и ширина металла шва и зоны термического влияния (рис. 4).

Были подобраны такие режимы сварки, при которых полное проплавление металла шва отсутствовало. Это выполнено с целью определения влияния предварительного подогрева на форму и размеры металла шва и ЗТВ. Так, при использовании предварительного подогрева на режиме с большей погонной энергией (режим №2), глубина проплавления увеличилась на 17 %, в сравнении с режимом без предварительного подогрева (режим №1). Для режима с меньшей погонной энергией, использование предварительного подогрева увеличило глубину проплавления на 16% (режимы №3 и №4). При этом, ширина ЗТВ при использовании предварительного подогрева так же увеличивалась (табл. 4).

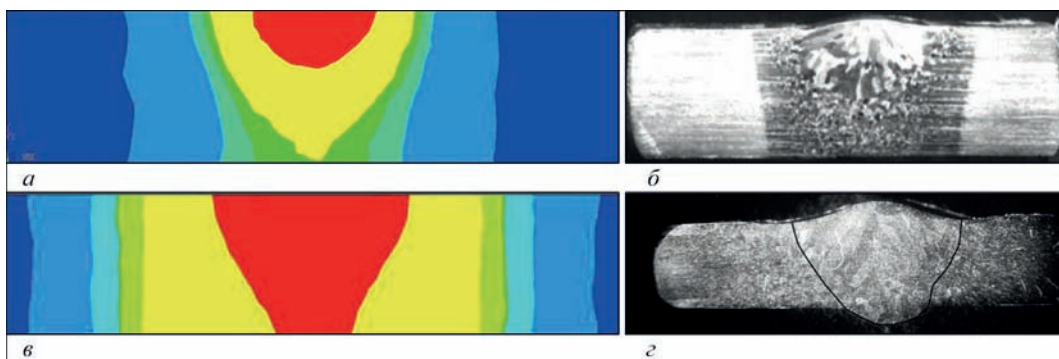


Рис. 3. Проверка адекватности разработанной математической модели: а – на примере ТИГ сварки двухфазного высокопрочного титанового сплава ВТ23, б – на примере ТИГ сварки псевдо-β-титанового сплава ВТ19

Таблица 3. Режимы аргоно-дуговой сварки неплавящимся электродом экономнолегированного титанового сплава Tіmetal LCB, для который выполнялось моделирование

№ режима	Ток сварки, А	Напряжение на дуге, В	Скорость сварки, м/ч	Погонная энергия, кДж/см ²
1	240	12	10	17280
2	240	12	10	17280
3	320	12	16	14440
4	320	12	16	14440

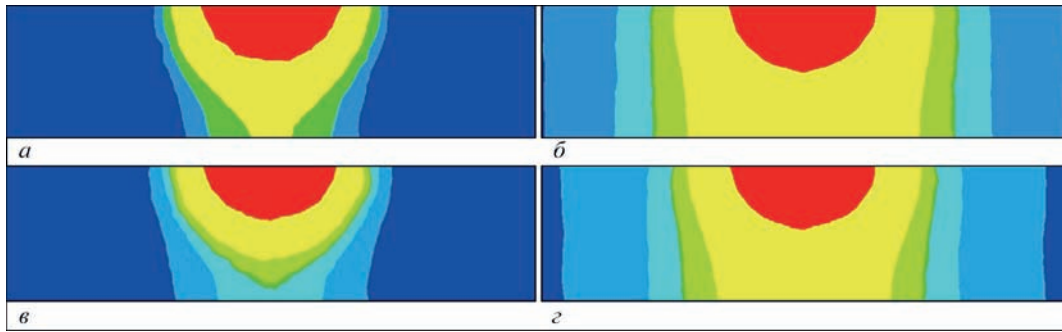


Рис. 4. Глубина и ширина металла шва и зоны термического влияния сварных соединений экономнолегированного титанового сплава Timetal LCB, полученных на разных режимах сварки: *а* – режим №1, *б* – режим №2, *в* – режим №3, *г* – режим №4.

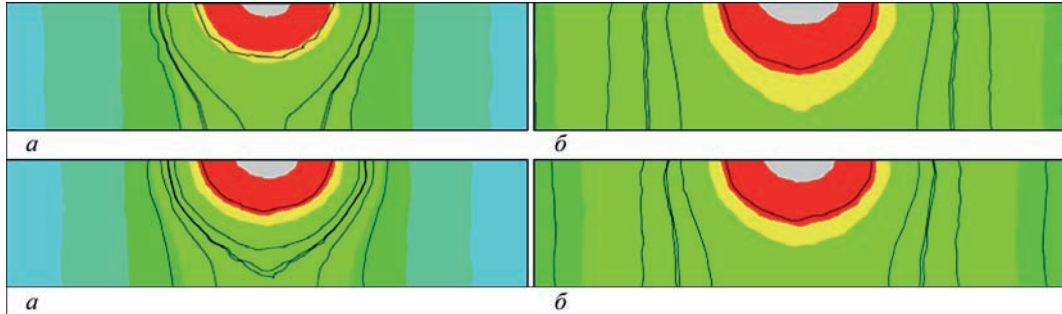


Рис. 5. Скорости охлаждения в диапазоне температур 1200-1000 °С: *а* – режим №1, *б* – режим №2, *в* – режим №3, *г* – режим №4.

Построены расчётные скорости охлаждения в сварном соединении в разных диапазонах температур.

Фиксируются высокие скорости охлаждения свыше 200 °С/с. На диаграмме распределения скоростей охлаждения (рис. 5) видно, что охлаждение ЗТВ более равномерное с использованием предварительного подогрева.

То же самое наблюдается и в диапазоне температур 1000...900 °С, где так же фиксируются скорости охлаждения свыше 130 °С/с на всех режимах. Начиная с диапазона температур 600...500 °С/с, скорости охлаждения выравниваются на всех ре-

Таблица 4. Значения глубины проплавления металла шва и ширины зоны термического влияния

№ режима	Глубина проплавления, мм	Ширина сварочной ванны, мм
1	4,22	10,81
2	5,11	11,18
3	4,02	9,89
4	4,8	11,08

жимах, как с, так и без предварительного подогрева (рис. 6).

Анализируя полученные скорости охлаждения, была составлена сравнительная диаграмма (рис. 7), из которой видно, что наименьшие значения скоростей охлаждения зафиксированы на режиме 4 – с использованием предварительного подогрева при сварке с меньшей погонной энергией.

Используя полученную из литературных источников диаграмму анизотермических превращений (рис. 8), можно сказать, что на режимах без предварительного подогрева с большими скоростями охлаждения будет фиксироваться большее количество метастабильных фаз. С уменьшением скоростей охлаждения, будет происходить больший распад метастабильной β -фазы по всей длине сварного соединения, в результате чего будет образовываться более равномерная двухфазная ($\alpha+\beta$)-структура, что должно положительно повлиять на механические свойства сварных соединений.

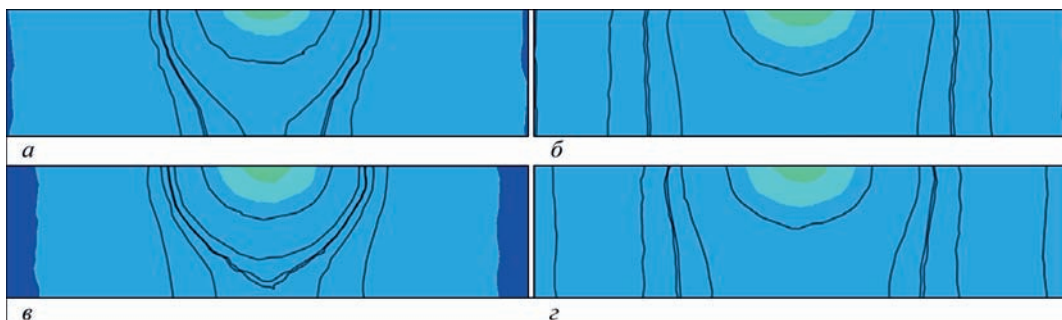


Рис. 6. Скорости охлаждения в диапазоне температур 600-500 °С: *а* – режим №1, *б* – режим №2, *в* – режим №3, *г* – режим №4.

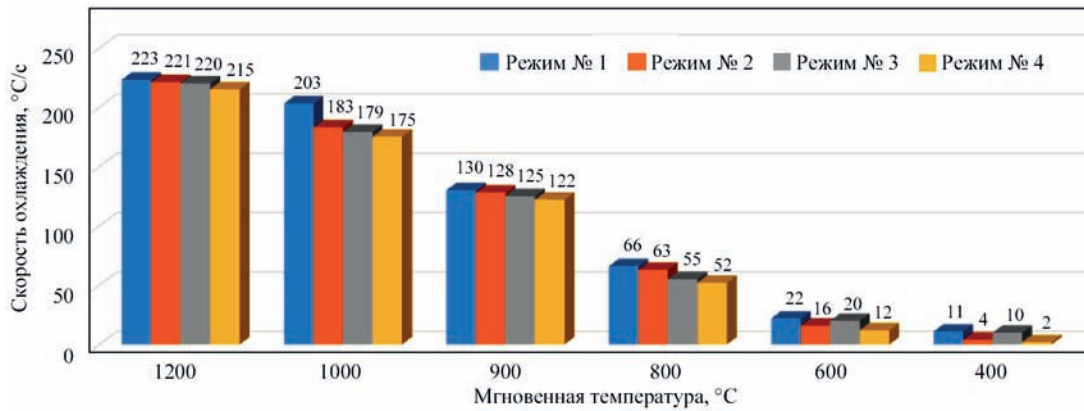


Рис. 7. Значения скоростей охлаждения в разных диапазонах температур.

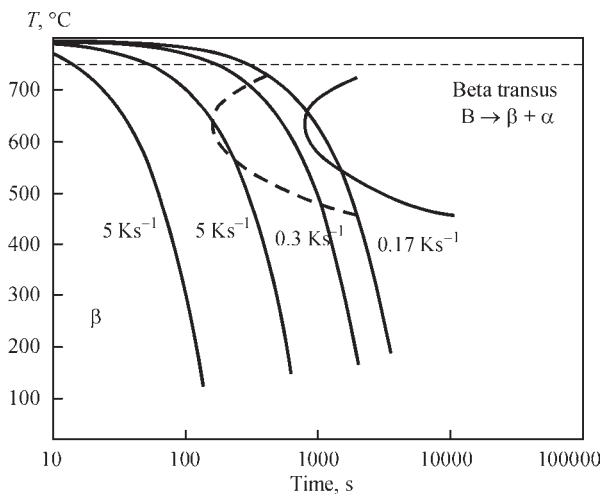


Рис. 8. Диаграмма анизотермических превращений экономнолегированного титанового сплава Timetal LCB.

Выводы

Разработана математическая модель аргоно-дуговой сварки вольфрамовым электродом экономнолегированного титанового сплава Timetal LCB с учётом предварительного подогрева сварного соединения до температуры 400 °C.

На основе данной модели определены тепловые поля в сварном соединении. Показано, что

применение предварительного подогрева приводит к увеличению глубины проплавления на 16...17%, а ширину ЗТВ до 10%.

Построены поля скоростей охлаждения сварного соединения, что позволило сделать вывод, что с использованием предварительного подогрева, скорости охлаждения меньше, чем без его использования. На основе этого сделаны предположения, что при использовании предварительного подогрева и сварки на режиме с меньшей погонной энергией, в металле шва и ЗТВ будет меньше метастабильных фаз, и соответственно, данное сварное соединение будет иметь лучшие механические характеристики.

1. Осипенко А. В. Разработка технологии получения сырья для сплавов титана из некондиционного титана губчатого // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2015. – №. 4 (5). – С. 28-32.
2. Ахонин, С. В., Белоус, В. Ю., Селин, Р. В., Петриченко, И. К., и Вржижевский, Э. Л. (2015). Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выполненных ЭЛС и ТИГ // Автоматическая сварка – № 8, 2015, с. 16-19
3. Ахонин, С. В., Белоус, В. Ю., Мужиченко, А. Ф., Селин, Р. В. (2013). Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава VT23 при сварке ТИГ. // Автоматическая сварка. 3, 26-29.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ В МЕТАЛЛЕ ШВА И ЗТВ ВЫСОКОПРОЧНОГО ПСЕВДО β -ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT19

В. Ю. БЕЛОУС, В. А. КОСТИН, С. Г. ГРИГОРЕНКО, Р. В. СЕЛИН

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

Титановые сплавы на основе β -фазы находят применение в авиа- и ракетостроении. Они эффективно упрочняются термической обработкой, состоящей из закалки и обязательного старения и имеют прочность на 10-20% выше, чем α -сплавы. Однако, при получении сварных соединений псевдо- β -сплавов методом дуговой сварки возникают трудности, обусловленные изменением структуры и образованием метастабильных фаз в сварном соединении [1]. Основным критерием выбора режимов дуговой TIG-сварки является оптимальный интервал скорости охлаждения соединения, поэтому целесообразно сравнить различные режимы TIG-сварки по их тепловому влиянию на шов и околошовную зону [2].

Целью данной работы является аналитическое изучение тепловых условий в зоне сварки методом математического моделирования процесса TIG-сварки псевдо- β титанового сплава VT19, конфигурация тепловых полей в зоне сварки, распределение скоростей охлаждения и количество метастабильных фаз в сварном соединении.

Изучение влияния термического цикла TIG-сварки на структурные превращения проводилось методом математического моделирования тепловых процессов сварки псевдо- β -титанового сплава VT19. Основой метода является уравнение теплового баланса. Для расчетного определения влияния параметров режима сварки на формирование сварного шва, методом конечных элементов, была построена трёхмерная математическая модель тепловых процессов в титане при сварке со сканирующим источником нагрева, основу которой составляет уравнение теплопроводности и граничные условия, описывающие теплообмен изделия с окружающей средой.

Полученное температурное поле использовали для определения максимальных температур и скоростей охлаждения в сечении сварного соединения.

Использованная конечно-элементная трёхмерная модель тепловых процессов сварки предложена в работе [3]. С учетом вышеприведенных начальных и граничных условий были получены расчетные тепловые поля в наплавляемом изделии. По результатам расчетов, были построены изотермы максимальных температур, по которым определяли геометрию и размеры зоны проплавления, ЗТВ, зоны полиморфного превращения.

Для оценки вероятного фазового состава остывающего металла шва и ЗТВ использовали расчетную диаграмму анизотермических превращений

титанового сплава VT19. Для того, чтобы получить значения физических характеристик нового титанового сплава, возможно использование компьютерных моделей для расчета теплофизических и физических свойств многокомпонентных сплавов при затвердевании и охлаждении. Одним из основных методов получения таких данных является термодинамическое моделирование по методике CALPHAD на основании теории многокомпонентных сплавов [5]. С применением метода CALPHAD на неравновесные процессы была использована модель Scheil-Gulliver (модель SG), которая дает хорошие результаты для многокомпонентных сплавов и 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 процессов в избыточных многокомпонентных сплавах [5]. После того, как свойства отдельных фаз были определены, свойство конечного сплава рассчитывается с использованием хорошо зарекомендовавших моделей смеси [11, 12]. Такие модели, которые изначально были разработаны для двухфазных систем, были расширены на многокомпонентные структуры [13]. Обширные базы данных соответствующих параметров в настоящее время существуют для большинства сталей, алюминиевых и титановых сплавов [14-16]. Использование такого подхода позволило авторам с помощью численного моделирования получить физические и теплофизические свойства и кинетику фазовых превращений псевдо- β титанового сплава VT19.

На диаграмме (рис. 1) отмечена температура начала превращения $\beta \rightarrow \alpha$ (810 °C), для скоростей охлаждения 5–0,01 °C/c и температура конца $\beta \rightarrow \alpha$ превращения (520...660 °C) для этих же скоростей. Так же на диаграмме анизотермических превращений изображена температура образования метастабильной α'' -фазы (50...150 °C) для скоростей 12,5–4 °C/c. Метастабильная α'' -фаза образуется при низких температурах, когда диффузионные процессы практически не протекают,

и при быстрых скоростях охлаждения. Она представляет собой перенасыщенный твердый раствор легирующих элементов в α -титане. Образующаяся в результате распада высокотемпературной β -фазы, метастабильная α'' -фаза, по своей структуре и кинетике имеет много общего с известными в металловедении мартенситными фазами.

Исследовались два режима аргоно-дуговой сварки с разной скоростью и погонной энергией, приведенные в табл. 1

Для этих режимов были рассчитаны скорости охлаждения в диапазоне температур от 1200 °C до 150 °C. Анализ полученных расчетных данных показал, что при охлаждении с температуры 1667 °C до 890 °C наибольшие скорости охлаждения отмечаются в металле шва. При охлаждении с температуры 1200 °C скорость охлаждения в середине шва на режиме с меньшей скоростью сварки достигает значений 228 °C/c (рис. 3 а), а в зоне сплавления скорость охлаждения достигает 130 °C/c.

Увеличение скорости сварки и силы тока не приводит к ощутимым изменениям в скоростях охлаждения в этих диапазонах температур, а мак-

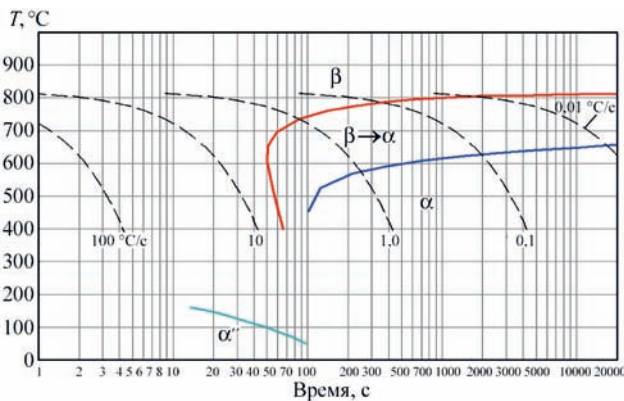


Рис. 1. Расчетная диаграмма анизотермических превращений псевдо- β титанового сплава BT19

Таблица 1. Режимы сварки, для которых выполнялось математическое моделирование

№ режима сварки	Ток сварки, А	Напряжение дуги, В	Скорость сварки, м/ч	Глубина проплавления, мм
1	240	12	10	3,8
2	310	12	10	6,0
3	320	12	16	1,9
4	620	12	16	6,0

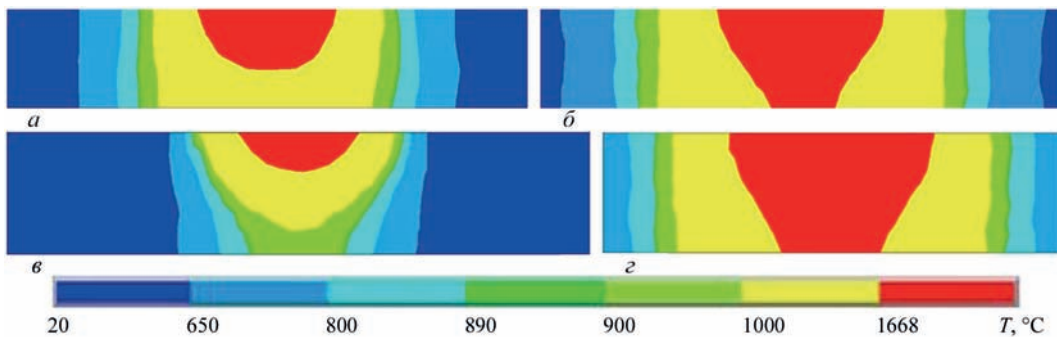


Рис. 2. Влияние погонной энергии и скорости сварки на проплавление титанового сплава BT19: а – режим №1, б – режим №2, в – режим №3, з – режим №4

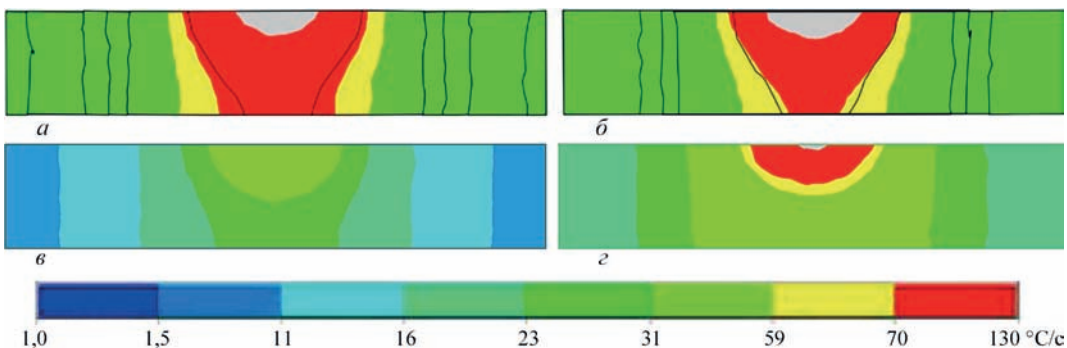


Рис. 3. Распределение скоростей охлаждения в интервале температур: а – 1200...1100 °C, режим 2; б – 1200...1100 °C, режим 4; в – 800...700 °C, режим 2; з – 800...700 °C, режим 4

симальное значение скорости охлаждения даже немного ниже $217\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

В интервале температур $900\dots 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ скорость охлаждения металла шва в центре на участке шириной $6,5\text{ мм}$ и на глубине $2,5\text{ мм}$ составляет $130\dots 70\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. В остальной части металла шва и зоны термического влияния скорости охлаждения выравниваются и составляют $31\dots 23\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. У образца, сваренного с большей скоростью сварки, максимальные скорости охлаждения снижаются до $145\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, и площадь, на которой зафиксированы скорости охлаждения $130\dots 70\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ больше, чем у образца с меньшей скоростью сварки. При достижении диапазона температур $800\dots 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, соответствующего температуре полиморфного

превращения сплава ВТ19 ($T_{\text{пр}} = 780\text{ }^{\circ}\text{C}$), скорость охлаждения снижается и в зоне сплавления находится в пределах от $59\dots 23\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а в ЗТВ фиксируется максимальная скорость охлаждения $11\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что наибольшая скорость охлаждения при высоких температурах ($1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ и более) зафиксирована для режима с малой погонной энергией. При понижении температуры (менее $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$) максимальная скорость охлаждения фиксируются в сварном соединении, выполненном с большей погонной энергией (рис. 4).

Для прогнозирования фазового состава металла шва и ЗТВ, было экспериментально определено количество β -фазы в шве и зоне термического влияния сварного соединения. Количество β -фазы определяли с помощью компьютерной обработки полученных микрошлифов сварного соединения. Структуру изучали в середине образца толщиной 6 мм . L - расстояние от середины шва до исследуемой точки на поперечном микрошлифе сварного соединения. Количество β -фазы в основном металле сплава ВТ19 составляет 31% (рис. 5, а). Металл шва состоит из равноосных и вытянутых в направлении теплоотвода зерен β -фазы, волосявидные границы которых проявляются на фоне дендритной структуры (рис. 5, б). Количество β -фазы в центре этого участка составляет 74% .

Зона сплавления (рис. 5, в) располагается на расстоянии $5,4\text{ мм}$ от оси шва, справа на фото –

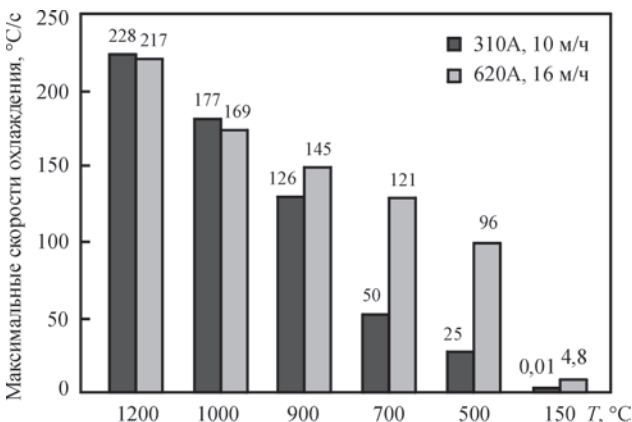


Рис. 4. Значения максимальных скоростей охлаждения при разных температурах.

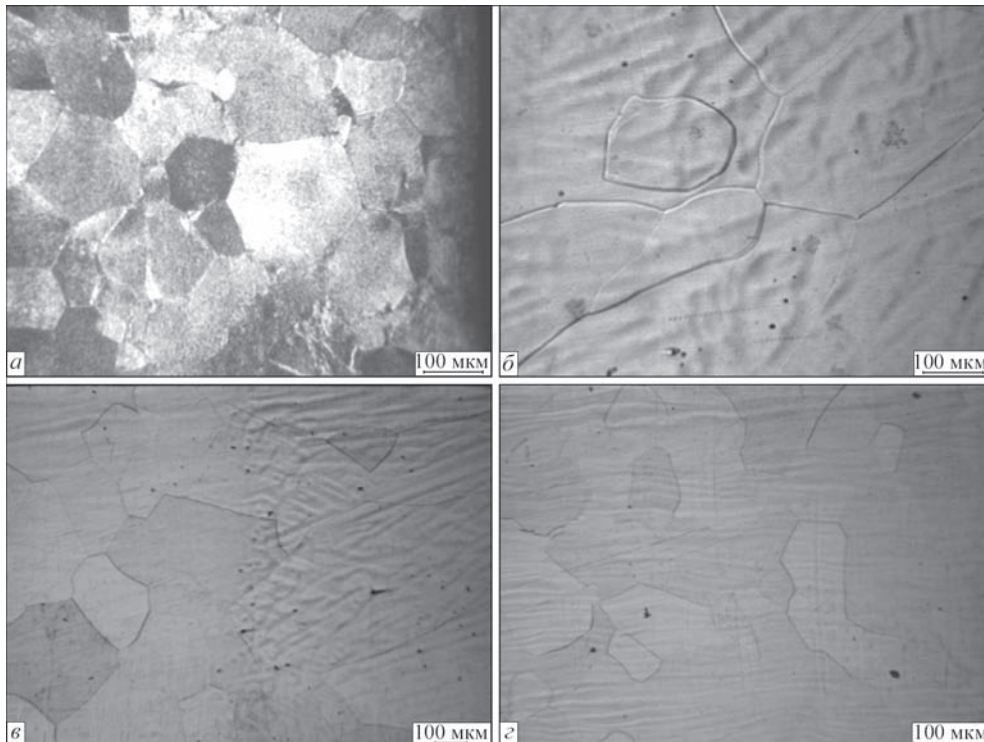


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения сплава ВТ19, выполненного для режима №4: а – основной металл; б – металла шва, $L = 0$; в – зона сплавления, $L = 5,4\text{ мм}$; г – зона полного полиморфного превращения $L = 7,8\text{ мм}$

зерна шва на фоне дендритной структуры, слева – равноосные β зерна участка ЗТВ у зоны сплавления. Количество β -фазы на этом участке составляет 81%. Участок ЗТВ, где произошло во время сварки полное полиморфное превращение состоит из равноосных β -зерен (рис. 5, з), количество β -фазы находится на уровне 80%. Участок ЗТВ, где наблюдается неполное полиморфное превращение имеет ширину 2,5 мм. В β -зернах присутствуют частицы других фаз которые встречаются в основном металле, в частности α -фазы. Количество β -фазы составляет 75%. На границе перехода от участка неполного полиморфного превращения к основному металлу количество β -фазы составляет 57 %.

Полученные с помощью математического моделирования расчетные максимальные скорости охлаждения при температурах начала полиморфного превращения $\beta \rightarrow \alpha$ (810 °C) сопоставили с экспериментально полученными данными о содержании β -фазы в рассмотренных участках сварного соединения, для точек на расстоянии L от середины шва, а также дополнена диаграмма анизотермических превращений сплава ВТ19 при охлаждении (рис. 6).

При сварке для режима 4, в центре шва фиксируются β - и метастабильная α'' -фазы (рис. 7). В ЗТВ и основном металле преобладает β -фаза.

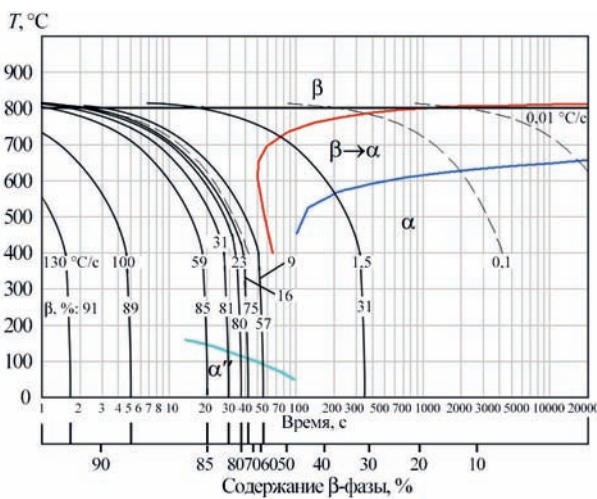


Рис. 6. Диаграмма анизотермических превращений при охлаждении сварного соединения псевдо- β -титанового сплава ВТ19

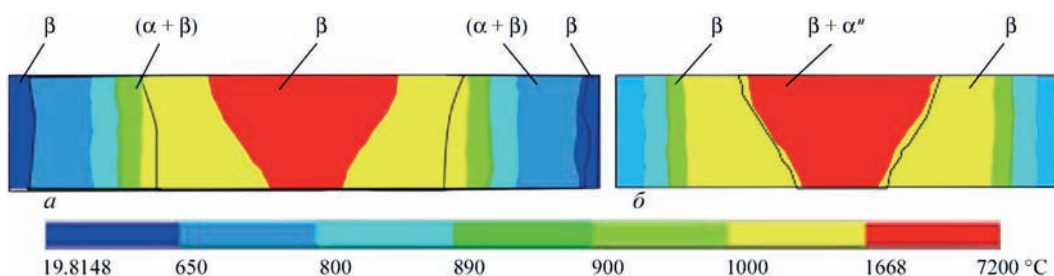


Рис. 7. Распределение фаз в сечении сварного соединения: а – режим №2, ($I_{св} = 310$ А, $V_{св} = 10$ м/ч); б – режим №4, ($I_{св} = 620$ А, $V_{св} = 16$ м/ч)

Это обусловлено большим градиентом скоростей охлаждения в разных диапазонах температур. Площадь β -фазы в сечении сварного соединения составляет 113 мм². Площадь выделения метастабильной α'' - фазы в поперечном сечении сварного соединения – 23 мм².

Таким образом, сварные соединения, полученные методом АДС неплавящимся электродом титанового сплава ВТ19 целесообразно выполнять на режимах с меньшей погонной энергией (и меньшей скоростью сварки). Увеличение погонной энергии и скорости сварки отрицательно влияет на прочность и ударную вязкость сварных соединений сплава ВТ19 и способствует увеличению содержания β -фазы в металле шва за счет увеличения скорости охлаждения.

Выводы

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

2. Построена диаграмма анизотермических превращений при охлаждении псевдо- β -титанового сплава ВТ19 с указанием линий начала и конца анизотермических превращений.

3. Определена зависимость количества β -фазы в металле сварного соединения от максимальных скоростей охлаждения сварного соединения псевдо- β титанового сплава ВТ19.

4. Меньшие значения погонной энергии и скорости охлаждения при АДС сплава ВТ19 обеспечивают фазовый состав металла шва и ЗТВ с меньшим количеством метастабильных фаз, что оказывает положительное влияние на механические свойства сварных соединений.

1. Анташев, В. Г., Ночовная, Н. А., Ширяев, А. А., Изотова, А. Ю. Перспективы разработки новых титановых сплавов // Вестник Московского государственного технического университета им. Н. Э. Баумана. Серия «Машиностроение». – 2011. – №. SP2.
2. Хорев А. И. Теоретические и практические основы повышения конструкционной прочности современных титано-

- вых сплавов // Технология легких сплавов. – 2007. – №. 2. – С. 144-153.
3. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Мужиченко А. Ф., Селин Р. В.. Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке ТИГ // Автоматическая сварка. – 2013. – №. 3. – С. 26-29.
4. Akhonin, S. V., Belous, V. Y., Berezos, V. A., & Selin, R. V. Effect of TIG-Welding on the Structure and Mechanical Properties of the Pseudo- β Titanium Alloy VT19 Welded Joints // Materials Science Forum. – Trans Tech Publications, 2018. – Т. 927. – С. 112-118.
5. N. Saunders, A.P. Miodownik, in: R.W., Cahn (Ed.), CALPHAD – Calculation of Phase Diagrams, Pergamon Materials Series vol. 1, Elsevier Science, Oxford, 1998.
6. N. Saunders, in: J. Beech, H. Jones (Eds.), Solidification Processing, University of Sheffield, Sheffield, 1997, p. 362.
7. N. Saunders, Mater. Sci. Forum 217–222 (1996) 667.
8. N. Saunders, in: R. Huglen (Ed.), Light Metals, TMS, Warrendale, PA, 1997, p. 911.
9. R.A. Harding, N. Saunders, Am. Foundrymen’s Soc. Trans. 105 (1997) 451.
10. B.A. Boutwell, R.G. Thompson, N. Saunders, S.K. Mannan, J.J. deBarbadillo, in: E.A. Loria (Ed.), Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, TMS, Warrendale, PA, 1996, p. 99.
11. Z. Fan, P. Tsakiroopoulos, A.P. Miodownik, J. Mater. Sci. 29 (1994) 141.
12. Z. Fan, Philos. Mag. A 73 (1996) 663.
13. A.P. Miodownik, N. Saunders, J.-Ph. Schille, unpublished research.
14. N. Saunders, X. Li., A.P. Miodownik, J.-Ph. Schille, in: D. Stefanescu, J.A. Warren, M.R. Jolly, M.J.M. Krane (Eds.), Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, vol. X, TMS, Warrendale, PA, 2003, p. 669.
15. N. Saunders, X. Li., A.P. Miodownik, J.-Ph. Schille, in: P. Crepeau (Ed.), Light Metals, TMS, Warrendale, PA, 2003, p. 999.
16. N. Saunders, X. Li., A.P. Miodownik, J.-Ph. Schille, Proceedings of the Conference Liquid Metal Processing 2003, Nancy, France, September 21–24, 2003, p. 253.

MODERN PROCESSING TECHNIQUES OF DIFFRACTION ELECTRON MICROSCOPY DATA FOR SINGLE-CRYSTAL MATERIALS

**G. GRIGORENKO, L. MARKASHOVA, E. BERDNIKOVA, V. SHAPOVALOV, E. POLOVETSKYI,
V. YAKUSHA, Yu. NIKITENKO and A. GNIZDYLO**
E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine has developed a technology and equipment for layer-by-layer plasma-induction growing of single-crystals of refractory metals, which allow producing coarse profiled single-crystals, Fig. 1, a [1-4]. However, the problem of increase of efficiency of the process of plasma-induction growing with preservation of single-crystalline properties of received ingots is still relevant. Aim of the present work is evaluation of the effect of rate of plasma-induction growing on structural perfection of tungsten single-crystals.

Single-crystal tungsten ingots were produced using six modes at different rates (v) of the process from 17 to 70 mm/min, Fig. 1, *b – f*. Five layers were built up at each mode, except for mode with maximum rate ($v = 70$ mm/min) which contained three layers.

Examination of structure (microhardness, subgrain structure size, subgrain-boundary angles, nature of dislocation distribution etc.) was carried out at all structural levels using a complex of experimental

methods of modern physical metallurgy, including optical metallography (Neophot-32 and Versamet-2, Japan; Leco-M400, USA), analytical scanning electron microscopy (SEM) (Philips SEM-515, Netherlands) as well as transmission selected-area diffraction electron microscopy (JEM-200CX, JEOL company with accelerating voltage 200 kV, Japan). The fine foils for transmission microscopy was prepared using two-step method, namely preliminary electro-polishing with

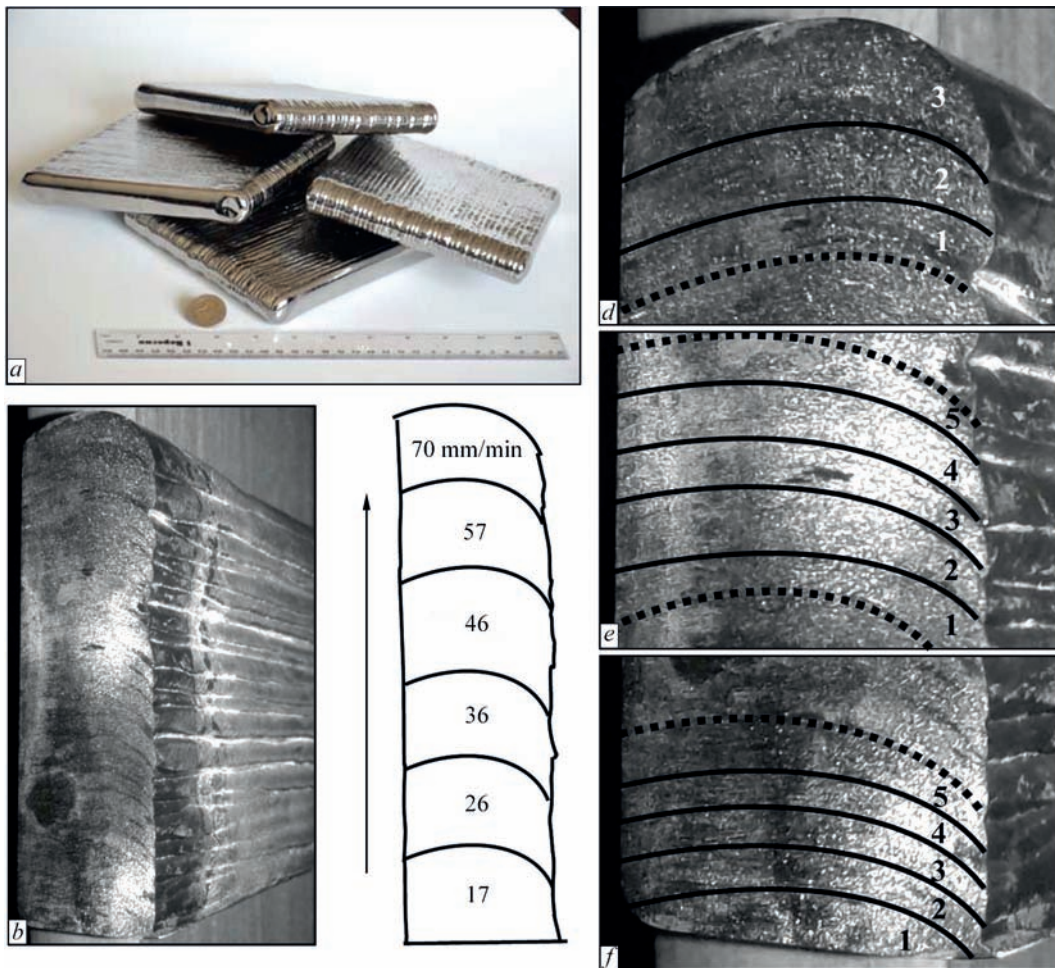


Fig. 1. Profiled single-crystals (*a*); a general view of a single-crystal tungsten ingot (*b*) and its schematic representation in cross section (*c*) with an indication of the growing modes; ingot macrostructure at different speeds, mm/min: *d* – 70; *e* – 46; *f* – 17; 1–5 – layers.

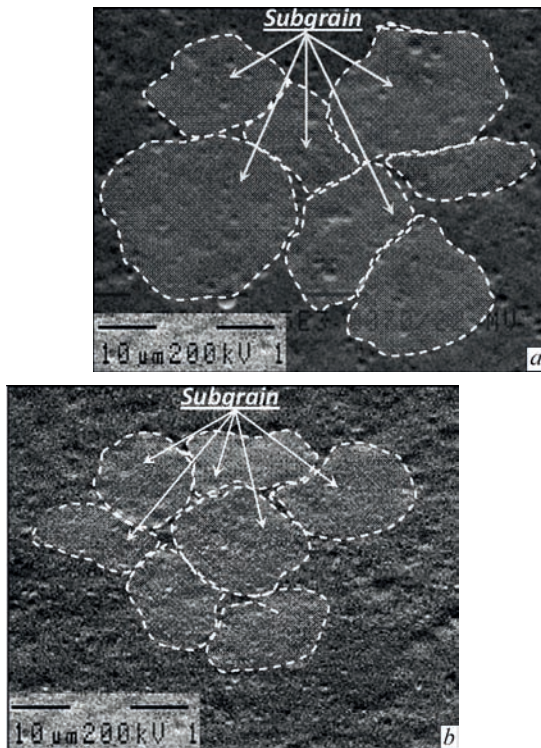


Fig. 2. The microstructure (SEM) of subgrain boundaries I/II ($\times 25000$): a – $v = 17$ mm/min; b – $v = 70$ mm/min.

further multiple ion thinning out by argon flows in specially designed unit.

Examinations of structure of tungsten single-crystal oriented on plane (110) show that thickness of build up layers (on 20 μm edge) makes 2-3 mm; structure of layers is uniform, no defects and pores are observed. Metal microhardness (HV) insignificantly reduces from 4290 – 4400 MPa to 4010 – 4200 MPa at transfer from minimum rate ($v = 17$ mm/min = 0.283 mm/s) to maximum rate ($v = 70$ mm/min = 1.167 mm/s) with decrease of subgrain (d_s) size from 20–32 μm to 15–25 μm (Fig. 2, Table 1).

For a more in-depth and detailed analysis of the structural features (the distribution of crystal lattice defects, the formation of dislocation inhomogeneities, the misorientation angles of the emerging substructure) to assess the degree of perfection of a single-crystal tungsten ingot, studies have been carried out on the clearance of the structure of the single crystal cross section.

The measurement of the scalar dislocation density was carried out using the secant method [5]. The dislocation density on microphotographs was determined using the following relationship [6]:

$$\rho = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{L_1} + \frac{n_2}{L_2} \right),$$

Table 1. Parameters of structure of tungsten single-crystal

v , mm/min	HV, MPa	d_s , μm	Misorientation on angle		ρ , cm^{-2}	
			min	max	Subgrain	Low-angle boundary
17	4290...4400	20...32	0.294°	0.920°	$(4...6) \times 10^7$	$(6...7) \times 10^8$
46	4110...4220	18...25	0.211°	0.855°	$(1...2) \times 10^8$	$(4...6) \times 10^8$
70	4010...4200	15...25	0.495°	1.923°	$(2...3) \times 10^8$	$(5...7) \times 10^8$

here M – magnification on micrographs; t – foil thickness; n_1, n_2 – the number of intersections with horizontal and vertical lines, respectively; L_1, L_2 – total length of horizontal and vertical lines.

Measurements to calculate the dislocation density (ρ) were carried out using microphotographs with magnification of at least $\times 25,000$. Such magnification is sufficient to see individual dislocations.

Transmission diffraction examinations of the fine structure determined that at minimum rates a distribution of dislocations in single-crystal volume is uniform at their density $(4...6) \times 10^7 \text{cm}^{-2}$ (Fig. 3, a). At transfer to the maximum rates dislocation density rises at uniform its distribution in metal volume (without significant gradients), (see Table 1). Dislocation structure nature is uniform, i.e. dislocation rings have well-defined relief, different sign dislocations are well-seen that indicates their annihilation.

Thus, it was shown that modes with middle ($v = 46$ mm/min) and maximum ($v = 70$ mm/min) growth rates lead to a minor decrease in microhardness, grinding (1.3 times) of the substructure with a uniform distribution of the density of dislocations.

The most significant criterion, i.e. evaluation of grain-boundary angles of substructure on procedure [7] was used for estimation of structural perfection obtained at different modes of growing of single-crystal ingot.

The complete misorientation of subgrains includes azimuthal ($\Delta\alpha$) and horizontal (ω_h) components:

$$|\omega| = \sqrt{|\Delta\alpha|^2 + |\omega_h|^2}$$

here $\Delta\alpha$ – azimuthal component of misorientation; ω_h – horizontal component of misorientation.

Azimuthal component of misorientation ($\Delta\alpha$) is measured on microelectronograms if the subgrain yields separate reflexes, the distance between which $\Delta\alpha$. The horizontal (ω_h) misorientation component was found from the relative displacement ($\omega_h \approx \Delta\delta$) [7] of the line of Kikuchi-patterns, constructed on microelectronograms from neighboring subgrains. The displacement of the same reflex from the subgrain I with respect to the reflex from the subgrain II (Fig. 3):

$$\Delta\alpha = \Delta a / |r_{hkl}|, \text{ rad},$$

here r_{hkl} – radius-vector of the reflex (distance from the central beam to the reflex).

The distances Δa between two spots – traces of the primary beam 000' and 000'' and between the two reflex positions h'k'l' and h''k''l'' is measured with the

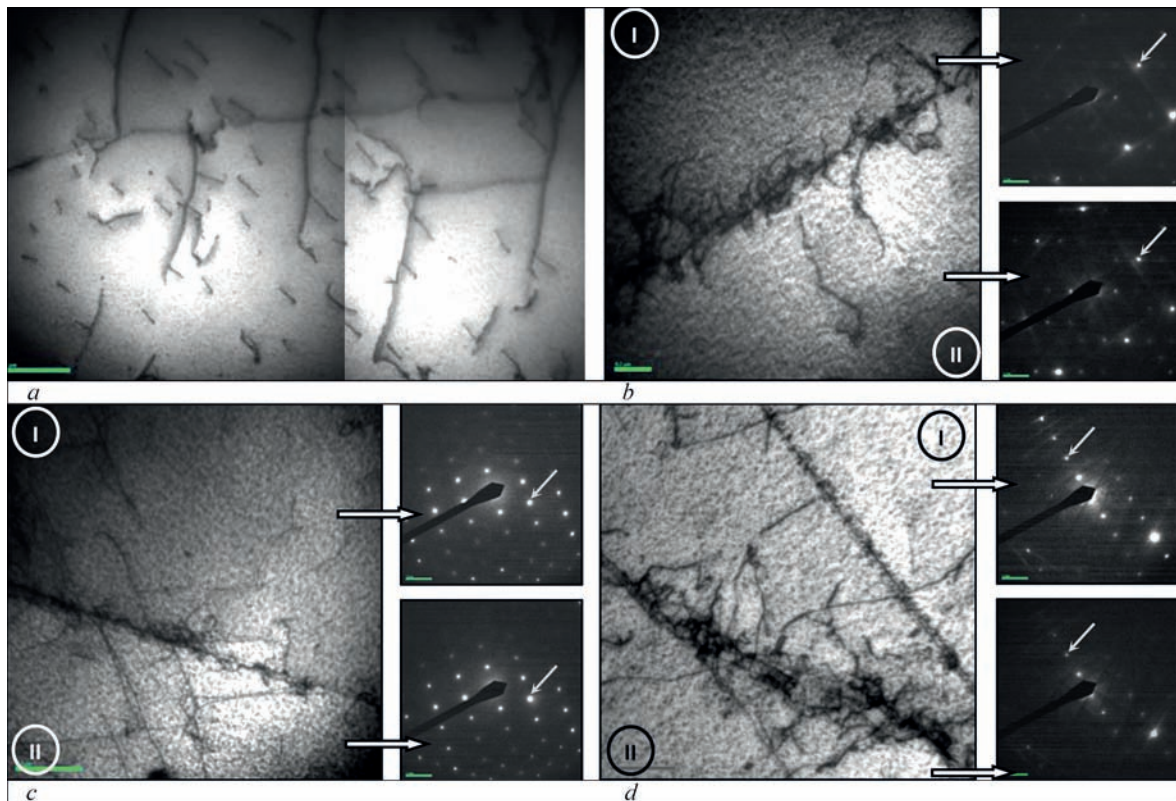


Fig. 3. The dislocation structure (transmission selected-area diffraction electron microscopy) of subgrains ($\times 25000$) and microelectronograms from neighboring subgrains (I/II), respectively: *a*, *b* – $v = 17$ mm/min; *c* – $v = 46$ mm/min; *d* – $v = 70$ mm/min.

maximum available accuracy. The difference of these distances Δa allows us to calculate $\Delta \alpha$.

The horizontal (ω_h) misorientation component was found by the relative displacement ($\Delta \delta$) of the Kikuchi-line pattern, built on microelectron diffraction patterns from neighboring subgrains according to the technique [6].

To increase the accuracy of the diffraction patterns processed by the graphical method, the process of calculating the misorientation angles of subgrains was automated. Using the mathematical package Mathcad a program was created that allowed to process the diffraction patterns with the highest possible accuracy. The results are shown in Table 1.

Calculation of misorientation angles from diffraction patterns from substructure elements showed the following. For the minimum ($v = 17$ mm/min) and middle ($v = 46$ mm/min) growing speed the substructure misorientation angles are less than 1° (Table 1). In the case of $v = 70$ mm/min, the misorientation angle of the subgrains increases to 1.923° , but this value does not exceed the allowable (3°) [8].

Conclusions

Studied was the structure of large tungsten billet, produced by the method of plasma-induction layer-by-layer growing on monocrystalline primer at different speeds of the process (17...70 mm/min). It is shown that the ingot represents a monocrystalline body with a crystallographic orientation, preset by the priming crystal, The increase in

rate of growing up to 70 mm/min leads to a negligible decrease in microhardness, refining of structure at the uniform distribution of density of dislocations that allows producing tungsten single crystals with a perfect monocrystalline structure (with low-angle boundaries) at angles of disorientation, not exceeding 3° . At that, the maximum growing rate allows significant reduction of time of ingot production.

1. Shapovalov, V.A., Kovalenko, A.A., Latash, Yu.V. et al. (1993) Investigation of growing process of tungsten and molybdenum single crystals. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 1, 79–82 [in Russian].
2. Shapovalov, V.A., Yakusha, V.V., Gnizdylo, A.N., Nikitenko, Yu.A. (2016) Application of additive technologies for growing large profiled single crystals of tungsten and molybdenum. *The Paton Welding J.*, 5–6, 134–136.
3. Shapovalov, V., Yakusha, V., Manulyk, A. (2015) Large refractory metals single crystals grown by plasma-induction zone melting. In: *Proc. of 24th Int. Materials Research Congress 2015* (Cancun, Mexico, August 16-20, 2015). Sociedad Mexicana de Materiales A.C. S6B-O007. <http://mrs-mexico.Org.mx/imrc2015>
4. Paton, B.E., Shapovalov, V.A., Grigorenko, G.M. et al. (2016) *Plasma-induction growing of profiled single crystals of refractory metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
5. Tomas, G. (1963) *Electron microscopy of metals*. Moscow, Inostrannaya Literatura [in Russian].
6. Hirsh, P., Howi, A., Nicholson, R. et al. (1968) *Electron microscopy of thin crystals*. Moscow, Mir [in Russian].
7. Utevsky, L.M. (1973) *Diffraction electron microscopy in physical metallurgy*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
8. Lyakishev, N.P., Burkhanov, G.S. (2002) *Metallic single crystals*. Moscow, ELIZ [in Russian].

РОЗРАХУНКОВА ОЦІНКА ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ РІЗНОРІДНИХ З'ЄДНАНЬ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ З КОНСТРУКЦІЙНОЮ СТАЛЛЮ

І. В. ЗЯХОР, О. А. ВЕЛИКОІВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗИНКА, М. С. ЗАВЕРТАННИЙ

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

При виготовленні деталей автомобільних та авіаційних двигунів використовуються жароміцні нікелеві сплави (ЖНС) [1-3], зокрема сплави ХН73МБТЮ, ХН77ТЮР, ЖСЗДК, ВЖЛ12У, GMR235, Іпсо713С. Для виготовлення зварних деталей із різнорідних матеріалів, наприклад турбонагнітачів автомобільних двигунів, необхідно з'єднувати колесо із ЖНС з валом із конструкційної сталі, зокрема сталі 40Х. У цьому випадку перспективним є застосування зварювання тертям (ЗТ). Відомо, що для формування якісного з'єднання при ЗТ необхідно забезпечити певну величину деформації, яка супроводжується витісненням оксидів та адсорбованих плівок за межі перерізу заготовок [4].

Якісне з'єднання ЖНС з конструкційними сталями обумовлено рядом складностей, пов'язаних із значною відмінністю хімічного складу й фізико-механічних властивостей. Вміст легуючих елементів у жароміцних сплавах (Al, Ti, Nb, Mo, W, Cr і ін.) визначає їх фізико-механічні й технологічні властивості. Температурний інтервал деформування (ТІД) сплаву залежить від його хімічного складу і визначається температурою $T_{\gamma'}$ повного розчинення зміцнюючої γ' -фази з одного боку, і температурою плавлення $T_{пл}$ з іншого. Фазові характеристики сплаву ХН73МБТЮ наведено в табл. 1.

Можливість забезпечення необхідної для якісного з'єднання величини деформації залежить від поєднання технологічних параметрів ЗТ - частоти обертання n (окружної швидкості), тиску при нагріванні P_n і часу t_n . Як правило, оптимальні значення цих параметрів визначають дослідним шляхом, порівнюючи механічні властивості з'єднань, отриманих на різних режимах зварювання.

Для оцінки фазових змін металу ЖНС у зоні зварного з'єднання (насамперед ступеню деградації зміцнюючої γ' -фази) необхідні дані про температурно-часові умови формування з'єднань. Оскільки прямі вимірювання температури металу в зоні контакту при ЗТ ускладнені, наукову і практичну цінність має визначення (оцінка) термічних циклів при ЗТ конструкційної сталі з ЖНС розрахунковим шляхом.

Розрахунки температури в зоні контакту при ЗТ сплаву ХН73МБТЮ із сталлю 40Х виконувались у відділі №34 ІЕЗ ім. Є.О. Патона на основі роз-

робленої математичної моделі процесу нагрівання при ЗТ. При розрахунках термічних циклів лінійна швидкість на периферії зразків (V) при обраних частотах обертання n становила $V = 0,5; 1,0; 2,0$ м/с. Тиск на стадії нагрівання задавався у межах $P_n = 200 \dots 600$ МПа.

В основу математичної моделі процесу нагрівання покладені рівняння теплопровідності й характеристики виділення потужності у зоні контакту в процесі ЗТ. Температурна задача вирішувалась методом кінцевих елементів. Температурне поле $T(r, z, t)$ в довільний момент t визначається на основі відомого температурного поля $T(r, z, t - \Delta t) = T^*$ в момент $t - \Delta t$, де Δt – крок простежування в часі зміни температурного поля, починаючи з початкового стану $t = 0$. На кожному кроці простежування температура $T = T(r, z, t)$ визначається варіаційним шляхом у результаті мінімізації наступного функціоналу

$$\mathcal{E}_T = -\frac{1}{2} \iint_S \left[r\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial r} \right)^2 + r\lambda \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right)^2 + rc\gamma \frac{T^2}{\Delta t} - 2rT \left(\frac{T^*}{\Delta t} c\gamma + W \right) \right] drdz + \frac{1}{2} \int_{\Gamma} r\alpha_T (T - 2T_c) T d\Gamma, \quad (1)$$

де $\lambda = \lambda(T)$ – коефіцієнт теплопровідності матеріалу; $c\gamma = c\gamma(T)$ – об'ємна теплоємність; $W = W(r, z, t)$ – джерело тепловиділення, пов'язане з тертям; S - площа перетину в площині (r, z) ; Γ – контур, що обмежує поверхню S , на якій задане гранична умова теплообміну з навколишнім середовищем за законом Ньютона з коефіцієнтом теплообміну α_T ; T_c – температура навколишнього середовища.

Теплофізичні характеристики сплаву ХН73МБТЮ наведено у табл. 2 [5], а характеристики сталі 40Х – визначені за літературними джерелами із Інтернету.

Таблиця 1. Температури фазових перетворень сплаву ХН73МБТЮ

Кількість γ' -фази, %	Температура, °С	
	$T_{\gamma'}$	$T_{пл}$
25	1020	1320

Мінімізуючи функціонал (1) по $T(r, z, t)$, одержимо двомірне рівняння теплопровідності в циліндричній системі координат r, z :

$$\frac{\partial}{\partial r}(\lambda r \frac{\partial T}{\partial r}) + r \frac{\partial}{\partial z}(\lambda \frac{\partial T}{\partial z}) + Wr = r c \gamma \frac{\partial T}{\partial t} - 2\alpha_T (T_c - T) \quad (2)$$

Початкову температуру брали рівною 20 °С, а граничні умови відповідають умовам теплообміну з навколишнім середовищем:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial r} = -\alpha_T (T_c - T), \quad \lambda \frac{\partial T}{\partial z} = -\alpha_T (T_c - T). \quad (3)$$

Потужність теплового джерела $W(r, z, t)$ визначали за формулою

$$W = P_u \cdot V_r \cdot F_r \quad (4)$$

де P_u – тиск при нагріванні (МПа); V_r – окружна швидкість (м/с); F_r – коефіцієнт тертя.

Значення коефіцієнту тертя F_r визначали розрахунковим шляхом за методикою [6]. Приймалося, що тепло виділяється по всій поверхні тертя, з утворенням рідкої фази в зоні контакту тепловиділення припиняється, а рідкий метал витискається за межі перерізу заготовок.

Температурна задача вирішувалася методом кінцевих елементів. Функціоналу (1) відповідає квадратична форма, яка являє підсумовування всіх елементів даної області

$$\begin{aligned} \Theta_n = & -\frac{1}{2} \sum_m \sum_n \left\{ (r\lambda)_{m,n} \left[\left(\frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta r_{m,m-1}} \right)^2 + \right. \right. \\ & \left. \left. + \left(\frac{T_{m,n} - T_{m,n-1}}{\Delta z_{n,n-1}} \right)^2 \right] - 2W_{m,n} T_{m,n} r_{m,n} \right\} \Delta r_{m,m-1} \Delta z_{n,n-1}. \quad (5) \end{aligned}$$

Мінімізуючи квадратичну формулу (5) за значеннями температури в правому верхньому вузлі кінцевого елемента, отримуємо систему лінійних алгебраїчних рівнянь:

$$\begin{aligned} & T_{m+1,n} \lambda_{m+1,n} r_{m+1} \frac{\Delta z_{n+1,n}}{\Delta r_{m+1,m}} + T_{m,n+1} \lambda_{n,n+1} r_m \frac{\Delta r_{m,m+1}}{\Delta z_{n+1,n}} \\ & + T_{m-1,n} \lambda_{m,n} r_m \frac{\Delta z_{n,n-1}}{\Delta r_{m,m-1}} + T_{m,n-1} \lambda_{m,n} r_m \frac{\Delta r_{m,m-1}}{\Delta z_{n,n-1}} - \\ & - T_{m,n} \left[r_m \lambda_{m,n} \frac{\Delta z_{n,n-1}}{\Delta r_{m,m-1}} + r_{m+1} \lambda_{m+1,n} \frac{\Delta z_{n,n+1}}{\Delta r_{m+1,n}} \right] \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} & + r_m \lambda_{m,n+1} \frac{\Delta r_{m,m-1}}{\Delta z_{n+1,n}} + \frac{c\gamma_{m,n}}{\Delta t} r_m \Delta r_{m,m-1} \Delta z_{n,n-1} \Big] + \\ & + \left(W_{m,n} + \frac{c\gamma_{m,n}}{\Delta t} T_{m,n}^{(k-1)} \right) r_m \Delta r_{m,m-1} \Delta z_{n,n-1} = 0; \end{aligned}$$

$$(m = 1, 2, \dots, M; n = 1, 2, \dots, N),$$

де M – кількість кінцевих елементів по радіусу r ; N – кількість елементів вздовж осі обертання z .

До системи рівнянь (6) для повної постановки задачі необхідно приєднати граничні умови

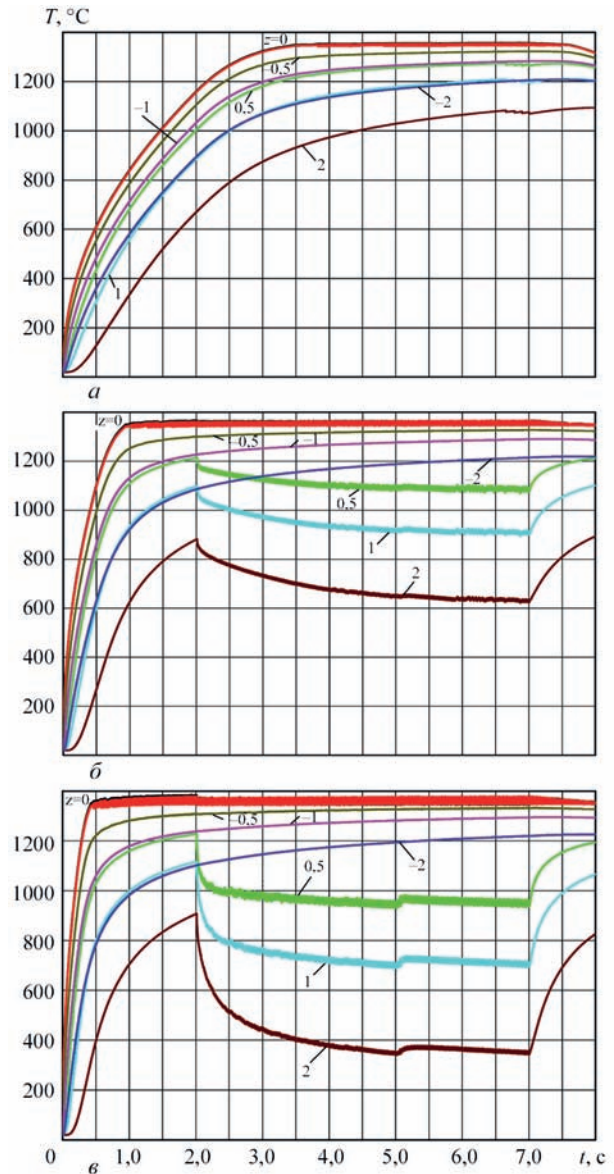


Рис. 1. Залежність температури в зоні контакту при зварюванні тертям сплаву ХН73МБТЮ (-z) із сталлю 40Х (+z) на відстані від поверхні контакту z , мм, при: $P_u = 100$ (а), 200 (б), 400 МПа (в) $V = 0,5$ м/с

Таблиця 2. Значення об’ємної теплоємності c_v і коефіцієнту теплопровідності λ сплаву ХН73МБТЮ при різних температурах

T, °C	50	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200
$c_v \times 10^3$, кал/м ³ ·°C	0,902	0,912	0,931	0,962	0,996	1,04	1,09	1,19	1,32	1,32	1,30	1,29	1,29
λ , кал/м·с·°C	2,81	2,81	3,22	3,50	3,82	4,22	4,73	5,11	5,52	5,93	5,93	5,93	5,93

$$\lambda \frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta r_{m,m-1}} = -\alpha_T (T_c - T_{m,n}), \quad (7)$$

$$\lambda \frac{T_{m,n} - T_{m-1,n}}{\Delta z_{n,n-1}} = -\alpha_T (T_c - T_{m,n}).$$

Система рівнянь (6), (7) вирішувалася методом Гауса.

Розрахунки розподілу температури $T(x, t)$ показали, що при різних значеннях V вже на початковій стадії процесу ЗТ (при $t_n = 1 - 3$ с) температура в зоні контакту досягає значень, характерних для фази квазістаціонарного нагрівання (температури плавлення сплаву ХН73ТБТЮ) і залишається практично постійною до завершення відносного обертання (рис. 1, 2).

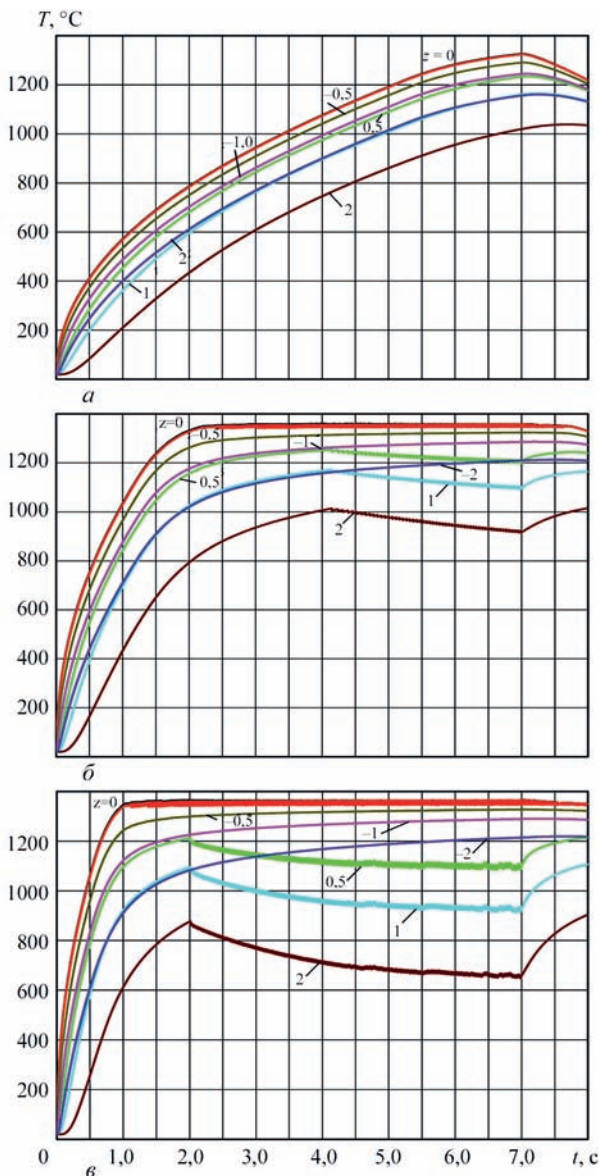


Рис. 2. Залежність температури в зоні контакту при зварюванні тертям сплаву ХН73МБТЮ (-z) із сталлю 40Х (+z) на відстані від поверхні контакту z, мм, при $P_n=100$ (а), 200 (б), 400 МПа (е), $V = 1,0$ м/с:

При значному температурному градієнті в осьовому й радіальному напрямках у зоні контакту на початковій стадії процесу ЗТ, витіснення металу із стику не спостерігається. На осцилограмах зміни величини осадки, отриманих на різних режимах зварювання, видно, що осьове вкорочення зразків (осадка) розпочинається приблизно через 1,6...2 с. Отже, ще до початку витіснення нагрітого металу із стику в процесі нагрівання тертям температура металу в зоні контакту досягає температури плавлення нікелевого сплаву.

Після досягнення $t_n = 2$ с тонкий прошарок $\Delta x = 0,1$ мм у площині тертя розглядався як рідкий, і в розрахунку весь прошарок вилучався (осадка заготовок). При цьому весь профіль розподілу температур переміщувався по обидва боки до граничної поверхні на величину $\Delta x = 0,1$ мм.

Отриманий розрахунковим шляхом розподіл температури в заготовках сплаву ХН73МБТЮ і сталі 40Х показано на рис. 3.

Аналіз осцилограм процесу й результатів розрахунків температури зони контакту, отриманих при різних параметрах процесу ЗТ, свідчить про те, що інтенсивність виділення енергії в різних фазах процесу залежить від лінійної швидкості

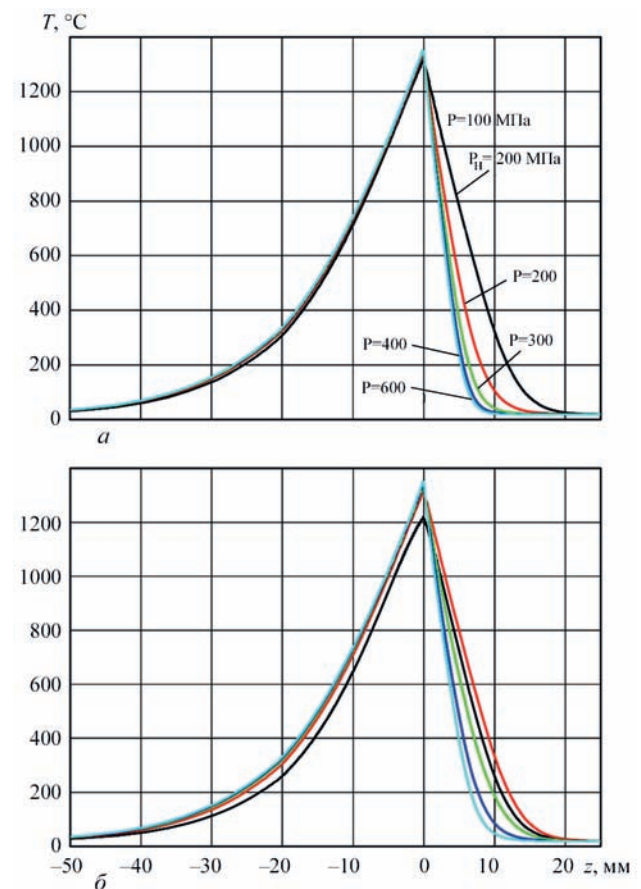


Рис. 3. Температурні поля в зоні з'єднання сплаву ХН73МБТЮ (-z) із сталлю 40Х (+z) після зварювання при $V = 0,5$ (а), 1,0 м/с, (б) для різних значень P_n

обертання V й величини тиску при нагріванні P_n . Найбільш суттєвий вплив на процеси нагрівання і осадки має тиск P_n . Збільшення тиску сприяє інтенсифікації нагрівання поверхонь, що зварюються, і прискорює процес вирівнювання температури по перерізу заготовок.

Для всіх величин окружної швидкості обертання V зі збільшенням P_n спостерігається тенденція скорочення часу досягнення максимальної температури в зоні контакту на початковій стадії зварювання. При цьому прискорюється процес вирівнювання температури по перерізу заготовок та збільшується градієнт температур у зоні з'єднання. Інтенсифікація нагрівання зі збільшенням тиску компенсується збільшенням швидкості осадки, яка супроводжується витісненням нагрітого металу із стику.

Аналіз розрахункових даних дозволив розробити базові підходи до оптимізації параметрів ЗТ. У якості критеріїв оптимізації для стадії нагрівання прийнято два фактори: мінімізація часу досягнення максимальної температури в зоні контакту і часу початку деформації зразків, а також мінімізація ширини зони нагрівання до температури повного розчинення зміцнюючої γ' -фази. У якості критеріїв оптимізації для стадії формування з'єднання (проковки) прийнято досягнення максимальної швидкості осадки при мінімальній температурі в зоні контакту. Розрахунки термічних циклів дозволили визначити межі зміни тех-

нологічних параметрів, при яких задовольняються вказані умови.

Для стадії нагрівання тиск P_n повинен становити $P_n = 400$ МПа, окружна швидкість – $V = 1$ м/с). Оптимальні термодформаційні умови на стадії проковки реалізуються при $P_n \geq 400$ МПа, $V = 0,5$ м/с з поступовим зменшенням V до нуля.

Металографічні дослідження зварних з'єднань, отриманих при різних значення параметрів режиму ЗТ, показали, що в зоні з'єднання з боку сплаву ХН73МБТЮ частки зміцнюючої γ' -фази відсутні (γ' -фаза повністю розчинена) на відстані від лінії з'єднання до 5 мм, що корелює з розрахунковими даними на рис. 3 (ширини зони нагріву вище температури $T_{p\gamma'}$).

1. Критические технологии для создания ГТД 5-го поколения. – Оборудование и инструмент для профессионалов. – №6 (95). – 2007.
2. Бондарев Б.И., Фаткуллин О.Х., Еременко В.Н. и др. Развитие жаропрочных никелевых сплавов для дисков газовых турбин. – ТЛС №3, 1999. – С. 49–53.
3. Фаткуллин О.Х., Гарибов Г.С., Некрасов В.А., Кононов И.А. – Разработка перспективных технологий для жаропрочных никелевых сплавов. – там же. – С. 53–61.
4. Сварка трением. Справочник / В.К. Лебедев, И.А. Черненко, В.И. Виль и др. – Л.: Машиностроение, 1987.–236 с.
5. Сталь и сплавы для высоких температур. Справ. изд. В 2-х кн. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. – М.: Металлургия, – 1991, 812 с.
6. Лебедев В.К., Виль В.И., Черненко И.А. О расчете энергетических параметров процесса сварки металлов трением // Автомат. сварка.–1981.– 3.– С.2–4.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЕ ПРИ СВАРКЕ ПОД ВОДОЙ

С. Ю. МАКСИМОВ¹, Е. А. ПРИЛИПКО¹, Д. М. КРАЖАНОВСКИЙ¹, С. Д. ВИННИЧУК²

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

²Институт проблем моделирования в энергетике им. Г. Е. Пухова НАН Украины, Киев

Повышение качества сварных соединений металлов и сплавов, разработка, совершенствование электродуговых процессов и устройств требуют комплексного экспериментального и теоретического исследования приэлектродных явлений в дуговых разрядах, численного определения теплонапряженных состояний электродных узлов и определения электродинамических усилий, которые возникают в сварочной ванне под действием внешнего магнитного поля.

Совершенствование и разработка методов и средств для исследования, проектирования, технологической и технической реализации электромагнитного воздействия на расплавленный металл является одной из актуальных проблем теоретической и прикладной электротехники. С её решениями связаны достижения во многих отраслях промышленного производства, техники, социальной сферы.

Применение в электросварке индукционных электромагнитных технологий для достижения качественного и надежного соединения обусловлено возможностью бесконтактного воздействия на расплавы, где затруднено или полностью исключено использование традиционных средств контактного воздействия

Потребность в технологиях электромагнитного воздействия на жидкие металлы и сплавы в физически неоднородных средах, в том числе в воздухе, под водой, в вакууме, при многочисленных конструктивных отличиях и технологических ограничениях электротехнических устройств определяет необходимость соответствующего развития методов расчета и прогнозированного моделирования, причем с наименьшими затратами труда и времени.

При этом важной составляющей могут быть индукционные токи, измерять которые и анализировать их вклад в сварочный процесс без наличия соответствующего математического описания, программных средств и имитационных моделей, весьма затруднительно, а чаще – невозможно, например для определения роли магнитоиндукционной составляющей при подводной сварке.

В различные временные периоды расчетные методы и методы математического моделирования сварочного процесса обогащались научными работами отечественных и зарубежных исследователей, которыми были созданы методы расчета поля нагрева и температурного поля, показано принципиальную возможность дуговой электро-

сварки под водой с применением внешнего электромагнитного воздействия [1-5].

Анализ данных различных авторов указывает на то, что независимо от способов и условий сварки существует определённый диапазон параметров электромагнитного воздействия на жидкий металл, при котором достигается максимальное повышение технологических и физико-химических свойств сварных соединений. Следовательно, в этом диапазоне проявляются закономерности, определяющие условие оптимальности электромагнитного воздействия.

В настоящее время для расчёта электромагнитных полей существуют разные подходы и методы: метод конечных разностей, метод конечных элементов, метод интегральных уравнений и другие методы, которые эффективно используются с применением компьютерной техники.

Конструкции устройств с жидкими проводниками таковы, что использование метода конечных разностей или конечных элементов ведет к выполнению большого объема избыточных вычислений, так как в рассматриваемых устройствах имеют место сильные магнитные поля рассеивания. Для их учета при применении указанных методов необходимо выбирать диаметр расчетной области в несколько раз больше, чем диаметр устройств, а это требует большого объема вычислений, что существенно усложняет объем расчетных операций избыточностью информации и потерей расчетного времени. Исходя из этого, оптимальным с точки зрения уменьшения области поиска решения, и как следствие оптимального использования ресурсов вычислительной техники, что особенно актуально при проведении многовариантных расчетов, является метод интегральных уравнений, в силу того, что искомые величины распределены только в объеме массивных тел (вихревые токи), на их границе

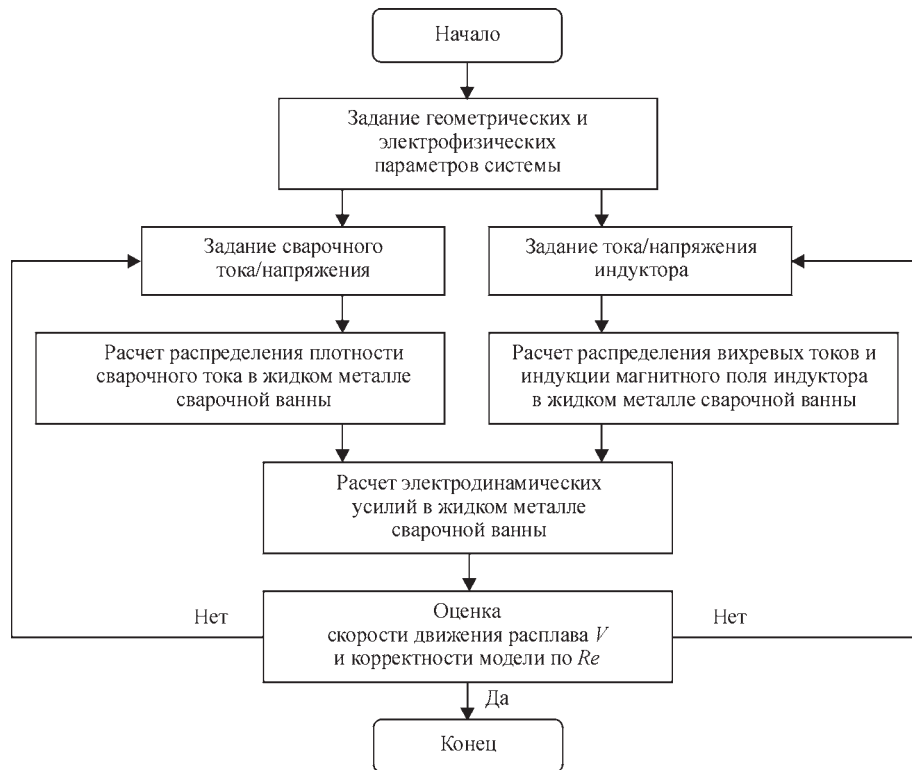


Рис. 1. Блок –схема алгоритма расчета электродинамических сил

(электрические заряды) и на границе ферромагнитных тел (токи намагниченности). Эти уравнения точно учитывают поля рассеивания в неограниченном пространстве и имеют минимальную расчетную область: объемы (сечения) проводников и поверхности (контуры, сечения поверхностей) магнитопроводов.

Идея метода интегральных уравнений и его первоначальный вариант предложены Г. А. Гринбергом [6]. Дальнейшее развитие метода интегральных уравнений для математического моделирования полей в электротехнических устройствах получило в работах [7–11].

Для решения задачи необходимо представить схему сварочного процесса с внешним электромагнитным воздействием, см. рис. 2.

На рис. 2 представлена схема дуговой сварки при внешнем синусоидальном электромагнитном воздействии: V_+ – пространство, окружающее сварочную установку, V_0 – объем проводов сварочной

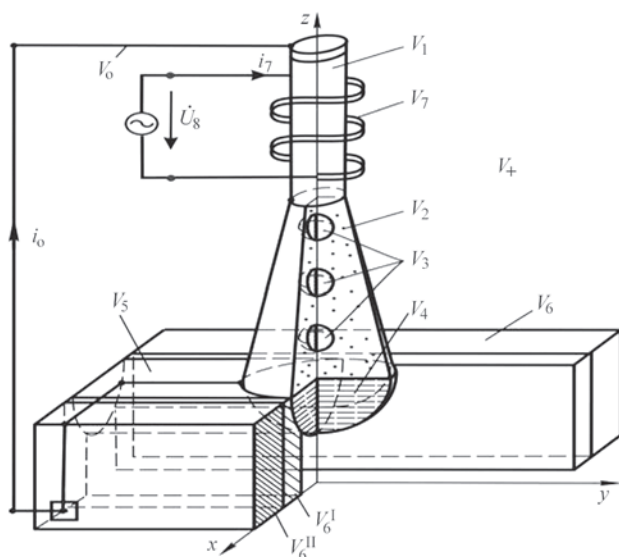


Рис. 2. Расчётная схема

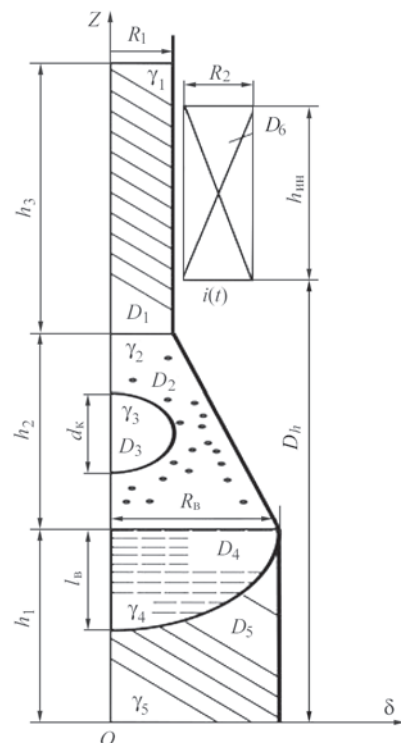


Рис. 3 Расчётная схема для анализа электромагнитных процессов

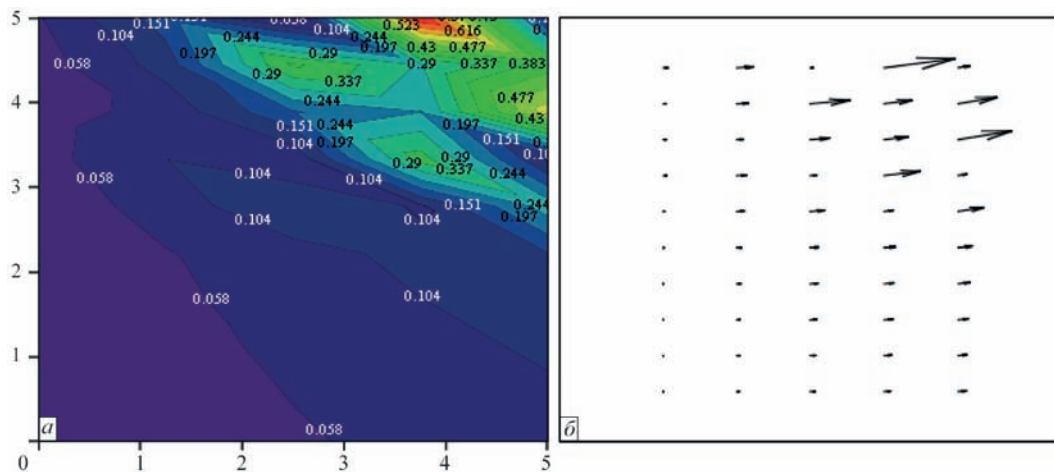


Рис. 4. Распределение плотности электродинамических усилий (а) F , Н/м² (б) векторное поле сил F , Н/м²

цепи; V_1 – объем, занимаемый электродом, V_2 – дугой, V_3 – каплями расплавленного электрода, V_4 – ванной с расплавом, V_5 – сварочным швом, V_6 – свариваемыми пластинами (V_6^I , V_6^{II} – соответственно неферромагнитной и ферромагнитной ее частями), V_7 – индуктором внешнего электромагнитного воздействия; \dot{U}_8 – источник синусоидального напряжения или тока внешнего электромагнитного воздействия.

Решение полной системы интегральных уравнений, описывающих электродинамические процессы при дуговой сварке с внешним воздействием, даже при использовании современных быстродействующих компьютеров связано с большими трудностями.

На основании выше изложенного составим алгоритм решения осесимметричной электродинамической задачи для определения усилий в жидком проводнике:

В связи с этим, задача может быть разбита на этапы, представленные на блок-схеме (рис. 1).

На основании предложенного алгоритма разработана программа на языке Delphi 7. Путём проведения серии численных экспериментов было исследовано поведение жидкого металла в зависимости от режимов работы сварочной установки и индуктора.

Далее представлена расчётная модель для сравнительного анализа и экспериментальная проверка результатов расчёта распределения электродинамических усилий в сварочной ванне

Сварочный процесс и электромагнитное воздействие на жидкий металл зависят не только от величины заданных токов и напряжений в сварочной цепи и индукторе, но и изменениями расстояния поверхность ванны – торец электрода (длина дуги h_2) или начало пластины – торец магнитопровода (Δh).

Для разной высоты расположения электрода и индуктора был проведён расчёт индукции магнитного поля, плотности электродинамических усилий, плотности вихревых, сварочного посто-

янного и переменного токов, оценочной скорости движения жидкого металла в сварочной ванне: Результат расчета представлен в виде схем на рис. 3.

При сварке на постоянном токе, который служит только для расплавления металла, под действием внешнего электромагнитного воздействия индуктора в жидком металле возникают электродинамические усилия, вызывающие вихревое движение, обеспечивающее интенсивное перемешивание расплава. Наличие максимальных значений силы в угловой зоне расплава приводит к образованию сложных вихревых структур в этих зонах. Максимальная скорость при этом достигает значения 0,0016 м/с в верхней угловой зоне, где действует наибольшая по величине электродинамическая сила. Эффективность применения электромагнитных воздействий может снижаться из-за нестабильности величины индукции в зоне сварки, вызванной изменениями расстояния поверхность ванны – торец магнитопровода [12].

Выводы

На основании анализа существующих методов обоснованы актуальность и необходимость разработки математических моделей для расчета электромагнитного поля в сварочной ванне с учетом реальных электрофизических свойств материалов, для получения качественного сварочного соединения.

Разработаны математические модели в форме системы интегральных уравнений для определения таких характеристик электромагнитного процесса в системе дуговой сварки как плотность сварочного тока, плотность вихревых токов в массивных проводниках, плотность электрических зарядов и токов намагниченности на контактных и граничных поверхностях.

На основании алгоритма разработана программа на языке Delphi 7. В качестве иллюстрации алгорит-

ма решены конкретные задачи расчета плотности электродинамических усилий в области жидкого проводника, подверженного переменному электромагнитному воздействию. Результаты расчета согласуются с экспериментальными данными и результатами, полученными другими авторами.

Разработанные математические модели распределения внешнего электромагнитного воздействия на жидкий металл при подводной дуговой сварке позволили учесть как влияние первичных факторов, а именно заданный ток и напряжение в сварочной цепи и индукторе, свойства материалов и условия протекания процесса, так и вторичных факторов – вихревых токов и, как следствие, созданного ими поля.

1. Рыкалин Н. Н. Расчёт тепловых процессов при сварке – М.: Машгиз, 1951. – 296 с.
2. Максимов С. Ю., Рыжов Р. Н., Прилипко Е. А., Кожухарь В. И. Влияние внешнего электромагнитного воздействия на содержание водорода при мокрой подводной сварке // Автомат. сварка – 2003. – №6. С. 55 – 56.
3. Максимов С. Ю., Рыжов Р. Н., Прилипко Е. А., Кожухарь В. И. Применение внешнего электромагнитного воздействия для улучшения механических свойств швов при мокрой подводной сварке // Автомат. сварка – 2004. – №11. С. 53 – 54.
4. Максимов С. Ю., Рыжов Р. Н., Прилипко Е. А. Влияние внешних электромагнитных воздействий на микроструктуру и химический состав швов при мокрой подводной сварке // Автомат. сварка – 2005. – №11. С. 41 – 42.
5. Максимов С. Ю., Рыжов Р. Н., Прилипко Е. А. Влияние внешних электромагнитных воздействий на пористость швов при подводной мокрой сварке // Вестник НТУУ «КПИ». 2006. №48. С. 226 – 229.
6. Гринберг Г. А. Избранные вопросы математической теории электрических и магнитных явлений. – М.: Изд. АН СССР, 1948. – 727 с.
7. Тозони О. В. Математические модели для расчета электрических и магнитных полей. – К.: Наукова думка. 1964. – 271 с.
8. Тозони О. В., Маергойз И. Д. Расчет трехмерных электромагнитных полей. – К.: Техніка, 1974. – 352 с.
9. Петрушенко Е. И., Гаврюшенко О. Е. Алгоритмы расчета на ЭЦВМ критических кривых продольных криотронов // Математическое моделирование и теория электрических цепей. – К.: Наукова думка, 1971. – Вып. 9. – С. 144–150.
10. Боженко А. И., Петрушенко Е. И. Моделирование на ЭВМ переходных процессов в осесимметричных устройствах с немагнитными проводниками с учетом симметричности исходного интегро-дифференциального уравнения: Препр. / АН УССР. Ин-т электродинамики; 324.– К.: 1984. –55 с.
11. Романович С. С. О расчете трехмерного поля простого слоя // Проектирование технических устройств ЭВМ и систем. – К.: Ин-т кибернетики им. В. М. Глушкова АН УССР, 1984. – С. 55–60.
12. Максимов С. Ю., Прилипко Е. А., Рыбалкин Е. А. Математическое моделирование распределения электродинамических усилий в сварочной ванне при сварке под водой // Тезисы VII международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». – Одесса, 2014. – С. 19.

EFFECT OF LOCAL INNER STRESSES IN THE STRUCTURE OF HIGH-STRENGTH STEEL WELDED JOINTS BY LASER WELDING ON THEIR CRACK RESISTANCE

L. MARKASHOVA, V. POZNIAKOV, O. BERDNIKOVA, V. SHELIAGIN, T. ALEKSEIENKO, A. BERNATSKYI

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv

Laser welding and other advanced welding technologies are promising and progressive technologies [1-12]. They allow obtaining high quality welded joints at high welding speeds, which significantly increase the productivity of the process and provides an improvement in the operational properties of welded joints [3, 5, 10, 13-16]. In the case of laser welding, the dimensions of the joints and the heat-affected zone (HAZ) of the welded joints are reduced by several times in comparison with arc welding. At present, the use of laser welding in the manufacture of welded structures of high-strength steels is becoming topical.

Today welded joints of high-strength steels, which are used in machine building and manufacture of structure operating under difficult service conditions (static, dynamic, cyclic loads etc.) [2, 5, 10, 15, 13-22] require a high level of mechanical properties of welded structures that mainly depend on a series of factors [2, 15]. When selecting the welding methods it is necessary to take into account the peculiarities of welding modes as well as structure parameters forming at that in specific zones of the joint. This in many aspects determines a complex of service properties of welded joints, i.e. indices of strength, ductility and crack resistance [3, 5, 10, 13-16]. Taking into account significant changes of technological modes in laser welding in comparison with traditional arc welding [5, 10, 13, 19] the investigation of structure change in welding zone and effect of these changes on service properties of welded joints is a relevant problem.

The aim of the present work is determination of technological mechanisms of structure formation in welded joints and detection of their interaction with a set of mechanical characteristics, i.e. ductility, strength and crack resistance, which define the service properties of welded joint. Peculiarities of structural changes in weld metal of high-strength steel 14Kh-GN2MDAFB joints produced by laser welding were investigated at all structural level (from grain to dislocation) that allowed obtaining comprehensive and reliable result.

To solve these problems the examinations of changes of structure-phase state and density of dislocation in different zones of welded joints, received by laser welding on experimental modes, were carried out using the methods of optical metallography, scanning and transmission electron microscopy. Analytical estimations of a role of structure-phase constituents formed at different modes in change of the

most significant service properties of welded joints, i.e. strength as well as crack resistance were made. They are caused by level of local internal stresses taking into account dislocation density distribution.

The investigations were carried out on welded joints of high-strength 14KhGN2MDAFB steel (0.183% C, 1.19% Cr, 0.98% Mn, 2.07% Ni, 0.22% Mo 0.08% V, 0.33% Si, not more than 0.018% P, and 0.005% S) with thickness up to 10 mm. Welded joints were produced at different speeds (5.0, 8.3, 14.0 mm/s or 18, 30, 50 m/h, respectively) of laser welding using a technological CO₂-laser with a wavelength of 10.6 μm (focal spot diameter 0.4 mm) without the use of filler materials. In all cases, the laser radiation power was 4.4 kW at a flow rate of the mixture (18% CO₂ + 82% Ar) of shielding gases of 14 l/min (233 cm³/s).

Structural-phase and concentration changes in chemical elements in the weld metal and in the heat-affected zone were studied by methods of optical metallography (microscopes Versamet-2, Neophot-32) and analytical scanning electron microscopy (scanning electron microscope SEM-515 from PHILIPS, The Netherlands) as well as transmission micro diffraction electron microscopy (JEM-200CX, company JEOL, Japan, with accelerating voltage of 200kV).

As a result of the study of the structural-phase components (lower bainite B_L, upper bainite B_U, martensite M, ferrite F, grain size D_G, shape factor) formed in the weld metal and the heat-affected zone (HAZ) as well as the corresponding changes in the microhardness, the following is revealed. Structure of the base metal is bainite-ferrite with grain size D_G = 5...24 μm and microhardness HV = 2740...2850 MPa.

When laser welding the minimum speed of 5.0 mm/s the weld metal structure is mostly bainite (grain size of 40...80×150...400 μm and a shape factor of 3...7, microhardness HV = 2850...3510 MPa (see Ta-

Table 1. Structure parameters of the welded joints at laser welding

v , mm/s		5.0		14.0		
Zone		Weld	HAZ	Weld	HAZ	
V_{fr}^a , %	B_L	20	30	55	50	
	B_U	55	35	5	5	
	M	5	30	30	40	
	F	20	5	10	5	
D_G^b , μm		50...90 × 150...410	40...80	20...40 × 100...360	30...60	
HV ^c , MPa		2850...3510	3830...4170	3870...4330	4010...4250	
Parameters of the fine structure	h_l^d , μm	B_L	0.30...0.40	0.20...0.40	0.25...0.30	0.15...0.30
		B_U	0.40...0.60	0.40...0.50	0.35...0.40	0.30...0.35
		M	0.6...1.0	0.5...0.8	0.5...0.7	0.4...0.6
	d_{sg}^e , μm	F	1.50...1.70	1.20...1.50	1.20...1.30	0.90...1.20
	λ_p^f , μm	B_L	0.04...0.07	0.03...0.07	0.04...0.05	0.03...0.04
		B_U	0.3...0.6	0.4...0.5	0.32...0.38	0.27...0.33
		M	0.03...0.1	0.03...0.1	0.03...0.08	0.03...0.06
	ρ^g , cm^{-2}		(2...4)×10 ¹⁰	(4...6)×10 ¹⁰	(4...6)×10 ¹⁰	(6...8)×10 ¹⁰

^a – volume fraction of phases; ^b – grain size; ^c – microhardness HV_{0.5}; ^d – width of laths; ^e – subgrain size; ^f – distance between the dispersed phases; ^g – dislocation density

ble 1). During the transfer from the weld to the HAZ the phase composition of the metal changes from bainite to bainite-martensite with a reduction in grain size by 3...4 times (grain size of 50...90 μm) and an increase in microhardness by 17% (2850...3510 MPa).

At a welding speed of 8.3 mm/s the metal of welded joints has a bainite structure with a shape factor of 3...5. It is characterized by gradients (1.2 times) by microhardness (3450...4010 MPa), which is due to the formation of upper bainite structures (see Table 1). During the transfer from the weld to the HAZ, the phase composition of the metal changes from bainite to bainite-martensite, the microhardness (4010...4420 MPa) increases by an average of 12% when the grain structure is crushed in 3...4 times.

In the case of the maximum welding speeds (14.0 mm/s) are used, the phase composition of the weld is bainite-martensite with a more equiaxed graininess structure at a grain shape factor of 2...3 and without microhardness gradients (3870...4330 MPa) (see Table 1). The phase composition of the weld metal and the overheating area of HAZ is the same (bainite-martensite) with the formation of mainly lower bainite structures and refinement of grain approximately in 3 times.

Detailed transmission electron microscopy studies of the fine structure (substructures in internal volumes of grains, the dislocation density in structural components, etc.) have shown the following. In the weld metal and the overheating area of HAZ, at a welding speed of 5.0 mm/s, the width of laths of the bainite structures is $h_l = 0.3...0.6 \mu\text{m}$ (in the weld, Table 1) and $0.2...0.5 \mu\text{m}$ (in the HAZ), respectively. Width of laths of the martensite structures of metal in weld zone is $0.5...1.0 \mu\text{m}$. With an increase of the welding speed to 14.0 mm/s in the weld metal and in the

overheating area of the HAZ metal, the structure has a more dispersed structure at increasing common dislocation density by 1.8...2 times. The width of laths of the bainite structures is reduced to $0.25...0.4 \mu\text{m}$ (in the weld) and $0.15...0.4 \mu\text{m}$ (in the HAZ), Table 1. In addition, the structure of tempered martensite is formed.

For the case of minimum welding rate 5 mm/s dislocation density in welded joint metal makes $r = (2...4) \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ (in the weld) and $(4...6) \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ (overheating area of HAZ), Table 1. However, there is formation of extended dislocation accumulations with $(1...1.2) \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ along grain boundary, mainly along bainite upper boundaries (B_U). This creates dislocation density gradient, Fig. 1, *a - c*. Increase of welding rate from 5.0 mm/s to 14.0 mm/s at total refinement of lath structure of lower bainite (B_L) in the weld metal promotes relatively uniform distribution of dislocation volumetric density $(4...6) \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, Fig. 1, *d*. For overheating area of HAZ its somewhat increase is typical (up to $(6...8) \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$), Fig. 1, *e, f*.

A comparison of the structure and phase composition of the weld metal in the studied welded joints showed that with an increase in the welding speed from 5.0 mm/s to 14.0 mm/s the phase composition of the weld metal changes from bainite to bainite-martensite. Microhardness is increased by 25%. A more equiaxed grain structure is formed by crushing the grain by 15% and reducing the grain shape factor from 3...7 to 2...3. The width of the laths of bainite structures is reduced by 2 times. In overheating area of the HAZ, for all welding speeds, the phase composition of the metal is bainite-martensite. The microhardness is approximately the same when the grain size and the subgrain are reduced in 1.5 times.

As a result, it was found that the most favorable structure (from the point of view of uniform refine-

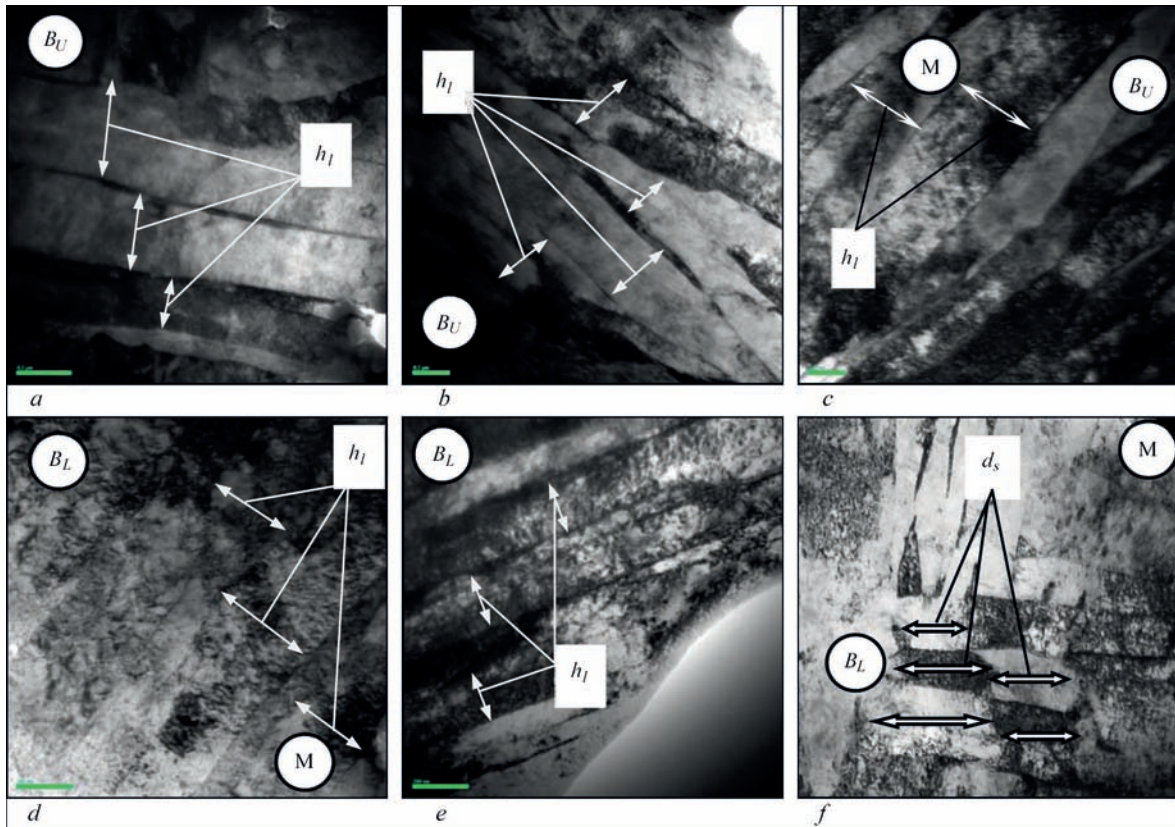


Figure 1. The fine structure (TEM) of the weld metal of welds (a, d) and the overheating area of HAZ (b, c, e, f) at laser welding: $v = 5.0$ mm/s (a×25000, b, c×35000); $v = 14.0$ mm/s (d, e, f×50000).

ment of structural parameters, absence of gradients along the grain structure and microhardness) of the investigated welded joints is formed at a welding speed of 14.0 mm/s, which provides a uniform level of mechanical properties and crack resistance of welded joints.

The obtained experimental database made it possible to apply the experimental-analytical technique developed by us to evaluate the differentiated contribution of structural parameters to the mechanical characteristics of welded joints of high-strength steels [3, 23]. On this basis, the prediction of the properties of the strength of welded joints was carried out.

When carrying out analytical evaluations of hardening, the following components were taken into account: the resistance of metal lattice to the movement of free dislocations (friction stress of lattice or Peierls-Nabarro stress); the hardening of solid solution by alloying elements and impurities (solid solution hardening); the hardening due to changes in grain and sub-grain size (dependences of Hall-Petch, grain boundary and substructure hardening); dislocation hardening, caused by interaction between dislocations; the hardening, caused by dispersed particles according to Orowan (dispersion hardening):

$$\Sigma\Delta\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{s,s} + \Delta\sigma_G + \Delta\sigma_s + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{d,h}.$$

Here $\Delta\sigma_0$ is the resistance of metal lattice to the movement of free dislocations (friction stress of lat-

tice or Peierls–Nabarro stress); $\Delta\sigma_{s,s}$ is the hardening of solid solution by alloying elements and impurities (solid solution hardening); $\Delta\sigma_G$, $\Delta\sigma_s$ is the hardening due to changes in grain and sub-grain size (dependences of Hall–Petch, grain boundary and substructure hardening); $\Delta\sigma_d$ is the dislocation hardening, caused by interaction between dislocations; $\Delta\sigma_{d,h}$ is the hardening, caused by dispersed particles according to Orowan (dispersion hardening).

In the application of technique the experimental data were used that obtained by optical and scanning electron microscopy: grain size; the width of the laths of bainite structures; effective distances between carbide phases, that is with taking into account the parameters of the fine structure – the dislocation density.

As a result of the comparison of the strengthening effect of the formed structures in the metal of the welded joints of 14KhGN2MDAFB steel it have been found to increase the strengthening effect of the structure as the speed of laser welding increases. This is due to an increase in the contribution of the substructure (1.8 times), dispersion (2 times) and grain (1.2 times) hardening.

The resulted techniques of quantitative estimation of properties of strength of metal on concrete structural parameters allow to predict quality of welded joints at formation in a zone of welding of structures of various type and to reveal the structural factors rendering

the basic influence on change of mechanical properties. It is shown that the highest parameters of hardening in a metal of welded joints (770...900 MPa) are provided by the formation of a fine-grained structure of lower bainite and tempered martensite (Fig. 1, *d - f*).

The following is shown by the calculation values of fracture toughness factor K_{Ic} as well as comparison of K_{Ic} and $\Sigma\sigma_T$ (see Fig. 2). If $v = 14$ mm/s the substructure, which is mainly lower bainite (B_L) substructure, makes the largest input in metal hardening ($\Sigma\sigma_T$) and increase of fracture toughness (K_{Ic}). Then in the case welding speed $v = 5$ mm/s factor K_{Ic} significantly decreases (20...30 %). The latter is caused by dominating formation of another type of structure, namely upper bainite (B_U) with corresponding further no uniform distribution of dislocation density (ρ).

The executed complex of experimental investigations at all the structural levels allowed carrying out analytical evaluations of the specific (differentiated) contribution of different structural and phase factors and parameters, formed in the investigated weld beads, in change of strength characteristics σ_T and determining the structural factors cardinal influencing

on the character and distribution of local inner stresses ($\tau_{L/IS}$), which are the potential sources of nucleation and propagation of cracks in the investigated structural microregions [23].

From the analysis of different approaches to determination of mechanisms of incipience of cracks and fracture of materials the evaluation of $\tau_{L/IS}$ was chosen basing namely on the dislocation theory of crystalline solid bodies, connecting the processes of formation of local inner stresses with initiation and rearrangement of dislocation structure [24-26]. The field of inner stresses, formed by the dislocation structure (dislocation density) and peculiarities of local inner stresses $\tau_{L/IS}$ – the sources of incipience and propagation of cracks (their level, length, interaction with structural features of weld beads), were determined by the dependence of:

$$\tau_{L/IS} = G \cdot b \cdot h \cdot \rho / [\pi \cdot (1-\nu)],$$

here G is the shear modulus; b is the Burgers vector; h is the foil thickness, equal to 2×10^{-5} cm; ν is the Poisson's ratio; ρ is the dislocation density.

Calculation estimations of local internal stresses ($\tau_{L/IS}$) given on diagrams of Fig. 3 show the following. The

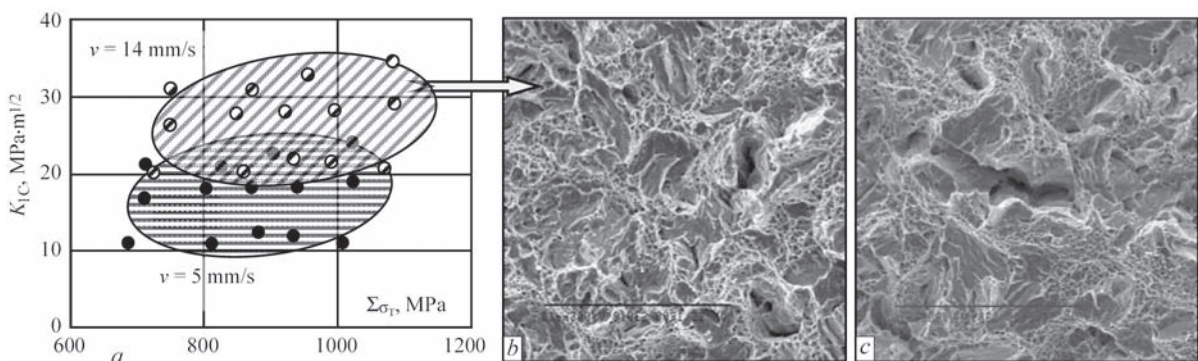


Figure 2. Calculation values of strength $\Sigma\sigma_T$ and fracture toughness K_{Ic} of weld metal (*a*) and fractographs of plastic failure at a welding rate of 14 mm/s (*b*); intergranular brittle crack at a welding rate of 5 mm/s (*c*), $\times 810$.

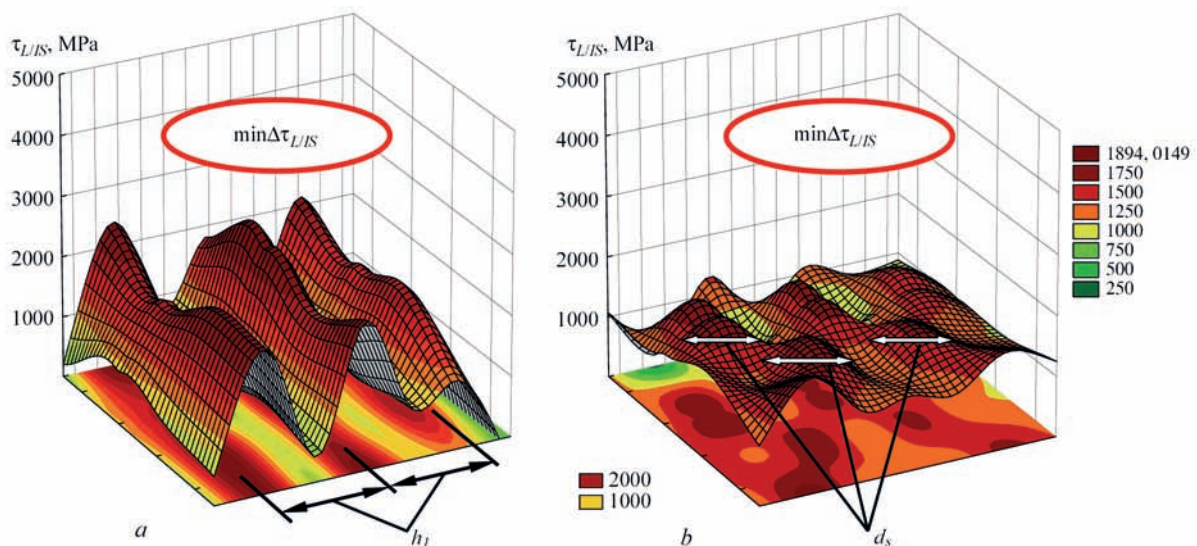


Figure 3. Local internal stress distribution ($\tau_{L/IS}$) in the metal welds in structural zones in the upper bainite (B_U) at welding speed 5.0 mm/s (*a*) and lower bainite (B_L) at the welding speed 14.0 mm/s (*b*).

maximum values of $\tau_{L/IS} = 1900 \dots 2280$ MPa (Fig. 4, *a*) are formed in a metal of overheating area of HAZ (5.0 mm/s) in places of extended dislocation accumulations $(1 \dots 1.2) \times 10^{11}$ cm⁻² along the boundaries of upper bainite lathes, Fig. 1, *a, b*. This results in nucleation of microcracks in these zones and decrease of crack-resistance in welded joints. The lowest values are observed at comparatively uniform their distribution and make $\tau_{L/IS} = 1470 \dots 1660$ MPa (14.0 mm/s, Fig. 3, *b*), that is assisted by formation of fine grain structures of lower bainite Fig. 1, *d-f*.

Conclusion

1. The dependencies of effect of laser welding speed on properties of welded joint of 14KhGN-2MDAFB steel were determined.

2. Increase of welding speed from 5.0 mm/s to 14.0 mm/s changes phase composition of weld metal and heat affected zone from bainite to bainite-martensite, ratio of forming phase constituents (lower bainite, upper bainite and martensite), their parameters and volume fraction as well as rises microhardness; decreases size of grain and subgrain bainite structure.

3. Upper bainite structures are mainly formed in welded joint metal at minimum speed (5.0 mm/s) of laser welding with non-uniform and gradient dislocation of dislocation density that result in decrease of welded joint crack resistance.

4. The most favorable structure (formation of fine grain lower bainite structures, absence of extended dislocation accumulations, uniform dislocation distribution) in the investigated joints is formed at welding speed 14.0 mm/s. This mode guarantees their crack resistance.

1. S. Katayama (Ed.), Handbook of Laser Welding Technologies. Elsevier, 2013.
2. M. Rossini, P.R. Spena, L. Cortese, P. Matteis, D. Firrao, Investigation on Dissimilar Laser Welding of Advanced High Strength Steel Sheets for the Automotive Industry, *Mat. Sci. Eng.: A* 628 (2015) 288-296.
3. L. Markashova, O. Berdnikova, A. Bernatskiy, M. Iurzhenko, V. Sydorets, Physical and mechanical properties of high-strength steel joints produced by laser welding. In Young Scientists Forum on Applied Physics and Engineering (YSF), IEEE (2017) 88-91
4. C. Thomy, T. Seefeld, F. Vollertsen, E. Vietz, Application of Fiber Lasers to Pipeline Girth Welding, *Weld. J.* 85 (2006) 30-33.
5. O. Berdnikova, V. Poznyakov, O. Bushma, Laser and hybrid laser-arc welding of high strength steel N-A-XTRA-70, *Mat. Sci. Forum* 870 (2016) 630-635.
6. J.R. Lawrence, *Advances in Laser Materials Processing: Technology, Research and Applications*. Woodhead Publishing, 2017.
7. V. Kovalenko, Laser Micro and Nano Manufacturing. Proc. Fifth Int. Conf. "Beam Technologies & Laser Application", Saint-Peterburg, Russia, 2006.

8. Y. Okamoto, N. Nishi, S. Nakashiba, T. Sakagawa, A. Okada, Smart Laser Micro-Welding of Difficult-to-Weld Materials for Electronic Industry, Proc. SPIE 9351, Laser-based Micro- and Nanoprocessing IX, 935102 (12 March 2015).
9. M. Rethmeier, S. Gook, M. Lammers, A. Gumenyuk, Laser-Hybrid Welding of Thick Plates up to 32 mm Using a 20 kW Fibre Laser, *Transactions of JWRI* 27.2 (2009) 74-79.
10. O. Berdnikova, V. Sydorets, T. Alekseenko, Structure and Properties of Laser-Welded Joints from High-Strength Steels, *Applied Mechanics and Materials* 682 (2014) 240-245.
11. F. Farrokhi, R.M. Larsen, M. Kristiansen, Single-Pass Hybrid Laser Welding of 25 mm Thick Steel, *Physics Procedia*, 89 (2017) 49-57.
12. U. Reisgen, I. Krivtsun, B. Gerhards, A. Zabirow, Experimental Research of Hybrid Welding Processes in Combination of Gas Tungsten Arc with CO₂- or Yb:YAG-laser Beam, *J. Laser Appl.* 28.2 (2016) 022402.
13. D. Fydrych, J. Labanowski, G. Rogalski, Weldability of High Strength Steels in Wet Welding Conditions, *Polish Maritime Research* 20.2 (2013) 67-73.
14. J. Cwiek, Hydrogen Enhanced-Cracking of High-Strength Steel Welded Joints, *Adv. Mat. Sci.* 4 (2008) 4-13.
15. J. Adamiec, Hot Cracking of welded joints of the 7Cr-MoVTiB10-10 steel. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 22 (2011) 1-11.
16. M. Feldmann, Rules on high strength steel (RUOSTE). RFCS Research Project, Final Report (2016) 155.
17. S. Yehia, M. Alhamaydeh, F. Abed, M. Rabie, S. Resheidat, S. El-Kalie, M. Abudagga, Evaluation of Concrete Properties for High Strength Steel Applications. In Int. Association for Bridge and Structural Engineering Symposium, Report 99.16 (2013) 1083-1090.
18. K. Pańcikiewicz, A. Zielińska-Lipiec, E. Tasak, Cracking of High-Strength Steel Welded Joints, *Adv. Mat. Sci.* 13.3 (2013) 76-85.
19. H.S. Chang, S.W. Yoo, J.C. Park, Study on Fatigue Characteristics of High-Strength Steel Welds, *Trans. Korean Society of Mech. Eng. A* 39.3 (2015) 319-325.
20. Q. Wang, Z. Yan, X. Liu, Z. Dong, H. Fang, Understanding of Fatigue Crack Growth Behavior in Welded Joint of a New Generation Ni-Cr-Mo-V High Strength Steel, *Eng. Fracture Mech.* 194 (2018) 224-239.
21. K. Muszka, J. Majta, Ł. Bienias, Effect of Grain Refinement on Mechanical Properties of Microalloyed Steels, *Metallurgy and Foundry Eng.* 2 (2006) 87-97
22. T. Kozak, Resistance to Cold Cracking of Welded Joints Made of P460NL1 Steel, *Adv. Mat. Sci.* 3 (2011) 20-27
23. L. Markashova, V. Poznyakov, A. Gaivoronskii, E. Berdnikova, T. Alekseenko, Estimation of the Strength and Crack Resistance of the Metal of Railway Wheels after Long-Term Operation, *Mat. Sci.* 47.6 (2012) 799-806
24. V.E. Panin, V.A. Likhachov, Yu.V. Griyatva, *Structural Levels of Deformation of Solids*, Nauka, Novosibirsk, 1985 (in Russian)
25. H. Conrad, Effect of Grain Size on the Lower Yield and Flow Stress of Iron and Steel, *Acta Metall.* 11 (1963) 75-77
26. A.N. Stroh, The Formation of Cracks as a Recoil of Plastic Flow, *Proc. Roy. Soc. A.* 223 (1954) 404-415

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ПОСЛОЙНОМ ФОРМИРОВАНИИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С ПОМОЩЬЮ ЭЛС

О. В. МАХНЕНКО¹, Н. С. АНАНЧЕНКО², С. М. КАНДАЛА¹, А. Е. БАБЕНКО², Д. В. КОВАЛЬЧУК³

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

²НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев

³ЧАО «НВО «Червона Хвиля», Киев

Аддитивные технологии в производстве титановых конструкционных элементов со сложной геометрией сейчас бурно развиваются, в первую очередь для аэрокосмической промышленности и медицины. Существует несколько различных подходов получения металлических конструкций на основе принципа послойного формирования объекта. Эти подходы отличаются по типам расходных материалов и источников нагрева. При использовании аддитивных технологий на основе присадочных проволок скорость нанесения и эффективность использования расходных материалов значительно выше, чем для порошковых материалов [1, 2, 3, 4]. Что касается источников нагрева, то электронно-лучевая наплавка имеет больший КПД по сравнению с лазерным источником нагрева и при этом характеризуется существенно более низким уровнем остаточных деформаций искажения формы по сравнению с дугowymi или плазменными источниками нагрева [4]. Позитивными являются результаты исследований [3, 6], которые показали, что при оптимальных режимах электронно-лучевой наплавки можно получать детали сложной формы с достаточно однородной структурой металла наплавленных слоев, аналогичной структуре основного материала подложки. Благоприятная структура металла определяет необходимый уровень механических свойств материала и работоспособность ответственных деталей. Поэтому прогнозирование структуры и механических свойств наплавленного материала, а также остаточных напряжений и деформаций при послойном формировании 3D изделий с помощью аддитивной технологии электронно-лучевой наплавки является достаточно актуальной проблемой.

Технология электронно-лучевого процесса многослойного формирования трехмерных образцов.

В статье представлены результаты исследовательской работы по изучению характерных особенностей процесса электронно-лучевой наплавки xBeam 3d Metal Printer деталей сложной формы на примере модельных образцов небольшого размера [6]. Технологическая схема на примере многослойного формирования характерного изделия таврового профиля представлена на рис. 1. Процесс проходит в условиях глубокого

вакуума, позволяет эффективно фокусировать электронный луч и избежать загрязнения металла примесями внедрения в случае высокого родства с кислородом и/или азотом. Подложка формируемого изделия помещается в силовую оснастку на подвижной платформе, которая перемещается относительно неподвижного источника нагрева с заданной скоростью V_s .

Источник нагрева является составляющей комплексных систем фокусировки луча и подачи присадочной проволоки. Фокусировка электронного луча проводится таким образом, чтобы луч имел

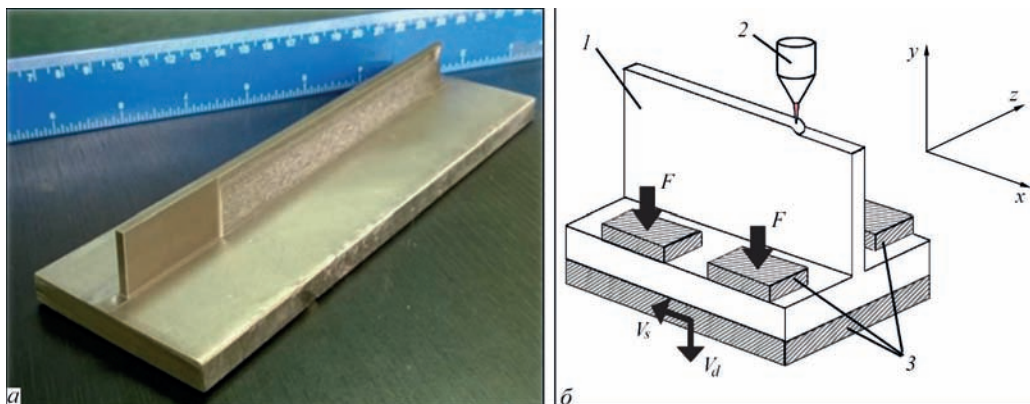


Рис. 1. Внешний вид изделия таврового профиля из титанового сплава (а) и технологическая схема процесса электронно-лучевого многослойного формирования образцов таврового сечения (б)

форму острого конуса, который сходится максимально близко к поверхности формируемой детали. Это позволяет реализовать эффективное и достаточно равномерное расплавление присадочной проволоки без существенного ее перегрева, а также сопутствует подогреву области наплавления для активации поверхности твердого металла перед его контактом с жидким присадочным материалом.

Как показали экспериментальные испытания, изделие во время послойной наплавки получило незначительную 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 наплавлении. При этом получено хорошее качество сплавления между слоями и незначительная нерегулярность поверхности стенки, что связано с небольшими припусками материала на механическую обработку. Одним из преимуществ используемой технологической схемы есть возможность программного контроля тепловложения при наплавке, которое даёт широкие возможности оптимизации технологических параметров данного процесса. Также, эффективным методом оптимизации отмеченного процесса является варьирование времени задержки между наплавкой каждого из валиков, а также рациональный выбор способа и степени предварительного подогрева.

Зависимость механических свойств и микроструктуры материала от скорости охлаждения.

Известно, что повышения механических свойств конструкционных сталей и сплавов можно достичь за счет изменения структуры материала. Как правило, эксплуатационные характеристики выше у структуры с меньшим размером зерна. Основным параметром, который определяет раз-

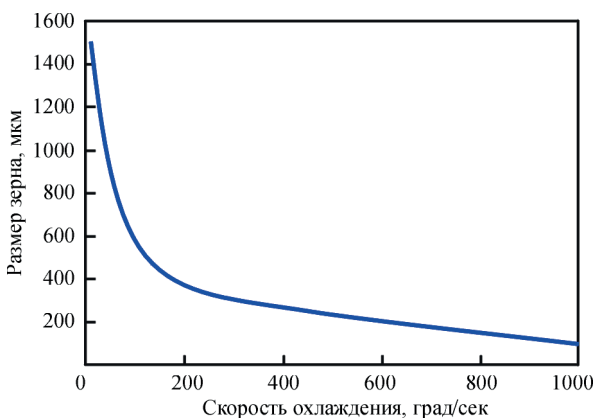


Рис. 2. Соотношение между размером зерна и скоростью охлаждения в сплаве ВТ6 [8]

мер зерна для сталей и сплавов есть скорость охлаждения [7]. С увеличением скорости охлаждения при кристаллизации происходит измельчение структурных составляющих. На рис.2 показана зависимость размера зерна для титанового сплава Ti-6Al-4V (ВТ6) в зависимости от скорости охлаждения [8].

Скорость охлаждения сплава ВТ6 определяют в диапазоне превращений β микроструктуры в $\alpha+\beta$, которое происходит в диапазоне от 1270 К (1000 °С) до 940 К (670 °С) (рис. 3) [9].

Как было отмечено выше, механические характеристики титанового сплава ВТ6 зависят от скорости охлаждения при фазовом переходе, что определяет окончательное процентное соотношение α фазы в $\alpha+\beta$ сплаве. Чем больше содержание α фазы тем ниже предел текучести [10]. Но при послойной электронно-лучевой наплавке за счет низких тепловложений и высоких скоростей движения источника нагрева возможно достижение достаточно высоких скоростей охлаждения наплавленного материала, который будет способствовать образованию мартенситной микроструктуры с содержанием α фазы. Рассмотрим более детально влияние скорости охлаждения, ведь это является основным параметром, который влияет на прочность и пластичность материала [9]. Как видим на рис. 4 (а, б) [7], при увеличении скорости охлаждения и, следовательно, при уменьшении размера зерна, предел текучести растет и относительное удлинение снижается. Также из рис. 5 [11] видно, что при измельчении структуры предел текучести растет. Следовательно, при разработке технологии послойного формирования деталей из титанового сплава ВТ6 есть возможность за счет оптимизации скоростей охлаждения контролировать уровень прочности и пластичности материала.

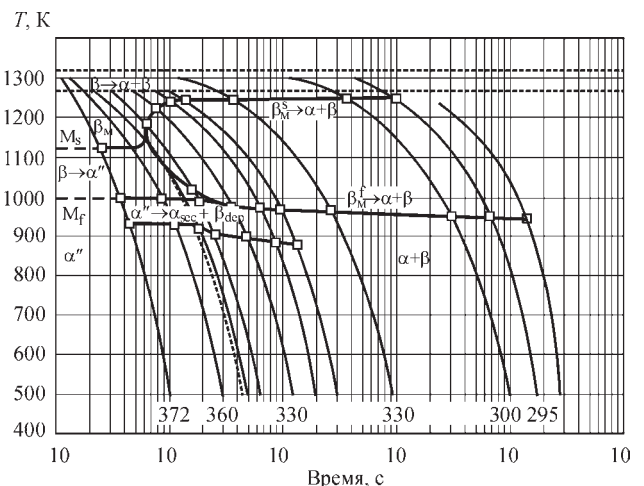


Рис. 3. Диаграмма микроструктурных превращений сплава Ti-6Al-4V при охлаждении [9]

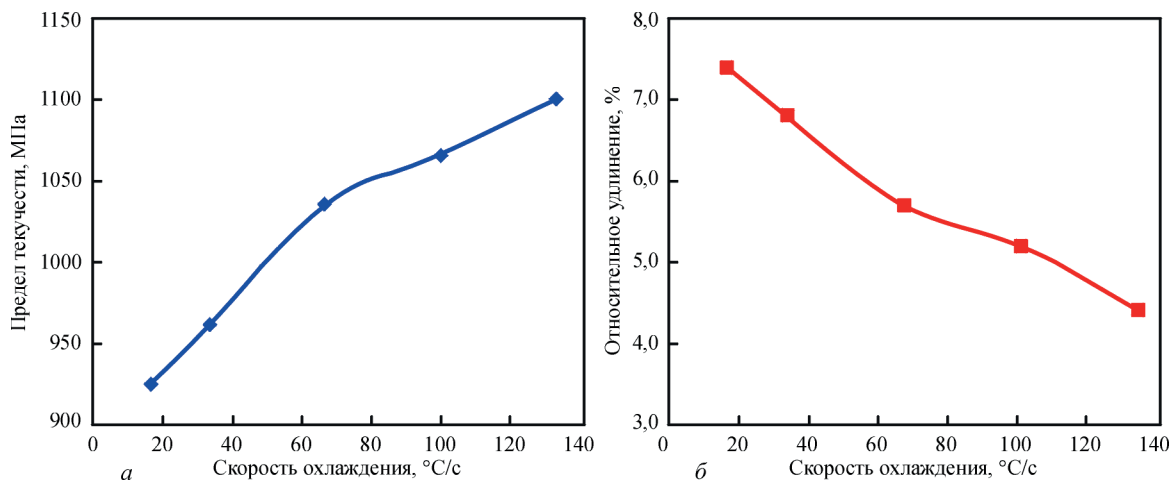


Рис. 4. Зависимость механических свойств сплава Ti-6Al-4V от скорости охлаждения [7]

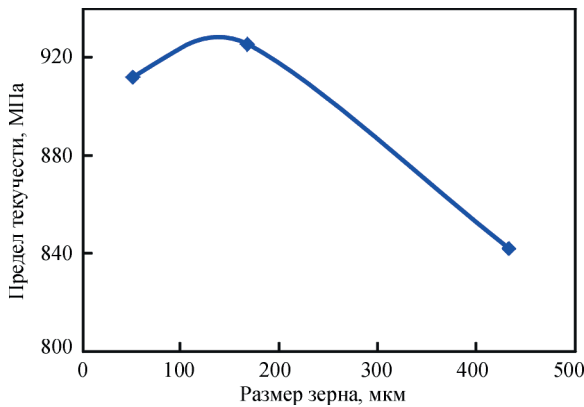


Рис. 5. Зависимость предела текучести сплава VT6 от размера зерна [11]

Разработка математической модели тепловых процессов при послойном формировании образца

С целью изучения характерных особенностей кинетики температурного состояния конструкционных элементов из титанового сплава в процессе электронно-лучевой наплавки на примере таврового трехмерного образца (рис. 1) были использованы методы математического моделирования.

Была разработана трехмерная конечно-элементная модель для численного прогнозирования кинетики трехмерного температурного поля таврового образца из титанового сплава VT6 с учетом послойного формирования геометрии изделия. Решение задачи теплопроводности в процессе предварительного подогрева, последующей наплавки на каждом слое и до полного охлаждения изделия проводилось на общих прямоугольных сетках разбиения. На каждом этапе прослеживания состояния материала менялась форма изделия в соответствии со скоростью наплавки и геометрии формирования наплавленных слоев.

Для численного анализа кинетики температурного поля $T(x, y, z)$ от времени t использовалось конечно-элементное решение трехмерного нестационарного уравнения теплопроводности:

$$c\gamma(T) \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla[\lambda(T) \cdot \nabla T] \tag{1}$$

где $c\gamma$, λ – удельная теплоёмкость и теплопроводность материала, соответственно.

Граничные условия, необходимые для решения задачи (1), зависят от природы стока тепла с поверхности изделия. Так, в области контакта с технологическим оснащением сток тепла может быть описан законом Ньютона, тогда как на свободной поверхности характеризуется тепловым излучением (закон Стефана-Больцмана) с дополнительным вложением энергии с торца изделия наплавленным при размещении там источника нагрева. Таким образом, граничные условия для решения задачи теплопроводности в данном случае имеют следующее математическое выражение:

$$-\lambda(T) \cdot \frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} \alpha_T \cdot (T - T_C), & \text{в области контакта с оснасткой} \\ \varepsilon \cdot \sigma_{SF} \cdot (T^4 - T_C^4) - q, & \text{на свободных поверхностях} \end{cases} \tag{2}$$

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.

Разработанная модель может использоваться для оптимизации параметров тепловложений при электронно-лучевом формировании стенки изделия из титанового сплава с целью обеспечения качества сплавления слоев и равномерности нагрева по толщине наплавленной стенки. Для реализации указанной задачи был формализован алгоритм оптимизации по характерными размерами зоны проплавления (рис. 6), путем последовательного выполнения ряда численных экспериментов (последовательного приближения) [5].

Результаты моделирования температурных полей при послойном формировании таврового образца и прогнозирования структуры и механических свойств материала.

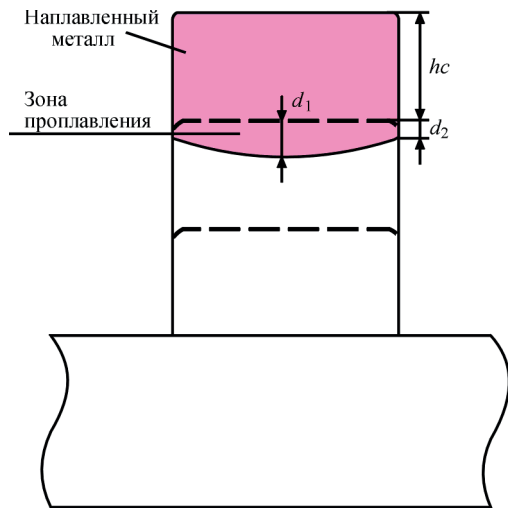


Рис. 6. Характерные размеры зоны проплавления в поперечном сечении наплавленного валика: d_1 – глубина проплавления в центре; d_2 – глубина проплавления с края; h_c – высота наплавленного слоя.

Результаты решения задачи нестационарной теплопроводности показали, что кинетика температурного поля при послойном формировании таврового образца на массивной подложке размером $8 \times 30 \times 70$ мм и на малой подложке $3 \times 6 \times 110$ мм носит существенно трехмерный характер (рис.7). Но в случае малой подложки в процессе послойного формирования происходит более равномерное прогревание образца по объему.

На рис. 8 приведены распределения максимальных температур в среднем по длине таврового образца поперечном сечении, характеризующие размеры зоны проплавления и степень прогревания образцов на большой и малой подложках на разных слоях формирования при одина-

ковых технологических режимах. Видно, что размер подложки оказывает существенное влияние на распределение температур в образце при его послойном формировании, что можно объяснить эффектом накопления тепла [12].

Также при моделировании процесса наплавки были получены данные относительно времени охлаждения и построены термоциклы для точек поперечного сечения на разных уровнях послойного формирования. Например, рассмотрены точки А и В – на 1-м слое, С и D – на 5-м слое, Е и F – на 20-м слое образца с большой подложкой (рис. 8 д).

Рассмотрим особенности нахождения скорости охлаждения материала на примере для точки С (рис. 9). В диапазоне микроструктурных превращений от 1000 °С до 670 °С материал в точке С нагревается и охлаждается 3 раза, первый раз во время наплавки слоя, где находится точка С, и затем во время наплавки следующих двух слоев. Последний цикл охлаждения в указанном диапазоне температур определяет остаточную микроструктуру и размер зерна (Таблица 1). Максимальная температура нагрева в точке С от наплавки последующего третьего и более отдаленных слоев - ниже температуры 1000 °С, поэтому считается что микроструктурные превращения и значительное изменение размера зерна в точке С больше не происходит.

Согласно результатам расчета получены достаточно высокие скорости охлаждения (160 – 660 °С/с). Согласно диаграммы микроструктурных превращений сплава ВТ6 (рис. 4) в наплавленном материале таврового образца образуется мартен-

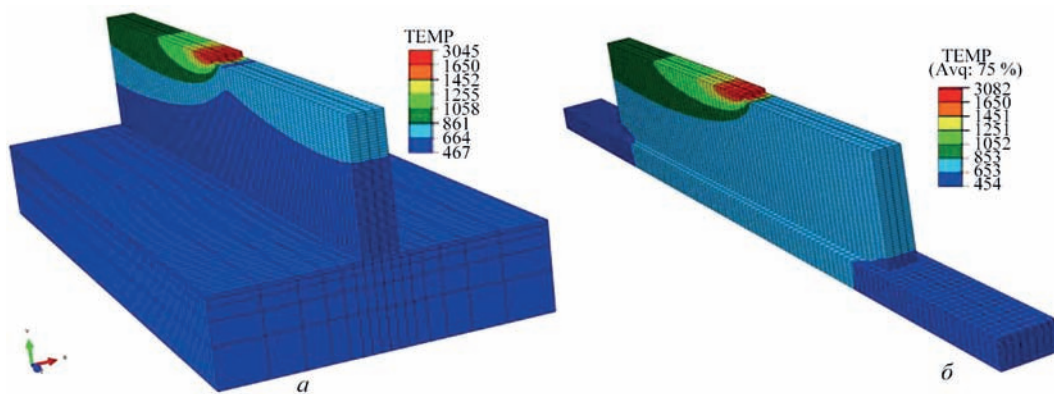


Рис. 7. Сравнение распределения температур в тавровом образце с большой (а) и маленькой (б) подложками в процессе послойного формирования детали

Таблица 1. Скорости охлаждения, размер зерна и механические свойства в разных точках образца.

	A	B	C	D	E	F
Время охлаждения, t (с)	0,5	0,5	1,15	1,14	2,05	2,05
Скорость охлаждения, V (°С/с)	660	660	287	289	160	160
Размер зерна, мкм (согласно данных на рис. 3)	180	180	310	310	450	450
Предел текучести, МПа (согласно данных на рис. 6)	924	924	882	882	842	842

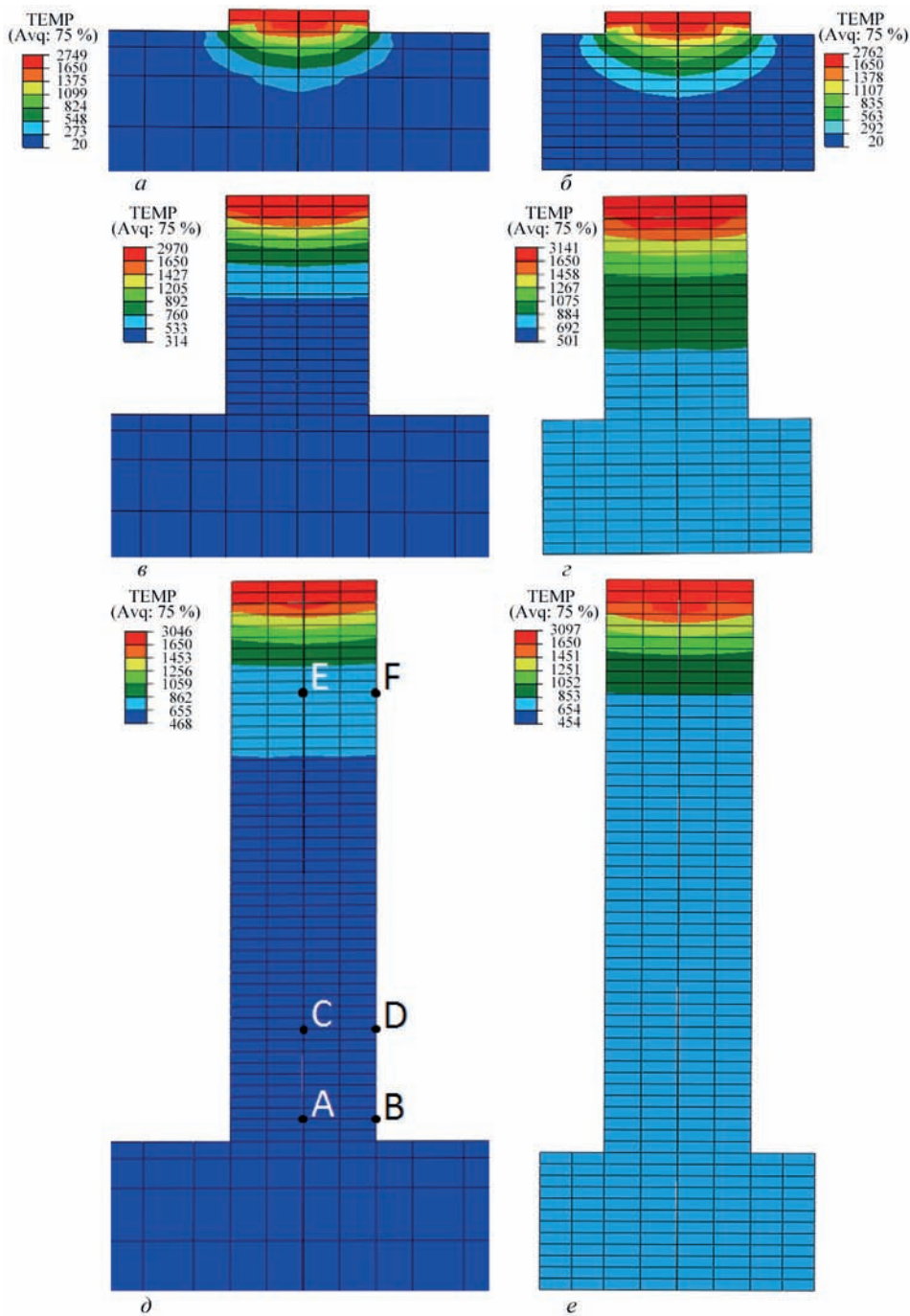


Рис. 8. Зона проплавления ($T > 1650\text{ }^{\circ}\text{C}$) для 1-го, 10-го и 25-го слоёв наплавки, для моделей с большой (а, в, д) и малой (б, г, е) подложками: а и б – 1-й слой; в и з – 10-ый слой; д и е – 25-й слой

ситная микроструктура с содержанием α «фазы. По данным на рис. 3 в точках А и В первого слоя, где получена самая высокая скорость охлаждения из-за наличия массивной холодной подложки, образуется зерно размером 180 мкм, а в точках С, D, Е, F при формировании 5 и 20 слоев, где материал наплавляется на уже разогретый образец, размер зерна значительно крупнее: 300-450 мкм.

Сопоставление с экспериментальными данными.

По экспериментальным данным [6] макро-структуры образца титанового сплава Ti-6Al-4V, полученного по технологии послойного форми-

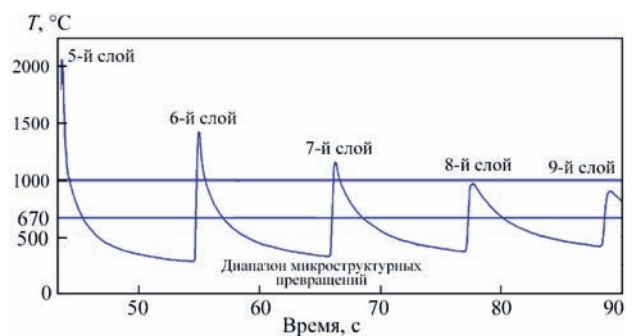


Рис. 9. Характерный термцикл в материале таврового образца (в точке С) при послойном формировании.

рования xBeam 3D Metal Printer, размер зерна в верхних слоях образца составляет примерно 300-450 мкм, а в слоях у основания образца 150-250 мкм (рис. 10). В результате моделирования температурных циклов охлаждения было сделано прогнозирование размера зерна в верхних слоях примерно 450 мкм, в середине – 310 мкм, в слоях у подложки – 180 мкм. Таким образом результаты прогнозирования показали удовлетворительную точность по сравнению с экспериментом, что позволяет применять разработанную математиче-

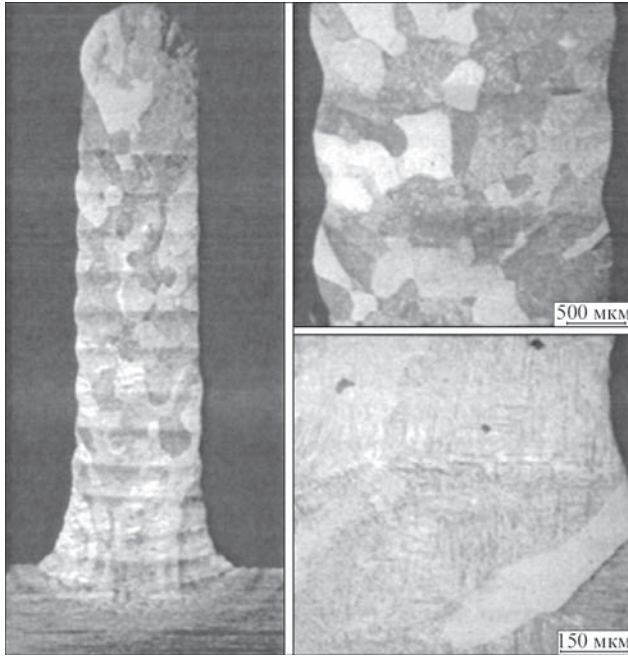


Рис. 10. Макроструктура таврового образца из титанового сплава Ti-6Al-4V [6].

скую модель для прогнозирования макроструктуры и механических свойств изделий из титановых сплавов, полученных с помощью аддитивных технологий с послойного формирования, при наличии надежных экспериментальных данных для каждого сплава и для соответствующих скоростей охлаждения в диапазоне 100–700 град/с.

Результаты моделирования остаточных напряжений и деформаций.

Решение задач нестационарной термопластичности для определения напряженно-деформированного состояния таврового образца в процессе его послойного формирования производилось путём численного прослеживания упруго-пластических деформаций, начиная с этапа предварительного подогрева подложки, наплавки каждого слоя

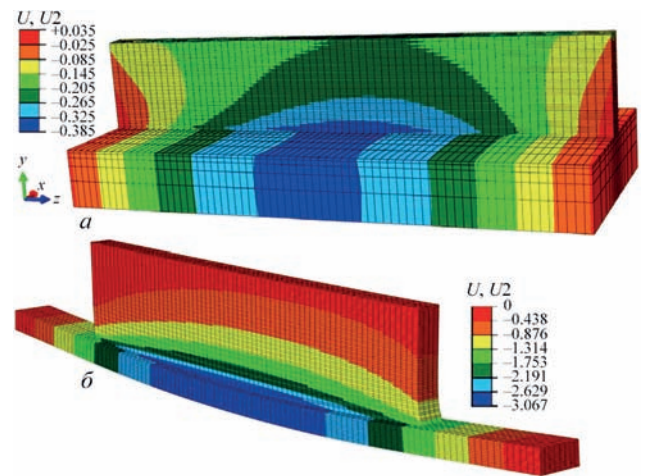


Рис. 11. Результаты расчёта остаточного прогиба образца с большой (а) и малой (б) подложками, мм.

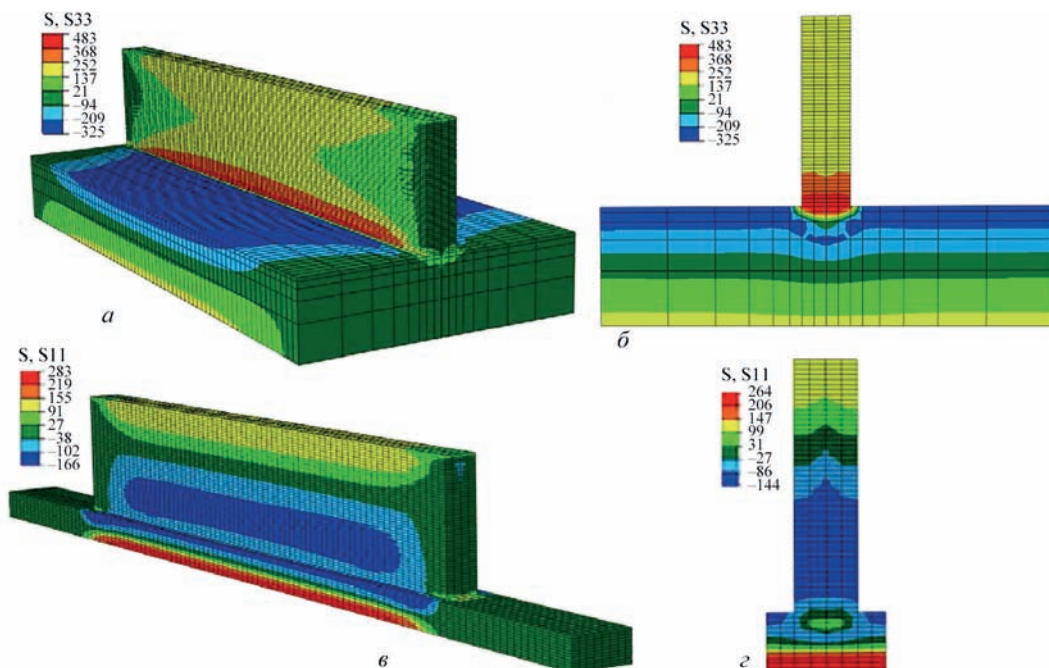


Рис. 12. Распределение продольной компоненты остаточных напряжений: на общем виде (а) и в среднем поперечном сечении (б) образца с большой подложкой; (в) и (г) то же для образца с маленькой подложкой, МПа.

вплоть до полного остывания изделия и снятия технологической оснастки, в рамках соответствующего конечно-элементного описания [13].

В результате моделирования были получены распределения остаточных напряжений и деформаций формоизменения для двух типов тавровых образцов, на большой и малой подложках. После наплавки 25 слоев и полного охлаждения остаточный прогиб на длине 70 мм для образца с большой подложкой не превышает 0,4 мм (рис.11 *a*), а для образца с малой подложкой достигает 4,4 мм (рис.11 *б*), т.е. на порядок выше. Наиболее высокий уровень остаточных напряжений имеет продольная компонента, а именно, в средней части образца по длине, на удалении от краевых эффектов, растягивающие напряжения в образце с большой подложкой достигают уровня 483 МПа (рис. 12 *a*), а в образце с малой подложкой – до 280 МПа (рис.12 *б*). При этом распределения остаточных напряжений также существенно различаются. Таким образом, остаточное напряженно-деформированное состояние образцов при послойном формировании очень сильно зависит от размеров подложки и формируемой геометрии детали. Даже при электронно-лучевой технологии послойного формирования, которая характеризуется относительно низкими деформациями формоизменения, могут быть получены недопустимые остаточные деформации искажения формы заготовок деталей. Надо отметить, что остаточные напряжения и деформации зависят от механических свойств материала, в том числе, от предела текучести. Если в результате различий температурного цикла наплавки различные слои заметно отличаются по механическим свойствам, это может заметно повлиять на результаты моделирования напряженно-деформированного состояния при послойной наплавке, что возможно учитывать при разработке математической модели. Предложенный подход прогнозирования механических свойств материала при послойной наплавке позволяет это делать при необходимости получения результатов с повышенной точностью.

Выводы

1. Эксплуатационные характеристики и механические свойства деталей из титановых сплавов, полученных с помощью аддитивных технологий послойного формирования на основе присадочных проволок, значительно зависят от режимов охлаждения материала в процессе изготовления. Для их прогнозирования могут использоваться экспериментальные данные относительно зависи-

мости величины размера зерна и значений механических свойств от скорости охлаждения материала в диапазоне полиморфных преобразований.

2. На основе разработанной математической модели нестационарной теплопроводности для таврового образца из сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) при его послойном формировании с помощью аддитивной технологии электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printer получены результаты прогнозирования скоростей охлаждения материала в различных точках изделия.

3. Выполнены прогнозные оценки размеров зерна и предела текучести материала в разных точках таврового образца. Сравнение с результатами экспериментального исследования макроструктуры указанного образца показало удовлетворительную точность сопоставления, что позволяет применять разработанную математическую модель для прогнозирования структуры и механических свойств изделий из титановых сплавов, полученных с помощью аддитивных технологий послойного формирования. Для более точных оценок целесообразным является получение экспериментальных данных по макро и микроструктуре, а также по механическим свойствам для высоких скоростей охлаждения материала в диапазоне 100-700 град/с, характерных для электронно-лучевых процессов наплавки.

4. На основе математического моделирования кинетики температурных полей и напряженно-деформированного состояния при послойном формировании по технологии xBeam 3D Metal Printer тавровых образцов с малой и большой подложкой показано существенное влияние геометрии детали на кинетику температур при изготовлении и на уровень остаточных напряжений и деформаций.

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), 465-481.
2. E. Brandl 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, December 2010, 595-606.
3. P. Edwards et al. (2013). Electron Beam Additive Manufacturing of Titanium Components: Properties and Performance. Journal of Manufacturing Science and Engineering, Vol.135, Issue 6, December 2013, p. 061016/1-061016/7.
4. Оценка возможности применения технологии послойного формирования способом плазменной наплавки деталей из титановых сплавов узлов вертолетов и ГТД / Петрик И. А., Чигилейчик С. Л., Митина Т. А., Марченко Ю. А., Гнатенко М. О. // Современная электрометаллургия №3 (132). Киев, 2018. С. 45-51.
5. Моделирование температурных полей для различных типов трехмерных образцов при их послойном формировании на оборудовании электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printer / Махненко О.В.,

- Миленин А.С., Великоиваненко Е.А., Розынка Г.Ф., Пивторак Н.И., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И. // Сб. докл. VIII Межд.конф. «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» Одесса, Украина, 10-16 сентября 2017 г. Киев, 2017. С. 63–68.
6. Д.В. Ковальчук, В.И. Мельник, И.В. Мельник. Новые возможности аддитивного производства с технологией xBeam 3D Metal Printing. // Сб. докл. VIII Межд.конф. «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» Одесса, Украина, 10-16 сентября 2017 г. Киев, 2017. С. 45–52.
7. G. Lutjering, J.C. Williams. Microstructure and mechanical properties of titanium alloys. *Microstructure and properties of materials V.2*. 2000. P. 26-29
8. И.С. Полькин. Повышение свойств металлических материалов за счет применения новых технологических процессов. Перспективные технологии легких и специальных сплавов. Москва, Физматлит, 2006. С. 66-73
9. J. Sieniawski, W. Ziaja, K. Kubiak. Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Two-Phase Titanium Alloys. *Titanium alloys*. 2013. P. 69-79
10. S. Patil, S. Kekade, K. Phapale. Effect of α and β phase volume fraction on machining characteristics of titanium alloy Ti6Al4V. 16th Machining Innovations Conference for Aerospace Industry. 2016. P.65.
11. В.Ф. Грабин. Структура и свойства сварных соединений из титановых сплавов. Киев, Наукова думка, 1964. С. 59.
12. Bintai Wu, Zengxi Pan, Donghong Ding, Dominic Cuiuri, Huijun Li. Effects of heat accumulation on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy deposited by wire arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing* 23 (2018) pp.151-160.
13. Махненко В.И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. Киев, Наукова думка, 1976, 320 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ СВАРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ВКУ РЕАКТОРА ВВЭР-1000 ПРИ ОБОСНОВАНИИ ПРОДЛЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИИ

О. В. МАХНЕНКО, С. М. КАНДАЛА, Е. М. САВИЦКАЯ
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

Проблема расчетного прогнозирования радиационного распухания в элементах ВКУ при обосновании срока безопасной эксплуатации реакторов ВВЭР-1000 является достаточно актуальной. В статье представлены различные существующие модели радиационного распухания для стали 08X18H10T, из которой изготовлены элементы ВКУ, а также для стали AISI 304, выполнен сравнительный анализ результатов прогнозирования по различным моделям, исследовано влияние различных топливных кампаний и их последовательности на прогрессирующее формоизменение, а также на напряженное состояние выгородки после длительной эксплуатации. Получены расчетные распределения остаточных напряжений в зоне сварных соединений внутрикорпусной выгородки и шахты, выполнена оценка сопротивления хрупкому разрушению выгородки без и с учетом остаточных сварочных напряжений.

Одними из наиболее ответственных элементов реакторов типа ВВЭР-1000, определяющих безопасность АЭС, являются внутрикорпусные устройства (ВКУ), которые формируют активную зону, организуют поток теплоносителя в реакторе, удерживают и защищают органы регулирования и приборы внутриреакторного контроля.

Основным и наиболее критичным элементом ВКУ реакторов ВВЭР-1000 при продлении срока эксплуатации до 60 лет является выгородка активной зоны реактора, которая работает в условиях высоких градиентов нейтронного облучения и температур.

Ресурс выгородки в первую очередь определяется её прогрессирующим формоизменением, зависящим от процессов радиационного распухания и радиационной ползучести материала. С позиций обеспечения прочности элементов ВКУ большую роль играет напряженное состояние, которое также может существенно зависеть от процессов радиационного распухания и ползучести, а также от радиационное охрупчивания материала. Радиационное охрупчивание снижает стойкость материала к распространению трещин, которые могут возникнуть в результате усталости или коррозии под напряжением.

Таким образом, проблема расчетного прогнозирования процесса радиационного распухания в элементах ВКУ при обосновании срока безопасной эксплуатации реакторов ВВЭР-1000 является достаточно актуальной.

В статье представлены различные существующие модели радиационного распухания для стали 08X18H10T, из которой изготовлены элементы ВКУ, выполнен сравнительный анализ результатов прогнозирования по различным моделям, исследовано влияние различных топливных кампаний и их последовательности на характер распределе-

ния и максимальную величину распухания, а также на напряженное состояние в выгородке после длительной эксплуатации.

Конструкция выгородки

Источником энергии в ядерном реакторе служит тепловыделяющая сборка (ТВС), образующая активную зону, которую окружает стальная обечайка цилиндрической формы - выгородка (рис.1).

Модель радиационного распухания

В настоящее время для стали 08X18H10T разработана модель [1], учитывающая влияние напряженного состояния на радиационное распухание. Зависимость величины распухания S рассматриваемой стали от флюенса, температуры и напряженно-деформированного состояния в определенный момент времени можно представить в виде (1). Модель содержит множители, зависящие от средних (σ_m) и касательных (σ_{eq}) напряжений, а также пластических деформаций (множитель $f_3(\epsilon)$) в каждой точке конструкции.

$$S = C_D \cdot D^n \cdot f_1(T) \cdot f_2(\sigma_m, \sigma_{eq}) \cdot f_3(\epsilon), \quad S > 0$$

$$f_1(T) = \exp(-r \cdot (T - T_{max})^2)$$

$$f_2(\sigma_m, \sigma_{eq}) = 1 + 8 \cdot 10^{-3} (0.85 \cdot \sigma_m + 0.15 \cdot \sigma_{eq})$$

$$f_3(\epsilon) = \exp(-\eta \cdot \epsilon) \tag{1}$$

$$C_D = 1,035 \cdot 10^{-4}, \quad n = 1.88,$$

$$r = 1,825 \cdot 10^{-4}, \quad T_{max} = 470 \text{ } ^\circ\text{C},$$

$$P = 4 \cdot 10^{-3} \text{ МПа}^{-1}, \quad \eta = 8,75.$$

Связь скорости деформаций радиационной ползучести со скоростями набора дозы и полного распухания описана в (2).

$$\frac{d\epsilon^{cr}}{dt} = \left(B_0 \frac{dD}{dt} + \omega \frac{dS}{dt} \right) \sigma_{eq} \tag{2}$$

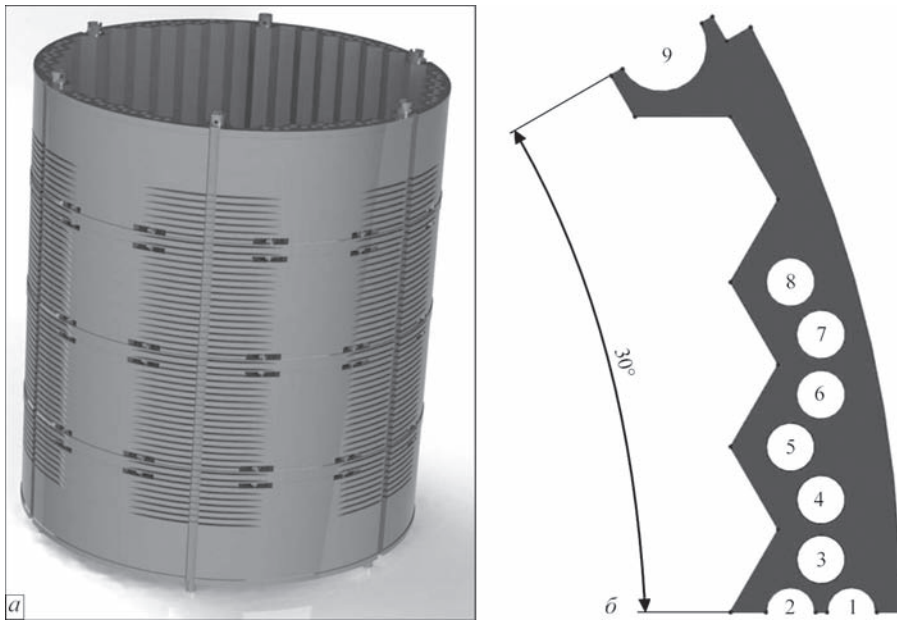


Рис. 1. а – общий вид выгородки; б – сечение выгородки (30-градусный сектор).

Радиационное охрупчивание стали 08X18H10T

В работе [7] описаны механические свойства ОМ стали 08X18H10T и сварных швов в зависимости от температуры и дозы облучения. Ниже приведена указанная модель, описывающая изменение механических свойств ОМ и сварных соединений ВКУ в зависимости от температуры и повреждающей дозы в диапазоне температур от 20 °С до 450 °С.

Предел текучести ОМ (в МПа):

$$\sigma_T(T, D) = \begin{cases} \sigma_T^0(T) + \Delta\sigma_T(T, D), & D < D^* \\ \sigma_T^*(T) + \Delta\sigma_T^*(D), & D \geq D^* \end{cases}$$

$$\sigma_T^0(T) = 155 + 239 \cdot \exp(-2.22 \cdot 10^{-3} (T + 273)), \text{ МПа}$$

$$\Delta\sigma_T(T, D) = (\sigma_T^*(T) - \sigma_T^0(T)) \frac{\sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_T} D)}}{\sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_T} D^*)}}$$

$$\sigma_T^*(T) = 650 + 1405 \cdot \exp(-5.9 \cdot 10^{-3} (T + 273)), \text{ МПа}$$

$$\Delta\sigma_T^*(D) = A_{\sigma_T} \left(\sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_T} D)} - () \right)$$

$$- \sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_T} D^*)}$$

$$D^* = 7 \text{ сна}, C_{\sigma_T} = 0.126 \text{ сна}^{-1}, A_{\sigma_T} = 621 \text{ МПа}.$$

Предел текучести металла сварного шва:

$$\sigma_T(T, D) = \sigma_T^0(T) + \Delta\sigma_{YG}(D), \text{ МПа}$$

$$\sigma_T^0(T) = 255 + 420 \cdot \exp(-2.22 \cdot 10^{-3} (T + 273)), \text{ МПа}$$

$$\Delta\sigma_{YG}(D) = 498 \sqrt{1 - \exp(-0.3D)}, \text{ МПа}$$

Сравнительный анализ существующих моделей радиационного распухания

Проведено расчетное исследование распределения распухания при заданных входных параметрах по гамма-разогреву и дозе (рис. 5 и рис. 6) с использованием различных известных моделей для расчета радиационного распухания стали 08X18H10T, а также для американского аналога, стали AISI 304, которая отличается отсутствием в своем составе титана, повышающем жаропрочность сплава. Для сравнительного анализа ис-

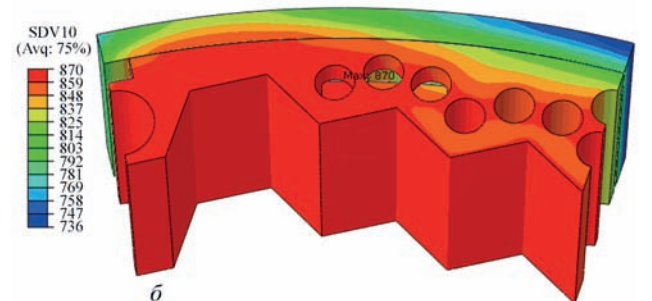
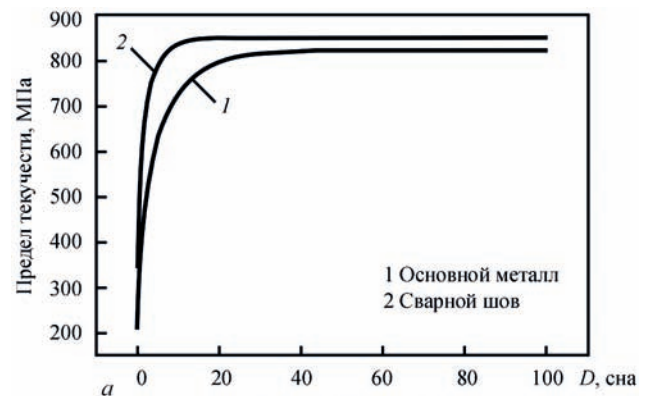


Рис. 2. Зависимость предела текучести стали 08X18H10T от дозы облучения [7] (а) и расчетное распределение величины Предела текучести в материале выгородки после 60 лет эксплуатации (б)

пользовались результаты, полученные с помощью следующих моделей: модель «Прометей» [1] (1) с учетом и без процесса радиационной ползучести (2), (3) модель свободного распухания [4]

$$S_0 = 0.55 \cdot (D + 0.1 \cdot T - 67) \times \exp[-29 \cdot 10^{-5} \cdot (T - 485)^2] \quad (3)$$

где S_0 – свободное радиационное распухание, т.е. без учета НДС, модель по используемым в США зависимостям [5] для стали AISI304 без учета (4) и с учетом (5) НДС

$$S_0 = 2D \cdot \dot{D}^{-0.731} \cdot \exp\left(22.106 - \frac{18558}{T + 273.15}\right) \quad (4)$$

$$S = S_0 \cdot (1 + 0.005\sigma_{eq}) \quad (5)$$

где: S – радиационное распухание; D – повреждающая доза, сна; T – температура облучения, °С.

На рис. 3 представлено сравнение расчетных данных по максимальной величине радиационного распухания материала выгородки на период эксплуатации 60 лет при указанных выше входных параметрах по гамма-разогреву и дозе, соответствующим 22 кампании ЮУАЭС-1.

Модель Вотинова [4] (модель свободного распухания), которая учитывает только накопленную дозу и температуру, характеризуется выраженным инкубационным периодом длительностью 25 лет и относительно низким максимальным значением распухания (1,14%) после 60 лет эксплуатации.

В модели «Прометей» [1] на максимальную величину распухания существенное влияние оказывает процесс радиационной ползучести (4,3% с учетом и 1,5% без учета ползучести).

Модель распухания для стали марки AISI 304 [5] без учета НДС дает близкие результаты с моделью свободного распухания [4], а с учетом НДС – существенно более высокие значения до 4,2%, что хорошо согласуется с результатами модели «Прометей» с учетом радиационной ползучести.

Результаты расчета распределений температуры и радиационного распухания в выгородке

Входные данные по распределению в объеме выгородки накопленной дозы (флюенса) и тепло-

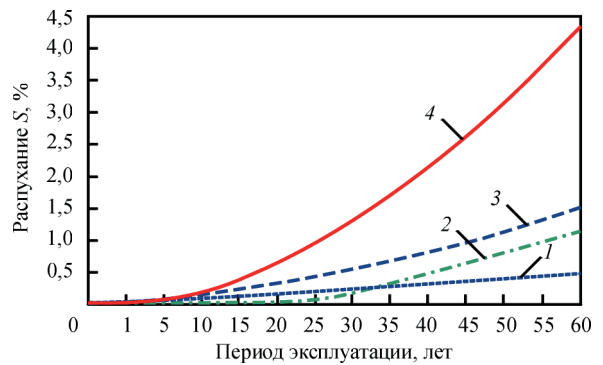


Рис. 3. Результаты прогнозирования кинетики максимальной величины радиационного распухания материала выгородки в зависимости от используемой модели: 1 – Argonne National Laboratory [5]; 2 – Argonne National Laboratory + НДС [5]; 3 – Модель свободного распухания [4]; 4 – Модель Прометей [1]

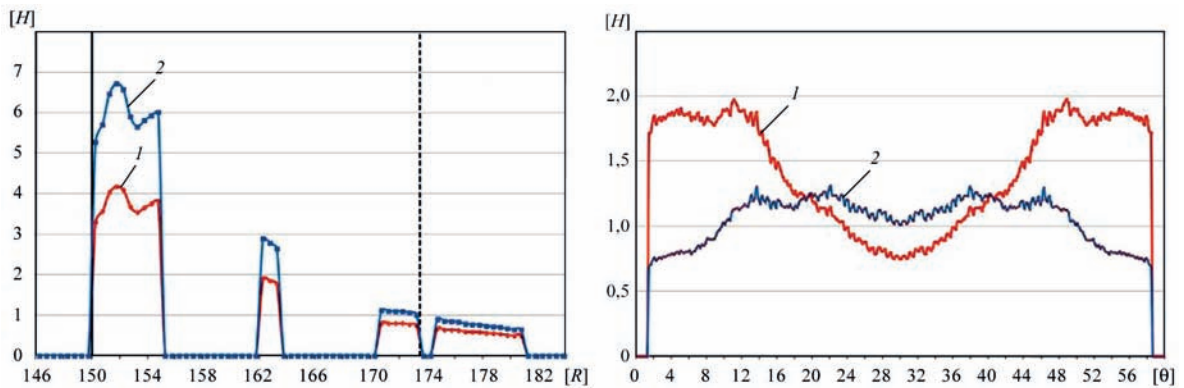


Рис. 4. Распределение энерговыделений по радиальной (R) и окружной(Θ) координатах для топливных кампаний

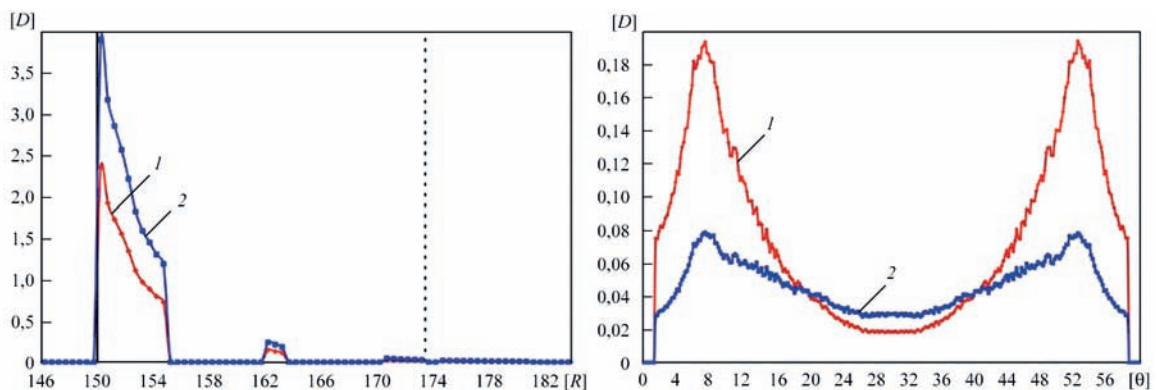


Рис. 5. Накопленная доза за 1 год по радиальной (R) и окружной(Θ) координатах для топливных кампаний №22 и №18.

выделений под действием гамма облучения могут значительно влиять на результаты по радиационному набуханию материала в процессе длительной эксплуатации (30-60 лет) [2].

Входные данные для расчета были взяты для энергоблока №1 ЮУАЭС (ВВЭР-1000, типа В-320) [3]. В качестве примера на рис. 4. представлены данные распределений тепловыделений вследствие гамма-нагрева для топливных кампаний №18 и №22.

На рис. 6–7 представлены результаты расчета распределений температуры и набуханий выгородки. Для иллюстрации влияния особенностей топливных кампаний, в каждом из рассматриваемых случаев в качестве допущения входные данные по различным топливным кампаниям были приняты как усредненное значение на протяжении всего срока эксплуатации. Максимальное значение температуры в зависимости от кампании составляет 412 °С и 366 °С, причем качественная картина результатов также существенно отличается.

Максимальное значение радиационного набухания выгородки на 60-ом году эксплуатации по данным кампании №22 составляет 2.9% в материале зубца 2 канала, по данным кампании №18 0.09%, пик набухания приходится в районе 9-го (большого) канала. Уровень набухания для обоих

случаев ниже критического уровня 7% с позиций резкого снижения пластических свойств материала стали 08X18H10T и риска хрупких разрушений.

Прогрессирующее формоизменение выгородки для различных кампаний также отличается. На Рис. 8 показаны графики изменения зазора между выгородкой, шахтой втулкорпусной и ТВС в зависимости от года эксплуатации и номера кампании.

Исследование набухания выгородки в зависимости от последовательности топливных кампаний

Для определения степени влияния последовательности топливных кампаний на результаты моделирования радиационного набухания материала выгородки были использованы входные данные для 18 и 22 кампаний энергоблока №1 ЮУАЭС (рис. 4–5), а также усредненные входные данные. На рис.8 представлены результаты, полученные по усредненным входным данным топливных кампаний 18 и 22.

В табл. 1 показаны результаты моделирования максимальных значений радиационного набухания, напряжений, радиальных перемещений и зазора между выгородкой и стенкой шахтой для двух указанных последовательностей топливных кампаний и усредненных данных. Распределения деформаций радиационного набухания мате-

Таблица 1. Влияние последовательности топливных кампаний на результаты моделирования максимальных значений радиационного набухания и НДС выгородки после 60 лет эксплуатации

Результаты	Сценарий (30 лет №18 + 30 лет №22)	Сценарий (30 лет №22 + 30 лет №18)	Усредненные входные данные	Макс. отклонение
S_{max} , %	1,382	1,375	0,585	58%
σ_{max} , МПа	231	222	192	17%
UR_{max} , мм	10,42	10,47	9,90	5%
Зазор, мм	0,75	1,4	1,3	46%

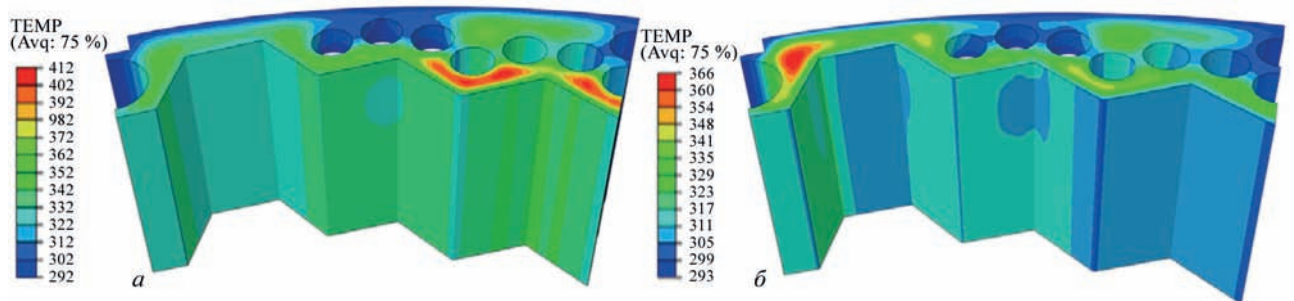


Рис. 6. Распределение температуры для топливной кампании: а – №22; б – №18

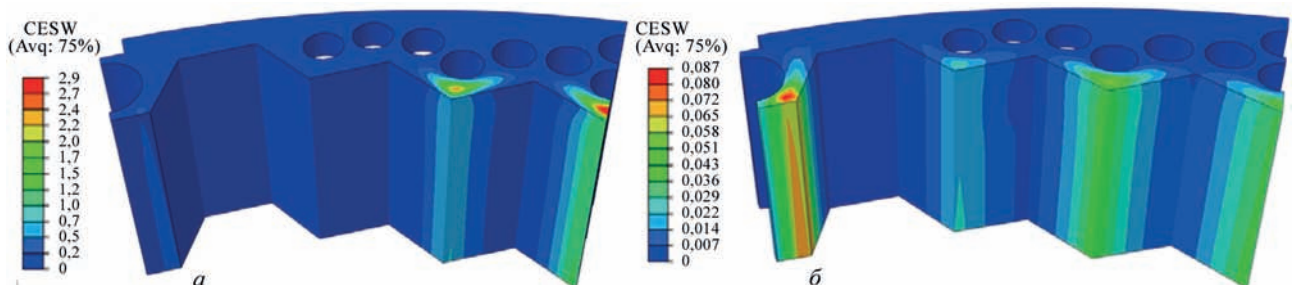


Рис. 7. Распухание материала выгородки после 60 лет: а – №22; б – №18

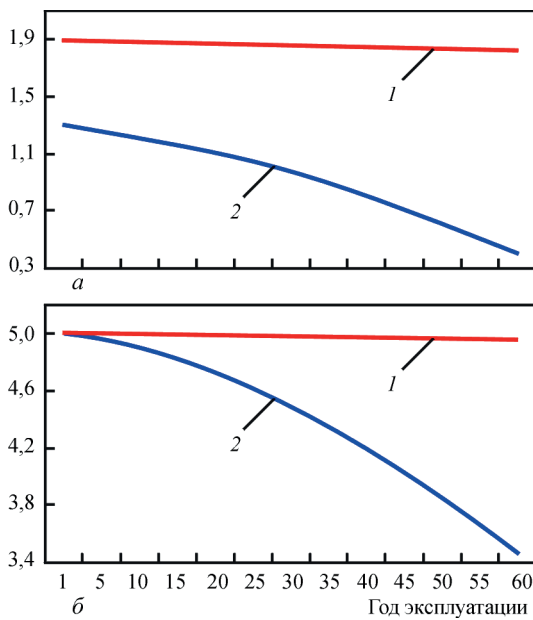


Рис. 8. Минимальный зазор между выгородкой и шахтой внутрикорпусной (а), между выгородкой и ТВС (б) в зависимости от периода эксплуатации реактора.

риала и радиальных перемещений выгородки в зависимости от последовательности рассмотренных топливных кампаний имеют незначительное отличие, разница составляет 0,5%. Что касается напряжений, то получена более существенная разница: для эквивалентных напряжений на уровне 4%, а для радиальной компонента 13%, что может повлиять на результаты расчетного обоснования прочности и ресурса выгородки при продлении срока ее эксплуатации. Моделирование по усредненным данным топливных кампаний может привело к более существенным отличиям результатов, а именно, деформации радиационного распухания отличаются на 58%, максимальные напряжения на 17%, радиальные перемещения на 5%.

Остаточные сварочные напряжения во внутрикорпусных выгородке и шахте.

Проведено моделирование остаточных напряжений при сварке внутрикорпусных устройств (ВКП) энергетического реактора ВВЭР-1000, а именно выгородки и внутрикорпусной шахты на основе применения конечно-элементного анализа задачи термовязкопластичности [8]. Относительно выгородки рассматривался продольное сварное соединение соответствующих элементов (секторов) толщиной примерно 70 мм, которое выполнялось за один проход по технологии ЕШС. Цилиндрическая оболочка внутрикорпусной шахты толщиной 60 мм включает как продольные, так и кольцевые стыковые соединения, которые выполнялись по технологии многопроходного (10-12 проходов) дуговой сварки под флюсом. После сварки элементы ВКП должны подвергаться

ся термообработке для релаксации остаточных напряжений. Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния в указанных элементах ВКУ после сварки и термообработки показали, что уровень остаточных растягивающих напряжений не превышает 60-65 МПа, их распределение по толщине для продольных швов имеет постоянный характер, но ширина зоны растягивающих напряжений в выгородке значительно шире (≈ 4 толщины), а в шахте (≈ 2 толщины), что связано с применением различных процессов сварки.

По результатам моделирования подготовлены идеализированные распределения остаточных напряжений в элементах ВКП для использования в расчетах на прочность при обосновании продления ресурса. Распределение осевой и окружной компонент остаточных напряжений в зоне сварных соединений выгородки и шахты может задаваться упрощенно в виде растягивающих напряжений, постоянных по толщине и уменьшающихся при удалении от оси сварного соединения по закону:

- в выгородке

$$\sigma_{\beta\beta}(\beta) = \sigma_{zz}(\beta) = 60 \cdot \cos(\pi\beta/4S), \quad (6)$$

$$\sigma_{\beta\beta}(r) = \sigma_{zz}(r) = \text{const},$$

где β – окружная, z – осевая, r – радиальная координата, S – толщина ($S \approx 70$ мм).

Эффект релаксации остаточных напряжений под действием интенсивного радиационного облучения в процессе длительной эксплуатации был определен на основании проведенных численных исследований с использованием модели [1]. Снижение остаточных напряжений за счет радиационной ползучести можно аппроксимировать зависимостью:

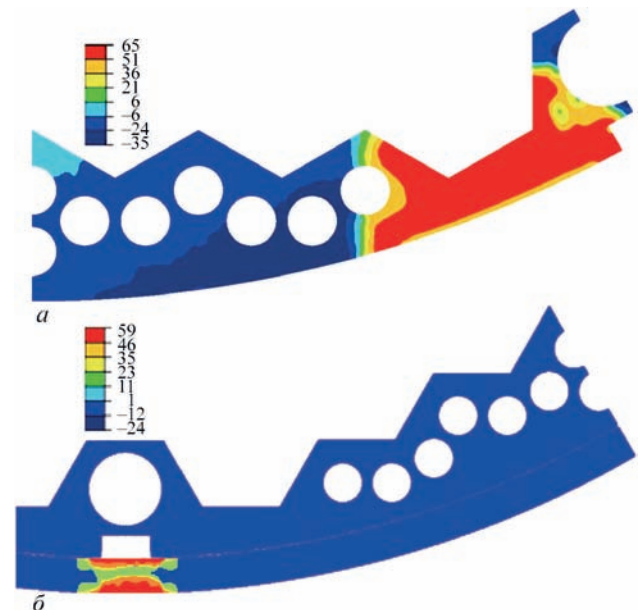


Рис. 9. Результаты моделирования выгородки для усредненных входных данных (18 и 22 кампания ЮУАЭС-1): а – стационарное поле температуры; б – распределение радиационного распухания после 60 лет эксплуатации

$$\sigma_{\beta}(\beta) = \sigma_z(\beta) = \sigma_0(\beta) \cdot 0,92^t, \quad (7)$$

где σ_0 – начальный уровень остаточных напряжений в выгородке при выходе реактора на режим нормальной эксплуатации, t – период эксплуатации (год);
- в шахте

$$\begin{aligned} \sigma_{\beta\beta}(\beta) &= \sigma_{zz}(\beta) = 60 \cdot \cos(\pi\beta/2S), \\ \sigma_{\beta\beta}(r) &= \sigma_{zz}(r) = \text{const}, S=60 \text{ мм}. \end{aligned} \quad (8)$$

Соотношения (6)-(8) можно применять при оценке статической и циклической прочности, а также при оценке сопротивления хрупкому разрушению материала выгородки и внутрикорпусной шахты. График распределения остаточных напряжений показан на рис. 12.

Влияние остаточных сварочных напряжений на работоспособность элементов ВКУ

Оценка на сопротивление хрупкому разрушению выгородки проводилась в соответствии с

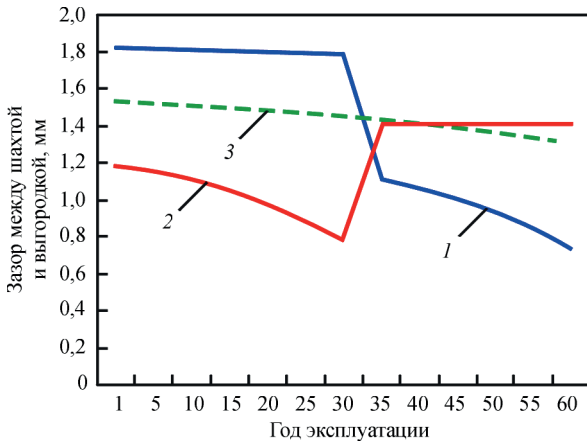


Рис. 10. Результаты моделирования кинетики изменения зазора между выгородкой и стенкой шахты в горячем состоянии для различных сценариев последовательности топливных кампаний (18 и 22 кампания ЮУАЭС-1) и для усредненных входных данных на период эксплуатации 60 лет.

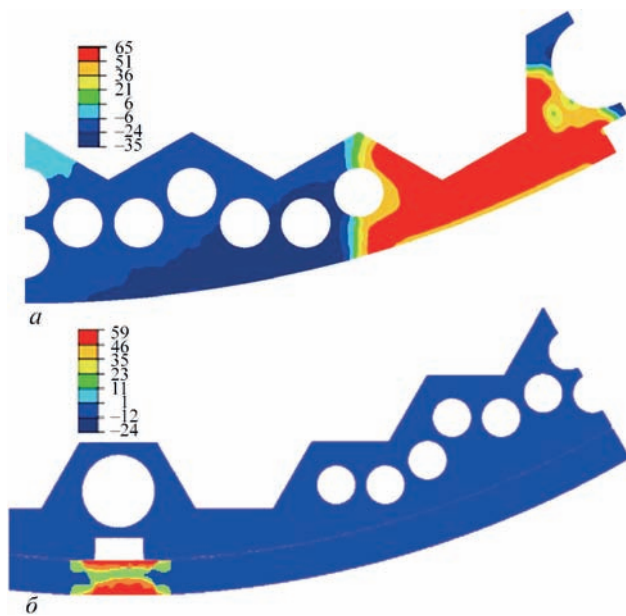


Рис. 11. Распределение продольной компоненты ОСН после термообработки, (МПа) в зоне продольных сварных соединений: а – выгородки; б – шахты

Таблица 2. Максимальные растягивающие остаточные напряжения в элементах ВКУ

	Радиальные (по толщине), МПа	Окружные, МПа	Осевые (продольные), МПа
Шахта	56	47	59
Выгородка	31	37	65

требованиями действующего нормативного документа [6].

$$n_j J_c(a, c, P_p, P_s) < J_c(F, T, T_{irr})$$

где J_c – упругая часть J-интеграла, зависящая от размеров трещины a, c , а также от первичных нагрузок P_p и вторичных нагрузок P_s ;

n_j – коэффициент безопасности принимается равным 1,2;

J_c – критическое значение J-интеграла, зависящее от дозы нейтронного повреждения F , температуры облучения T_{irr} и текущей рабочей температуры T .

$$J_c(F, T, T_{irr}) = 2,5 \cdot 10^{-4} \sigma_Y(F, T, T_{irr}) \times [1 - A_{J(e)} \sqrt{1 - \exp(-0,2F)}]$$

где $A_{J(e)} = 0,93$.

В Таблице 3 представлены результаты проведенной оценки на сопротивление хрупкому разрушению выгородки для проверки обеспечения

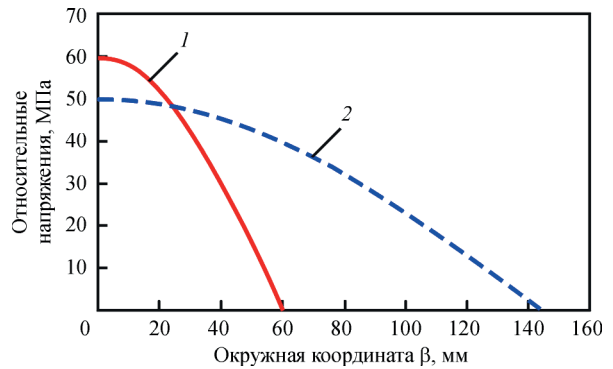


Рис. 12. Идеализированные распределения остаточных напряжений после сварки и термообработки, (МПа).

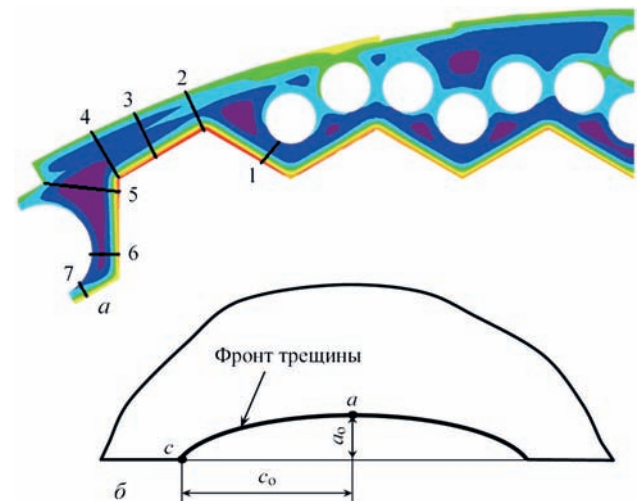


Рис. 13. Зоны выгородки (а), в которых проводилась оценка хрупкому разрушению, и схема полуэллиптической трещины (б)

Таблица 3. Результаты оценки сопротивления хрупкому разрушению

№ трещины	Тип трещины	F (с.н.а.)	$n_1 J^e$ без учета ОСН, Дж/м ²	$n_1 J^e$ с учетом ОСН, Дж/м ²	J_c Дж/м ²
1	Осевая	66,7	13419	14224	15129
	Окружная		14500	15305	15129
2	Осевая	32,9	12139	12951	15880
	Окружная		13707	14519	15872
3	Осевая	37,9	13457	14264	15568
	Окружная		15365	16172	15601
4	Осевая	33,8	10775	11586	15391
	Окружная		12887	13698	15391
5	Осевая	37,5	15749	16557	15445
	Окружная		12461	13269	15415
6	Осевая	64,4	7213	8018	15133
	Окружная		7196	8001	15133
7	Осевая	76,7	4020	4825	14820
	Окружная		6166	6971	14825

условия целостности конструкции по критериям СХР. В зонах 1, 3, 5 выгородки полученные с учетом остаточных напряжений в зоне сварного соединения значения $n_1 J^e$ интеграла превысили критическое значение J_c , что говорит о необходимости учета ОСН при продлении ресурса ВКУ реактора типа ВВЭР-1000.

Выводы

С целью выполнения расчетных обоснований продления ресурса ВКУ действующих энергоблоков ВВЭР-1000 разработаны расчетные алгоритмы и проведены сравнительные расчеты радиационного распухания выгородки для различных существующих моделей с учетом особенностей топливных кампаний и их последовательности, а также возможного контактного взаимодействия.

Результаты расчетного исследования показали:

Целесообразной для применения является наиболее современная модель радиационного распухания для стали 08X18H10T, учитывающая влияние НДС и явление радиационной ползучести материала;

Проведение расчета по усредненным для всех топливных кампаний входным данным может приводить к существенным погрешностям результатов;

Результаты моделирования НДС в элементах ВКУ в процессе изготовления показали, что уровень остаточных растягивающих напряжений после сварки и термообработки не превышает 60-65 МПа;

Была проведена оценка на сопротивление хрупкому разрушению выгородки внутрикорпусных устройств для проверки обеспечения условия

целостности конструкции по критериям СХР, по результатам которой можно сделать вывод о необходимости учета ОСН при продлении ресурса ВКУ реактора типа ВВЭР-1000.

1. Сорокин А.А., Марголин Б.З., Курсевич И.П и др. Влияние нейтронного облучения на механические свойства материалов внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР. Вопросы материаловедения. — 2011. — №2 (66), С. 131–151, Санкт-Петербург.
2. Davit Harutyunyan, Ihor Mirzov, Martin Schulc. Void Swelling in VVER-1000 Pressure Vessel Internals / International Conference on Mathematics & Computational Methods Applied to Nuclear Science & Engineering, Jeju, Korea, 16-20 April 2017, on USB.
3. Отчет «Дополнительные работы по оценке технического состояния элементов реактора энергоблока №1 ОП Южно-Украинской АЭС» (этап №6) «Оценка радиационного распухания выгородки», 2011г., ИЯИ Ржеж.
4. Облученные нержавеющие стали / Вогинов С.Н., Прохоров В.И., Островский З.Е. – М.: Наука, 1987.
5. Degradation of LWR Core Internal Materials due to Neutron Irradiation. Prepared by O.K. Chopra. Environmental Science Division Argonne National Laboratory Argonne, IL 60439/NUREG/CR-7027 ANL-10/11, December 2010, 121 p.
6. ПМ-Т.0.03.333-15. Типовая Программа по оценке технического состояния и продления срока эксплуатации внутрикорпусных устройств ВВЭР-1000.
7. Сорокин А.А., Марголин Б.З., Курсевич И.П и др. Влияние нейтронного облучения на механические свойства материалов внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР. Вопросы материаловедения. — 2011. — №2 (66), С. 131–151, Санкт-Петербург.
8. Махненко О.В., Мирзов И.В., Порохонько В.Б. Моделирование остаточных сварочных напряжений, радиационного распухания и напряженного состояния выгородки реактора ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации // Автоматическая сварка, №4, 2016, с. 35-41.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ДУГОВОЙ НАПЛАВКИ АНТИКОРРОЗИОННОГО СЛОЯ В ПАТРУБКОВОЙ ЗОНЕ КОРПУСА РЕАКТОРА ВВЭР-1000 НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

О. В. МАХНЕНКО, Е. С. КОСТЕНЕВИЧ

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

В работе был выполнен сравнительный анализ результатов расчетного исследования распределения остаточных напряжений при различных технологических режимах антикоррозионной наплавки и последующей термообработки. С помощью математического моделирования выполнено прогнозирование микроструктурных фазовых превращений на основе параметрических регрессионных уравнений, *изменения механических свойств* в зоне термического влияния, получено распределение остаточных напряжений в патрубковой зоне корпуса реактора ВВЭР-1000 от наплавки защитного антикоррозионного слоя с учетом вариации технологических параметров наплавки и термообработки, а также проведен их сравнительный анализ с существующими нормативными данными.

Корпус реактора ВВЭР-1000 изготовлен из толстостенных кованных обечаек из стали 15Х2НМФА, которые соединяются сварными кольцевыми швами. Для защиты от коррозии внутренняя поверхность наплавлена антикоррозионным слоем из аустенитного материала. При расчетном обосновании продления ресурса корпуса реактора необходимо учитывать остаточные напряжения, возникающие в результате сварочного либо наплавочного нагрева, и их перераспределение после термообработки. Технологические параметры антикоррозионной наплавки могут значительно влиять на микроструктурный фазовый состав в зоне плавления (ЗП) и зоне термического влияния (ЗТВ) основного материала, низколегированной высокопрочной корпусной стали перлитного класса, а также на распределение остаточных напряжений в корпусе реактора ВВЭР-1000.

В соответствии с требованиями нормативной документации [1] для выполнения антикоррозионных покрытий корпуса реактора следует применять автоматическую дуговую наплавку сварочной лентой под флюсом (основной рекомендуемый способ), либо ручную дуговую наплавку покрытыми электродами или аргонодуговую наплавку. Согласно документации завода-изготовителя [2] для цилиндрической части корпуса реактора использовалась автоматическая наплавка под флюсом ленточными электродами, а для поверхности патрубковой зоны

(внутренняя поверхность патрубков Ду850 и их галтели), а также остальных труднодоступных мест корпуса – ручная дуговая наплавка покрытыми электродами. Материалы антикоррозионной наплавки согласно [1, 2] представлены в табл. 1.

В соответствии с [1] минимальная температура подогрева при наплавке первого слоя антикоррозионного покрытия лентами составляет 50 °С, покрытыми электродами или проволокой 100 °С. При автоматической наплавке второго слоя лентой марки Св-04Х20Н10Г2Б допускается повышение указанной температуры до 250 °С [1, 3]. При этом технологические параметры наплавки ленточным электродом (сила тока, скорость наплавки и т.д.) могут варьироваться согласно различным данным (табл. 2).

Технологические параметры для ручной дуговой наплавки покрытыми электродами следующие: сила тока $I = 130-150$ А, напряжение $U = 26-30$ В, электроды $\varnothing 4-5$ мм, скорость наплавки $v_n = 3$ м/ч.

После выполнения наплавки внутренней поверхности корпус реактора проходит термическую обработку по режиму высокого отпуска для релаксации остаточных напряжений. Анализ литературных данных показал, что максимальная температура термообработки может составлять 610 °С [2, 7], 650 °С [1], 670 °С [8]. Скорость нагрева и

Таблица 1. Материалы антикоррозионной наплавки

Тип поверхности	Двухслойная наплавка	Марка наплавочных материалов	Флюс
Цилиндрическая поверхность корпуса	Первый слой	Св-07Х25Н13, ТУ 14-1-3146-81	48-ОФ-10, ОСТ 5.9206-75
	Второй слой	Св-04Х20Н10Г2Б, ТУ 14-1-4591-89	ФЦ-18, ОСТ 24.948.02-99
Внутренняя поверхность патрубков	Первый слой	ЦЛ-25/1, ЗИО-8, ГОСТ 9466-75	-
	Второй слой	ЭА-898/21Б, ЦТ-15К, ГОСТ 10052-75	-

Таблица 2. Технологические параметры автоматической наплавки лентами

Исходные данные	Размер ленты, мм	Сила тока, А	Напряжение, В	Скорость наплавки, м/ч
[1]	0.7×50	600-700	32-36	8-10
[4]	0.7×50	750	32	10
[5]	0.5×60	700-750	26-29	7-8
[6]	50	995	26	9

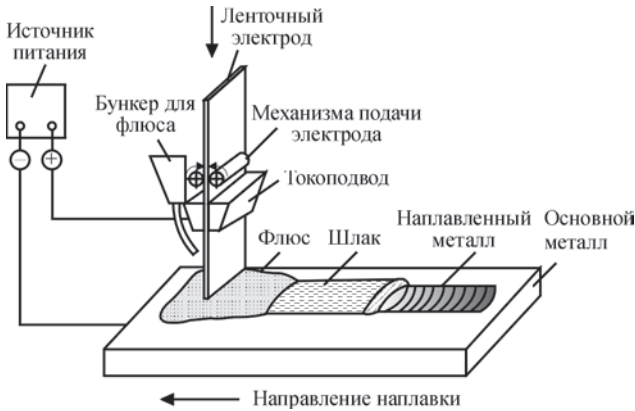


Рис. 1. Схема наплавки под флюсом ленточным электродом
 время выдержки при термообработке также могут различаться (табл. 3).

Химический состав основного материала корпуса реактора, стали 15X2НМФА представлен в табл.4 [9]. Свойства основного материала и материала наплавки корпуса реактора в зависимости от температуры приведены в [2, 10, 11].

В работе был выполнен сравнительный анализ результатов расчетного определения микроструктурного фазового состава, изменения механических свойств при микроструктурных превращениях и распределения остаточных напряжений при раз-

Таблица 3. Технологические параметры термообработки

Источник данных	Максимальная температура, °С	Скорость нагрева, °С/ч	Время выдержки, ч
[1]	650	-	-
[2]	610-620	10	5-10
[7]	610	30	8
[6]	615	-	11
[8]	650, 670	-	10...50

Таблица 4. Химический состав стали 15X2НМФА,

С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	V	As	Co
0,13-0,18	0,13-0,37	0,3-0,6	1,8-2,3	1,0-1,5	0,5-0,7	<0,3	<0,02	<0,02	0,10-0,12	<0,04	<0,03

Таблица 5. Используемые в расчетах технологические параметры дуговой наплавки и термообработки

Погонная энергия, Дж/см	Сила тока, А	Напряжение, В	Скорость наплавки, мм/с	Ширина валика, мм	Температура подогрева, °С	Время выдержки при ТО, ч
Ручная дуговая наплавка покрытыми электродами						
37254	150	32	0.83	15	250	20
Автоматическая дуговая наплавка под флюсом лентами						
77290	650	32	2	40	150	20
77290	650	32	2	40	250	20
119535	650	32	1.3	60	250	5
119535	650	32	1.3	60	250	10
119535	650	32	1.3	60	250	20

личных технологических режимах антикоррозионной наплавки и последующей термообработки.

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»). Поэтому для исследования влияния технологических параметров дуговой наплавки на распределения остаточных напряжений использовалась расчетная конечно-элементная модель патрубковой зоны КР ВВЕР-1000.

При выполнении моделирования для полноты оценки влияния технологии наплавки и термообработки на остаточные напряжения задавались следующие режимы (табл.5): для ленточной наплавки цилиндрической обечайки патрубковой зоны проводилась вариация ширины ленточного электрода b и температуры подогрева T_n , а также времени выдержки при термообработке. Для внутренней поверхности патрубков Ду850, включая галтели, рассматривалась ручная дуговая наплавка покрытыми электродами.

В расчетной модели патрубка Ду850 (рис. 2) применялось два вида источника наплавочного нагрева (ленточный - для цилиндрической обечайки корпуса и точечный, имитирующий ручную наплавку покрытыми электродами, – для внутренней поверхностей патрубка Ду850, а также галтелей). Температурная задача была решена в двухмерной постановке при допущении быстро движущегося источника нагрева и осевой симметрии наплавки защитных слоев при граничном условии конвективного теплообмена с окружающей средой. Распределение тепловой мощности ленточного

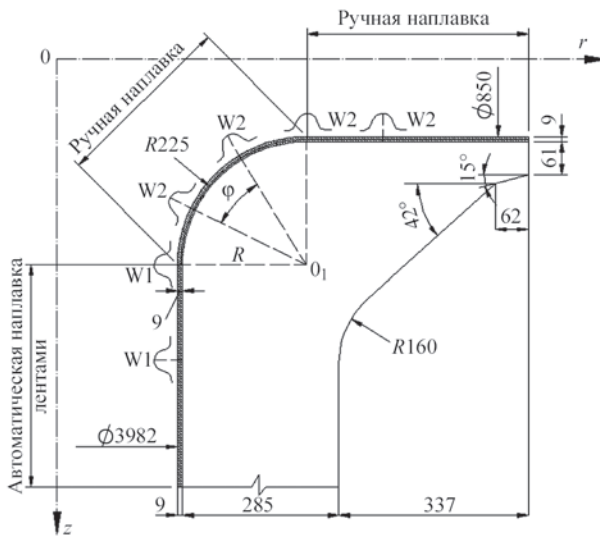


Рис. 2. Схема патрубковой зоны корпуса реактора и расположение участков с различными способами наплавки

источника W_1 и точечного источника W_2 в двухмерной постановке в цилиндрической системе координат может описываться зависимостями, соответственно, 1 и 2:

$$W_1(r, z, t) = \frac{qv^2 \sqrt{K_r K_z}}{\pi v t_i \left[1 + \sqrt{\frac{K_z}{\pi} b} \right]} \exp[-K_r D_r^2 - K_z D_z^2] \quad (1)$$

$$W_2(r, z, t) = \frac{qv^2 \sqrt{K_r K_z}}{\pi v t_n} \exp[-K_r D_r^2 - K_z D_z^2] \quad (2)$$

где $D_z = z - z_o$; $D_r = r - r_o$; r, z – координаты (радиальная и осевая) рассматриваемой точки патрубковой зоны; r_o, z_o – координаты центра движущегося источника нагрева; K_r, K_z – коэффициенты сосредоточенности удельного теплового потока; t_n – время нагрева, в течении которого тепловая энергия q вводится в сечение с постоянной амплитудой, v – скорость наплавки, b – ширина ленты.

Полученные при решении задачи нестационарной теплопроводности расчетные данные полей

максимальных температур и характерные термические циклы при наплавке позволили оценить размеры ЗТВ и скорость охлаждения металла патрубковой зоны при различных технологических режимах (рис.3, таблица 6).

Распределение остаточных напряжений в материале корпуса также зависит от микроструктурного состава и, соответственно, механических свойств в ЗП и ЗТВ. В соответствии с подходом [12], основанным на применении параметрических (регрессионных) уравнений, результаты расчета массовой доли каждой микроструктурной фазы (V_m – мартенсит, V_b – бейнит, V_{fp} – феррито-перлит, V_a – аустенит) в конечной микроструктуре после охлаждения зависят от химического состава стали и $\Delta t_{8/5}$ – времени (с) охлаждения от температуры 800 °С до 500 °С.

Согласно большинству литературных источников [13,14,15,16] детали корпуса реактора из стали 15Х2НМФА в начальном состоянии имеют бейнитную структуру ($V_b = 1,0$). Расчетные данные при заданных температурах предварительного и сопутствующего подогрева (150 °С и 250 °С) показали, что в результате нагрева при наплавке произошло изменение начального микроструктурного фазового состава корпусной стали с образо-

Таблица 6. Результаты расчета размера ЗТВ и скоростей охлаждения для различных технологических параметров наплавки

Ширина валика, мм	Температура подогрева, °С	Размер ЗТВ, мм	Скорость охлаждения, град/с (800-500°С)
15 (ручная наплавка)	250	6	10
40	250	7	6
60	250	10	4
40	150	6	9
40	250	7	6

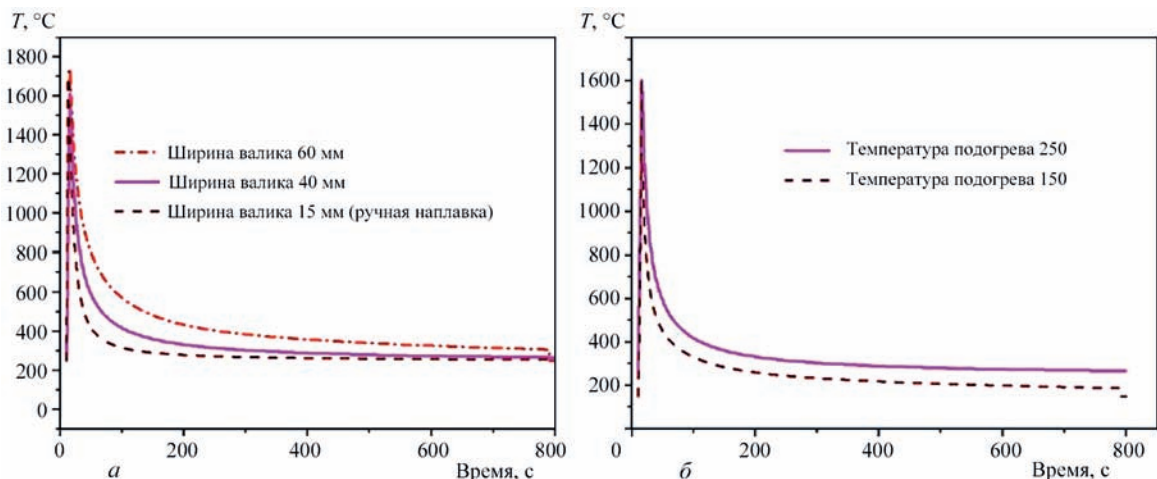


Рис. 3 Характерные термочиклы при вариации: а – ширины валика, б – температуры подогрева

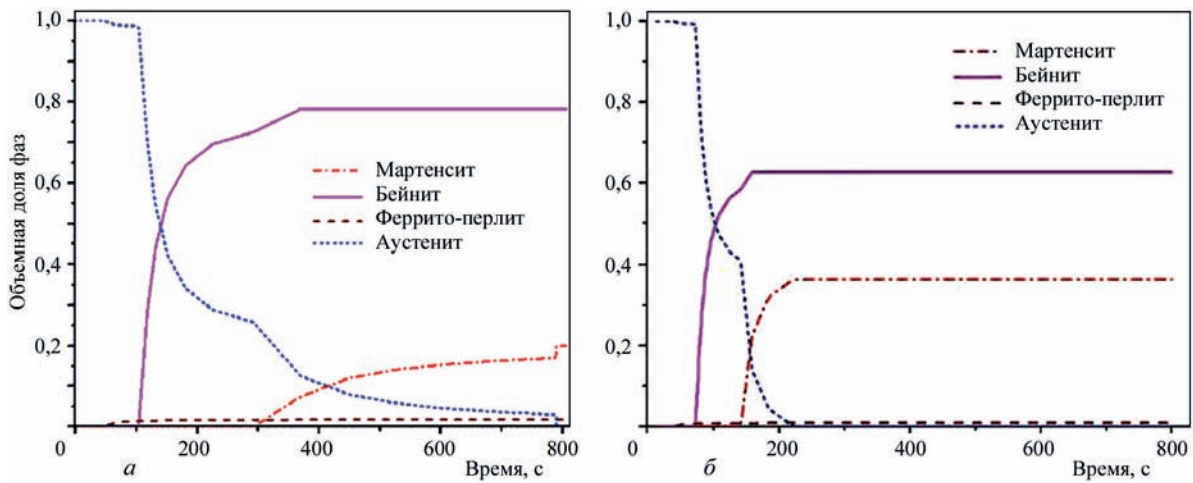


Рис. 4. Результаты прогнозирования кинетики распада аустенита в ЗТВ при наплавке для предварительного подогрева до 250 °С (а), 150 °С (б)

ванием доли мартенсита до 37% при температуре подогрева $T_n=150$ °С, и соответственно до 20% при температуре подогрева $T_n=250$ °С (рис.4).

Получены результаты для двух величин ширины ленточного электрода (рис. 5) при наплавке показали, что при ширине ленточного электрода $b = 40$ мм в ЗТВ образуется доля мартенсита до 20%, при ширине $b = 60$ мм – до 12% мартенсита. При ручной наплавке (ширина валика $b = 15$ мм)

вследствие большой скорости охлаждения содержание мартенсита после наплавки достигает 48%.

Полученные расчетные данные относительно бейнитно-мартенситной микроструктуры стали 15Х2НМФА после наплавки достаточно хорошо согласуются с результатами работ [8,17].

Изменение микроструктуры вызывает изменение механических свойств в ЗТВ. Предел текучести каждой микроструктурной фазы определялся в зависимости от химического состава и темпера-

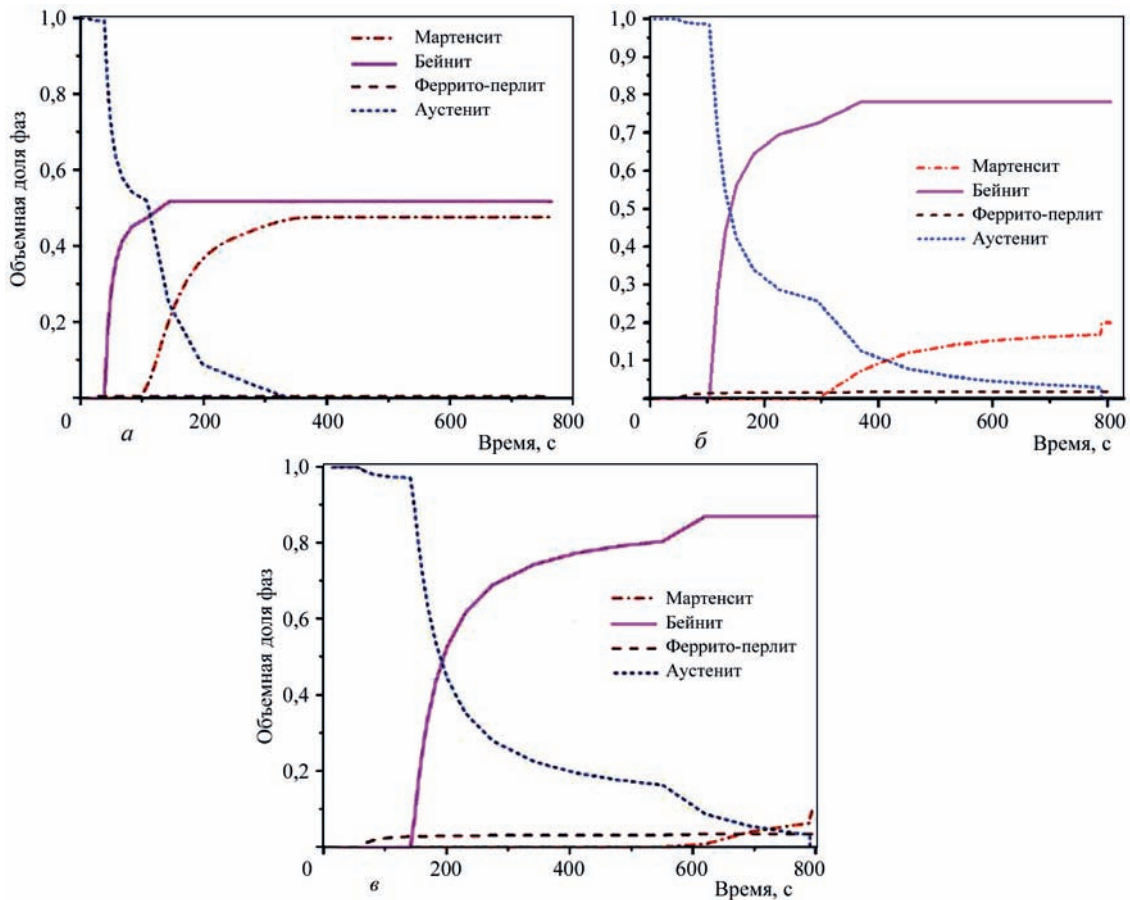


Рис. 5. Результаты прогнозирования кинетики распада аустенита в ЗТВ при наплавке для ширины наплавочного валика $b = 15$ мм (ручная наплавка) (а), $b = 40$ мм (б), $b = 60$ мм (в)

туры на основе параметрических уравнений [18]. Полученная величина предела текучести (рис. 6) с учетом микроструктурных фазовых превращений достаточно сильно различается при вариации режимов наплавки. Так для участков ЗП и ЗТВ основного металла в случае температуры подогрева 150 °С предел текучести при 20 °С достигает 715 МПа, при температуре подогрева 250 °С – 650 МПа. При вариации ширины ленточного электрода ($b = 40, 60$ мм) изменение предела текучести незначительное, а в случае ручной наплавки

покрытыми электродами ($b = 15$ мм) в патрубковой зоне предел текучести увеличивается до 770 МПа в связи с повышенным образованием мартенсита.

Нужно отметить, что полученные результаты согласуются с экспериментальными данными, представленными в работе [8], где величина предела текучести при характерном термическом цикле дуговой наплавки (скорость охлаждения 3-6 °С/с, температура предварительного подогрева 100-150 °С, $b = 60$ мм) повышается с 550 МПа до 900 МПа. Экспериментальные данные испытаний, приведенные

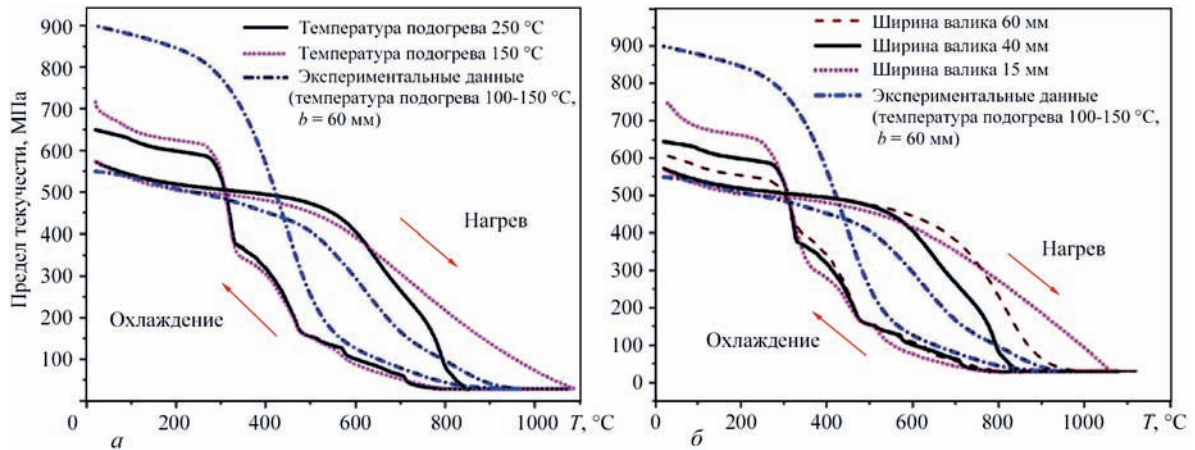


Рис. 6. Сравнение с экспериментальными данными [8] результатов моделирования изменения предела текучести стали 15X2H-MFA при вариации: температуры подогрева (а), ширины ленточного электрода (б)

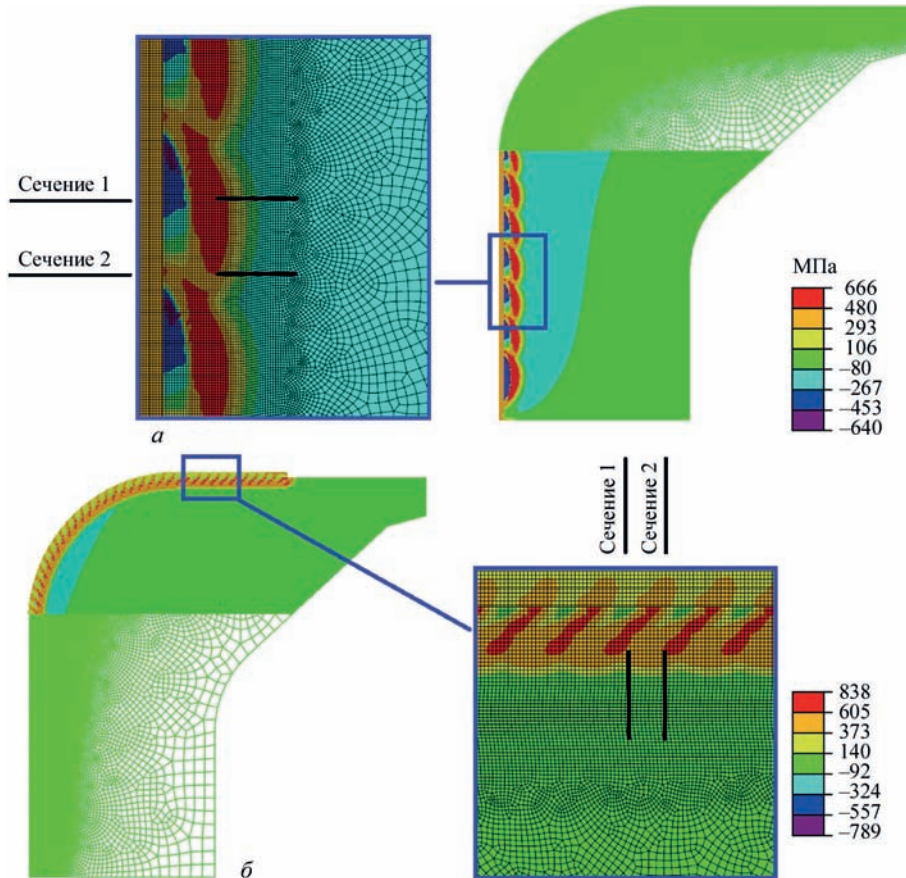


Рис. 7. Распределение в сечении патрубковой зоны окружающих остаточных напряжений: для автоматической дуговой наплавки под флюсом лентами (а); для ручной дуговой наплавки покрытыми электродами (б)

в [2], свидетельствуют о величине предела текучести корпусной стали до 700 МПа, что соответствует бейнитно-мартенситному фазовому составу.

Получены результаты остаточных напряжений при разных технологических режимах дуговой наплавки. Учет микроструктурных превращений приводит к неравномерному распределению остаточных напряжений, появлению участков сжатия в ЗТВ, а также влияет на количественную величину напряжений. На примере окружной компоненты остаточных напряжений $\sigma_{\theta\theta}$ на рис.7. и рис. 8. представлено их распределение по объему и по толщине в характерных сечениях 1, 2.

Сравнивая результаты при различной ширине наплавочного валика (рис. 8 а, б), определено, что в случае ручной дуговой наплавки ($b = 15$ мм) получена максимальная величина окружных остаточных напряжений (до 700 МПа), а также величина размера ЗТВ вглубь толщины обечайки патрубковой зоны до 7 мм и глубина зоны растягивающих напряжений (до 22-25 мм). При $b = 60$ мм размер ЗТВ вглубь толщины составляет 9 мм, при $b = 40$ мм – 7 мм, соответственно, глубина зоны напряжений растяжения составляет 30 мм и 25 мм. Разница в максимальной величине остаточных окружных напряжений для обоих величин

ширины ленточного электрода является незначительной (550-600 МПа).

При различной температуре подогрева получено различную величину остаточных напряжений и одинаковую глубину зоны растягивающих напряжений (рис.8 в, г). При температуре подогрева 150 °С окружные остаточные напряжения в случае применения ленточного электрода шириной $b = 40$ мм достигают величины 680 МПа, при температуре 250 °С не превышают 600 МПа.

Для моделирования процесса термической обработки (ТО) выбран режим высокого отпуска при температуре 650 °С и длительностью до 20 ч. Термическая обработка значительно снижает уровень остаточных напряжений в основном материале корпуса реактора. На рис. 9 приведены распределения окружной компоненты остаточных напряжений по толщине патрубка после термообработки в двух характерных сечениях для разных технологических режимов. В материале аустенитной наплавки из-за разницы с основным материалом в коэффициентах температурного расширения остаточные напряжения остаются на уровне предела текучести аустенитного материала (до 350 МПа).

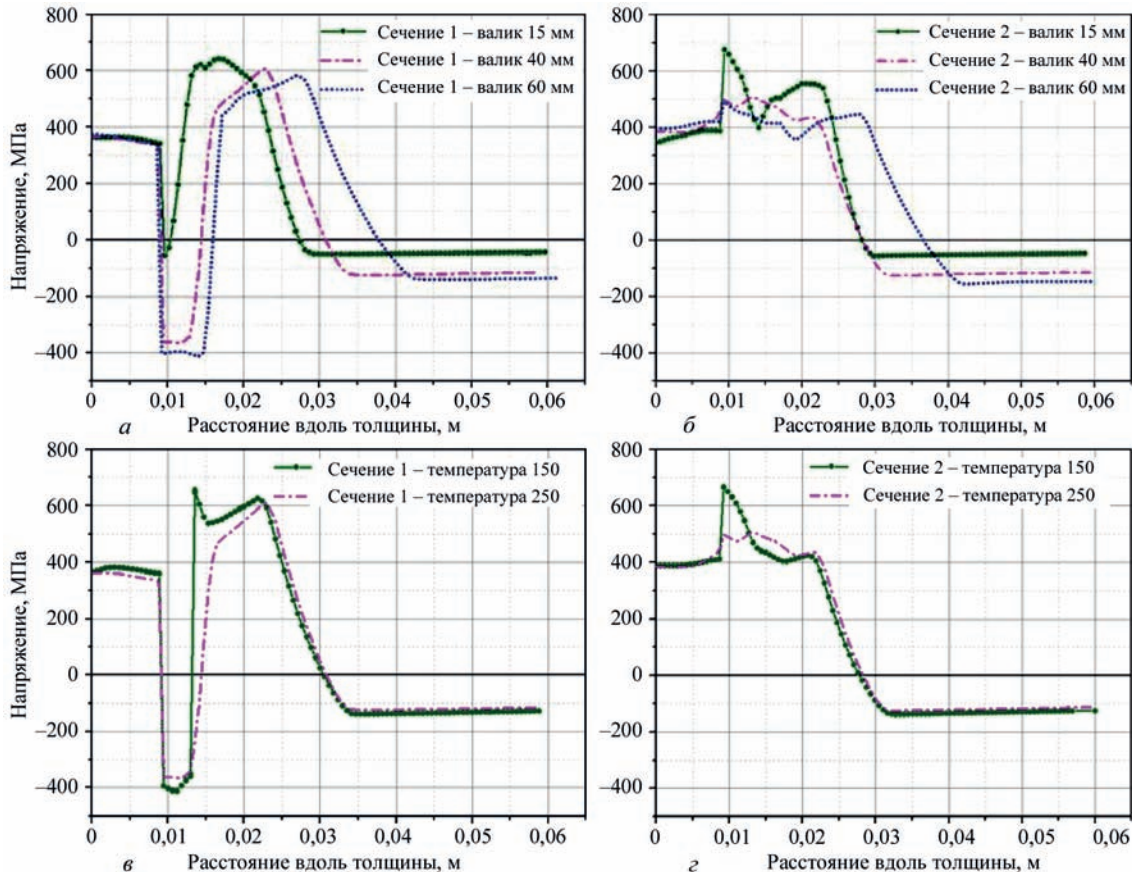


Рис. 8. Распределение окружных напряжений $\sigma_{\theta\theta}$ по толщине: а – сечение 1, вариация ширины валиков; б – сечение 2, вариация ширины валиков; в – сечение 1, вариация температуры подогрева; г – сечение 2, вариация температуры подогрева

Уровень остаточных напряжений в зоне сжатия при более низкой температуре предварительного подогрева $T_n = 150$ °С превышают напряжения при $T_n = 250$ °С вследствие образования большей доли мартенсита. Глубина зоны сжатия достигает 5 мм основного материала, глубина зоны растягивающих напряжений – до 20-25 мм от поверхности наплавки, что является опасной зоной с точки зрения хрупкому разрушению для поднаплавочных трещин глубиной до $0,07S$, где S – толщина обечайки корпуса. Сравнение результатов при различной ширине наплавочных валиков показало, что наибольшую протяженность зоны сжатия в поперечном направлении наплавки получено при $b = 15$ мм (ручная наплавка). При автоматической наплавке валик шириной 60 мм дает наибольшую глубину зоны растягивающих остаточных напряжений (до 30 мм от поверхности наплавки), что с точки зрения хрупкому разрушению является отрицательным фактором для трещин глубиной до $0,1S$.

Согласно табл. 5 проводилась вариация длительности проведения технологической операции термической обработки по режиму высокого отпуска при температуре $T = 650$ °С, а именно 5, 10 и 20 ч. Результаты расчетов распределения по толщине окружных остаточных напряжений в зависимости от длительности выдержки при ТО для

случая наплавки ленточным электродом $b = 60$ мм представлены на рис. 10.

Результаты согласно рис. 10, полученные после 5ч проведения термообработки указывают на самый высокий уровень остаточных растягивающих напряжений – до 250 МПа, после 10 ч термообработки – 220 МПа, после 20ч – 180 МПа. Наибольшие значения сжимающих напряжений в ЗТВ получено также при 5 ч термообработки.

Для сравнения расчетные данные при различных технологических режимах наплавки и термообработки накладываем на упрощенную кривую остаточных напряжений (рис.11) из нормативных документов по обеспечению безопасности оборудования АЭС – VERLIFE [19], МПК-СХР-2000 [20].

По всем режимам анализ сравнения распределения расчетных остаточных напряжений (кольцевая компонента) с учетом микроструктурных фазовых превращений с существующими нормативными данными показал следующие основные отличия:

- неравномерность распределения остаточных напряжений в поперечном направлении наплавки, особенно в случае применения ленточных электродов.

- наличие зоны напряжений сжатия в ЗТВ основного материала (до 7 мм);

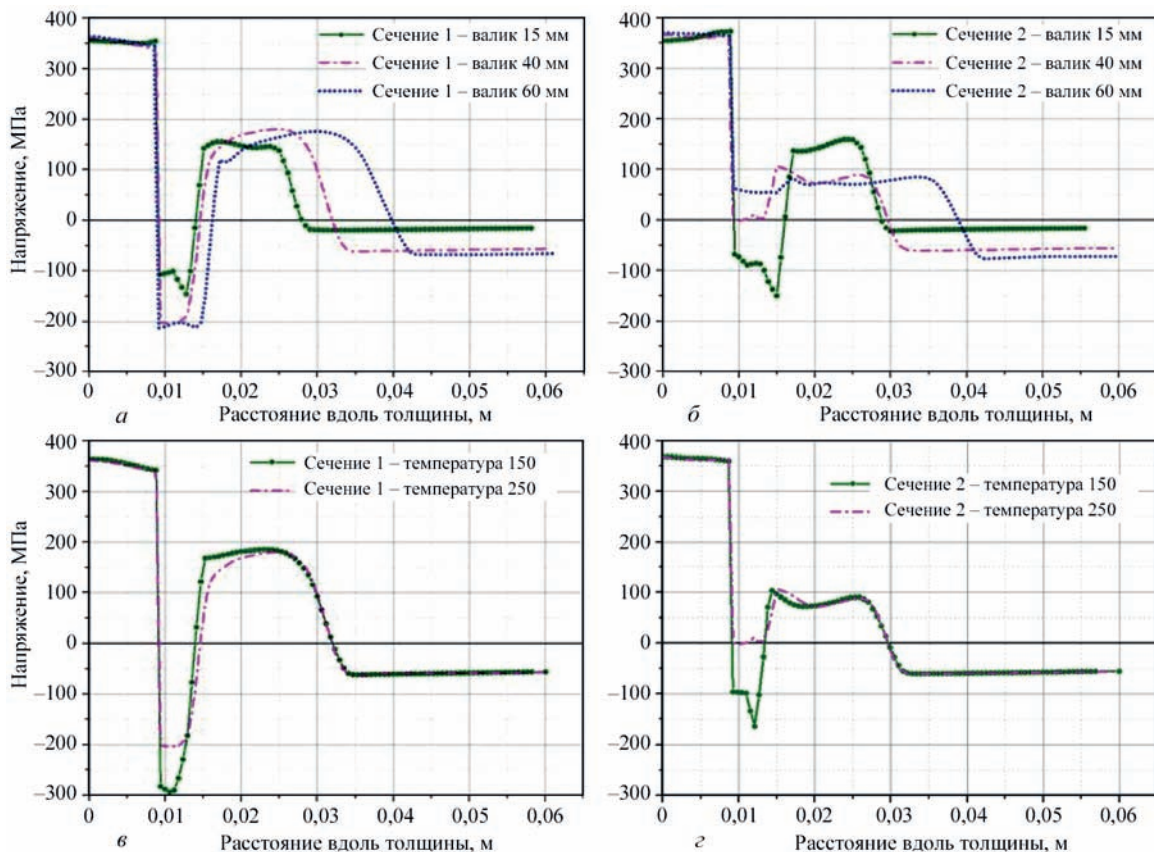


Рис. 9 Распределение окружных напряжений $\sigma_{\theta\theta}$: а – сечение 1, вариация ширины валиков; б – сечение 2, вариация ширины валиков; в – сечение 1, вариация температуры подогрева; г – сечение 2, вариация температуры подогрева

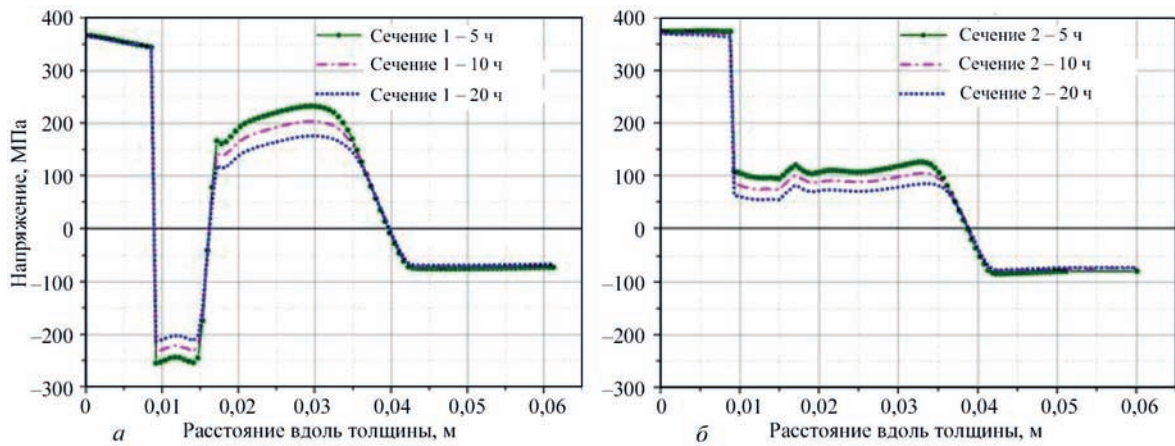


Рис. 10. Распределение напряжений по толщине $\sigma_{\beta\beta}$ в двух сечениях при вариации режимов термообработки

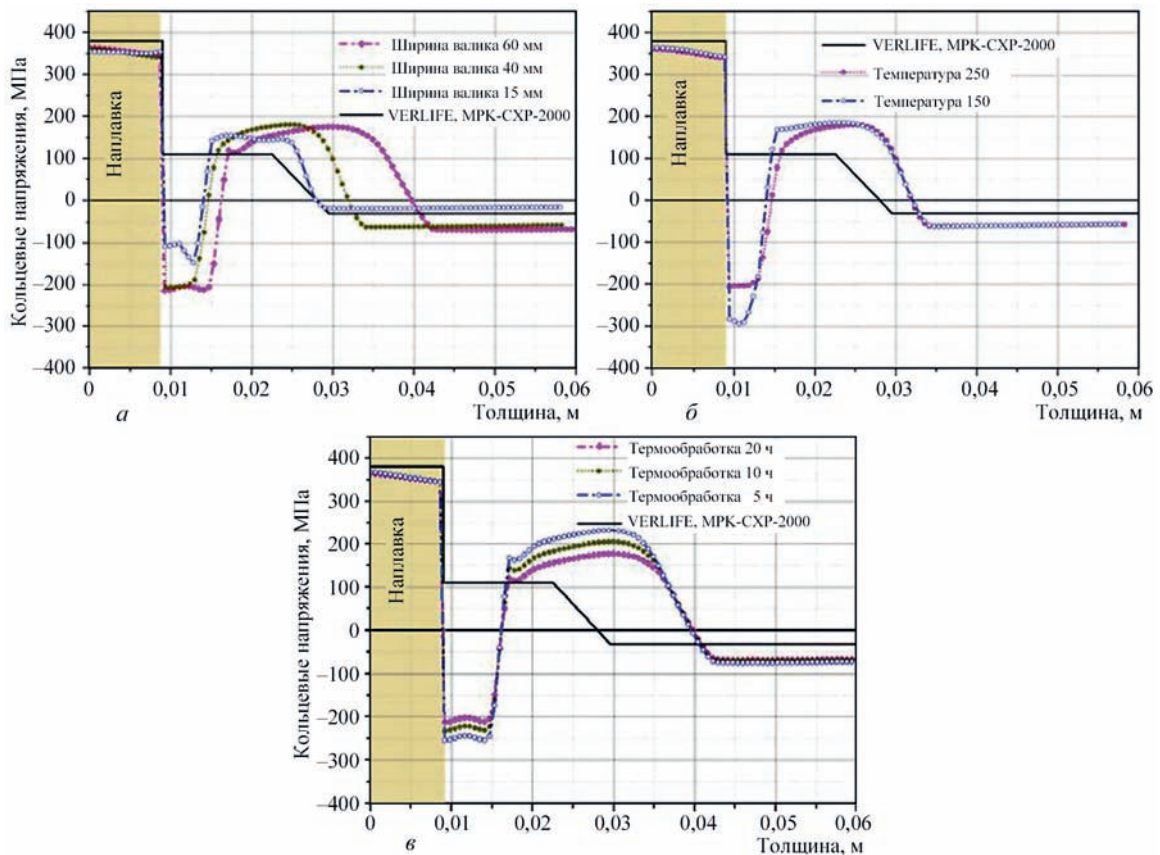


Рис. 11. Сравнение нормативных данных по распределению кольцевой компоненты остаточных напряжений после наплавки и термообработки КР ВВЭР-1000 (длительность термообработки 20 ч при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$) с расчетными данными при разной ширине валика (а), температуре подогрева (б), выдержке при термообработке (в)

- более глубокая зона растягивающих напряжений (до 35 мм от поверхности наплавки при $b = 60$ мм в сравнении с 25 мм согласно VERLIFE);
- более высокий уровень растягивающих напряжений в основном материале до 180 МПа в сравнении с нормативными 110 МПа при следующих параметрах термообработки: $T=650\text{ }^{\circ}\text{C}$, длительность выдержки 20 ч.

Выводы

В процессе анализа существующих данных по технологии антикоррозионной наплавки и термо-

обработки патрубковой зоны КР ВВЭР-1000 установлена неоднозначность таких важных технологических параметров, как ширина наплавочной ленты, температура предварительного и сопутствующего подогрева, сила тока при наплавке и режим термообработки. Математическое моделирование процесса наплавки выполнялось для автоматической и ручной наплавки на примере патрубковой зоны при вариации технологических режимов, которые могут существенно влиять на остаточное напряженно-деформированное состояние.

Сравнительный анализ расчетных результатов относительно остаточных напряжений показал существенную разницу в распределении напряжений, образующихся в результате применения различных процессов и режимов наплавки, а также при сравнении расчетных напряжений с нормативными данными. Обнаружено существенное влияние технологических параметров процесса наплавки на кинетику микроструктурных фазовых превращений и остаточный фазовый состав в корпусной стали, на изменение механических свойств и распределение остаточных напряжений в патрубковой зоне корпуса реактора ВВЭР-1000 после наплавки и термообработки.

Основными отличиями, полученными в результате математического моделирования остаточных напряжений после наплавки и термообработки, являются существенная неравномерность распределения их в поперечном направлении наплавки, особенно в случае применения ленточных электродов, а также наличие зон напряжений сжатия в ЗТВ основного материала вследствие образования бейнитно-мартенситной микроструктуры.

1. ПНАЭ Г-7-009-89 Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка и наплавка, основные положения // М.: 2003
2. Корпус реактора ЗАЭС-1. 1152.02.70.000. Паспорт сосуда, работающего под давлением.
3. Дуб А.В. Развитие основных конструкционных материалов для реакторов ВВЕР, ГНЦ РФ ОАО «НПО ЦНИИТ-МАШ», Подольск 2013
4. Воронов А. В. Совершенствование качества сварных соединений и наплавленных поверхностей оборудования АЭУ производства ОАО «ИЖОРСКИЕ ЗАВОДЫ» // Санкт-Петербург: 2013
5. Iradj Sattari-Far, Magnus Andersson / Cladding Effects on Structural Integrity of Nuclear Components. SKI Report 2006:23, ISSN 1104-1374, ISRN SKI-R-06/23-SE, 73 p.
6. Katsuyama J., Udagawa M., Nishikawa H., Nakamura M., Onizawa K. / Evaluation of Weld Residual Stress near the Cladding and J-weld in Reactor Pressure Vessel Head for the assessment of PWSCC Behavior. E-Journal of Advanced Maintenance Vol.2 (2010) Japan Society of Maintenance, 50-64 pp.
7. P. Dupas, D. Moineau. Evaluation of Cladding Residual Stresses in Clad Blocks by Measurements and Numerical Simulations. Journal de Physique IV Colloque, 1996, 06 (C1), pp.C1- 187-C1-196
8. Б.З. Марголин, А.Я. Варовин, В.И. Костылев. Определение остаточных напряжений в корпусах реакторов ВВЭР после многопроходной сварки, наплавки и высокотемпературного отпуска. Автоматическая сварка, №10 2005.
9. ТУ 108-765-78 Заготовки из стали марок 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А для корпусов и крышек и других узлов реакторных установок
10. V.I. Kostylev, B.Z. Margolin Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. International Journal of Pressure Vessels and Piping 77 (2000)
11. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002-86) / Госатомэнергонадзор СССР.-М.: Энергоатомиздат, 1989.- 525с.
12. О.Г.Касаткин, П.Зайцфарт 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.:2002
13. Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, С.В. Федотова Влияние химического состава и структурных параметров сталей корпусов реакторов ВВЭР на склонность к охрупчиванию, обусловленному образованием зернограничных сегрегаций, в том числе, в условиях, характерных для длительной эксплуатации энергетических установок. ИИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
14. Крикун Е.В. Механизмы радиационного охрупчивания стали 15Х2НМФА класс 1 корпуса реактора ВВЭР-1000 под действием облучения в диапазоне температур (50-400)°С: дис. ... кандидата технических наук // Нац. исслед. центр «Курчатовский институт». – Москва, 2017.
15. А.С. Фролов Фазово-структурное состояние и служебные характеристики новых композиций сталей для корпусов реакторов с повышенной мощностью и сроком службы : автореферат дис. ... кандидата технических наук: Нац. исслед. центр «Курчатовский институт». – Москва, 2013. - 24 с.
16. С.И. Марков Металловедческие основы производства заготовок для высоконадежных элементов энергетических и трубопроводных систем : автореферат дис. ... доктора технических наук // Центр. науч.-исслед. ин-т технологии машиностроения. – Москва, 2012. - 83 с.
17. Фоменко В.Н. Прогнозирование вязкости разрушения для расчета прочности корпусов реакторов типа ВВЭР на основе испытаний образцов-свидетелей и локального критерия хрупкого разрушения: диссертация ... кандидата Технические наук: 05.16.09;ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей», 2017.- 263 с.
18. Касаткин О. Г. (1990) Математическое моделирование зависимостей состав-свойства сварных соединений и создание расчетно-экспериментальной системы для оптимизации основных факторов сварки низколегированных конструкционных сталей: Автореф. дис. ... доктора техн. наук.
19. 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
20. Методика определения ресурса корпусов атомных реакторов в процессе эксплуатации (МПК- СХР-2000), РД ЭО 0353-02, С.-Петербург-Москва, 2000.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ КИНЕТИКИ ТЕРМОДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОМПАКТНЫХ ОБРАЗЦОВ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИИ ПРИ ИХ ПОСЛОЙНОМ ФОРМИРОВАНИИ НА ОБОРУДОВАНИИ XBEAM 3D METAL PRINTER

О. В. МАХНЕНКО¹, А. С. МИЛЕНИН¹, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО¹, Г. Ф. РОЗЫНКА¹,
Н. И. ПИВТОРАК¹, С. С. КОЗЛИТИНА¹, Л. И. ДЗЮБАК¹, Д. В. КОВАЛЬЧУК²

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

²ЧАО «НВО «Червона Хвиля», Киев

Рассмотрен комплекс задач оптимизации послойного формирования (наплавки) характерных конструкционных элементов и сосудов давления. Предложены методы оптимизации тепловложения при изготовлении балочных, цилиндрических и сферических конструкционных элементов для получения стационарных температурных условий формирования слоев. Определены закономерности влияния технологических параметров на остаточное напряженно-деформированное состояние конструкций, полученных методами послойного формирования. Исследовано влияние равномерно распределенной пористости в области сплавления слоев металла на статическую и усталостную прочность тавровых балочных конструкций и цилиндрических сосудов давления. Определены диапазоны допустимой пористости при производстве конструкций из титановых сплавов.

Послойное формирование (3D принтинг) является одним из интенсивно развивающихся наукоёмких методов производства ответственных конструкций, деталей машин и механизмов в аэрокосмической, энергетической и транспортной отраслях, медицине. Использование современных технологий и материалов позволяет достичь устойчивого снижения себестоимости производства различными методами послойного формирования при сохранении основных преимуществ данного подхода, а именно: гибкости производства (возможности оперативно вносить текущие изменения в проектные требования), его управляемости, широких возможностей оптимизации, минимизации материалоёмкости изготовления конструкционных элементов сложной формы, а также возможности быстрого перехода от проектирования прототипа к реальному производству новой продукции [1-3].

При этом, реализация технологических средств 3D принтинга сопряжена с необходимостью учёта характерных особенностей физических процессов, которые определяют качество получаемой продукции, в частности, обеспечение максимальной точности геометрии изделия, минимизация допусков на остаточное формоизменение, однородность наплавленного материала, отсутствие дефектов несплошности и недопустимых включений, снижение уровня остаточных напряжений, проч. Ввиду дороговизны проведения большого количества экспериментальных исследований

рациональным методом определения оптимальных параметров производства является широкое использование методов математического моделирования и компьютерной симуляции отдельных технологических процедур и всего производственного цикла.

К характерным конструкционным элементам и сосудам давления, производимым методами послойного формирования, следует отнести различные балочные и плоскостные конструкции с наплавленными частями, цилиндрические и сферические сосуды давления, и тому подобное. Для изготовления такого рода конструкций в Украине на ЧАО «НВО «Червона Хвиля» была предложена электронно-лучевая технология xBeam 3D Metal Printer [4], для оптимизации которой были разработаны и использованы современные подходы математического моделирования наряду с соответствующими критериями механики разрушения. Целью настоящей работы является численное исследование характерных особенностей кинетики температурных полей и напряженно-деформированного состояния характерных лабораторных образцов тавровой, цилиндрической и сферической форм в процессе изготовления методами послойного формирования.

В схеме xBeam 3D Metal Printer источник нагрева является составляющей комплексной системы фокусировки электронного луча и подачи присадочной проволоки (рис. 1). Фокусировка производится таким образом, чтобы луч имел форму острого конуса

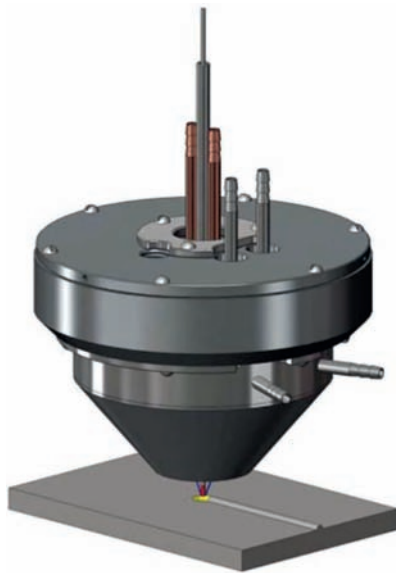


Рис. 1. Схема объединённого узла нагрева и подачи присадочного материала, используемого в xBeam 3D Metal Printer и сходилась максимально близко к поверхности формируемой конструкции. Это позволяет реализовать эффективное и достаточно равномерное расплавление присадочной проволоки без существенного перегрева, а также обеспечить сопутствующий подогрев области наплавки для активации поверхности твердого металла перед его контактом с жидким присадочным материалом. Процесс проходит в условиях глубокого вакуума, что позволяет эффективно фокусировать электронный луч и избежать загрязнения металла примесями в случае его высокого сродства с кислородом и/или азотом. Подложка формируемого изделия помещается в силовую оснастку, которая прижимает ее к подвижной платформе, перемещает относительно неподвижного источника нагрева с заданной скоростью в плоскости подложки и периодически по мере наплавки каждого валика в перпендикулярном направлении.

К основным задачам оптимизации технологических параметров данного процесса следует отнести стационарность температурного поля при наплавке каждого из формирующих валиков с целью обеспечения однородности структуры и свойств материала, а также уменьшение объема металла, удаляемого при последующей обработке, и минимизацию остаточных деформаций и напряжений в изделии. Кроме того, одним из характерных недостатков использования аддитивных технологий для производства ответственных конструкций (в частности, из сплавов на основе титана) является наличие распределенной пористости в области сплавления слоев, которой трудно избежать. Поэтому важным является определение степени влияния такого рода дефектности на работоспособность полученной путем послойной наплавки конструкции.

Для численного анализа кинетики температурного поля $T(x, y, z)$ во времени t при формировании изделия использовалось конечно-разностное решение трёхмерного нестационарного уравнения теплопроводности в прямоугольной системе координат (см. рис. 2 б) [5]:

$$c\gamma(T) \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla[\lambda(T) \cdot \nabla T] \quad (1)$$

где $c\gamma$, λ – удельная теплоёмкость 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 свободная поверхность характеризуется 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:

$$-\lambda(T) \cdot \frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} \alpha_T \cdot (T - T_C), & \text{в области контакта с оснасткой} \\ \varepsilon \cdot \sigma_{SF} \cdot (T^4 - T_C^4) - q, & \text{на свободных поверхностях} \end{cases}, \quad (2)$$

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.

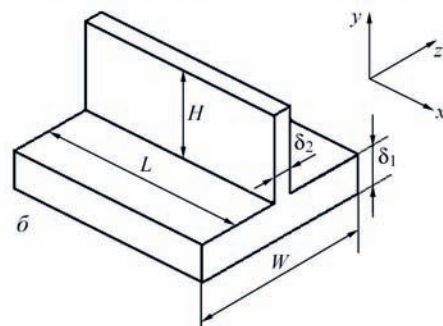
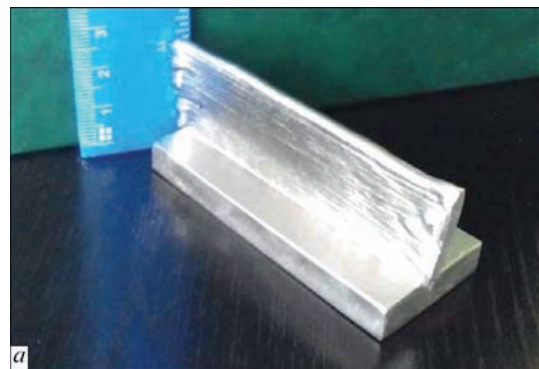


Рис. 2. Внешний вид (а) и схема (б) балочного образца таврового профиля, полученного методом послойного формирования

Адекватность численного решения уравнения теплопроводности (1) зависит от точности температурных зависимостей кинетических коэффициентов, в частности, в твёрдожидком и жидком состоянии материала. Так, учёт скрытой теплоты плавления при расчёте температурных полей может быть реализован за счет поправки в коэффициенте теплоёмкости материала следующим образом:

$$c\gamma(T) = \begin{cases} c\gamma(T_S) + \frac{g_{CK}}{T_L - T_S}, & T_S < T < T_L \\ c\gamma(T_L), & T \geq T_L \end{cases} \quad (3)$$

где T_L, T_S – температура ликвидуса и солидуса, соответственно; g_{CK} – скрытая теплота плавления.

Так как моделирование гидродинамических процессов в рассмотрение данной работы не входит и учитывается исключительно на основе результатов лабораторных исследований, с целью упрощения расчёта, влияние конвективного теплопереноса принималось во внимание путём соответствующего увеличения коэффициента теплопроводности в области жидкого расплава:

$$\lambda(T) = \begin{cases} \lambda(T), & T_S < T < T_L \\ \lambda(T_L) \cdot n_K, & T \geq T_L \end{cases}, \quad (4)$$

где $n_K = 3 \div 5$ – коэффициент, учитывающий интенсификацию теплопередачи в результате конвективного теплопереноса.

Путём численного решения задачи (1)–(4) 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 основе данного этапа исследования конечно-элементное решение задачи нестационарной термопластичности путем последовательного прослеживания упруго-пластических деформаций от начала сварочного процесса вплоть до полного остывания конструкции. Для этого рассматривались характерные механизмы термомоформирования, в частности, представлением тензора деформации ε_{ij} ($i, j = x, y, z$) в виде соответствующих компонент [6]:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij}^T \quad (5)$$

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:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Psi \cdot \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma_m \right) + \delta_{ij} \cdot \left(K \cdot \sigma_m + \Delta\varepsilon_T \right) - \frac{1}{2 \cdot G} \cdot \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma_m \right)^* + \left(K \cdot \sigma_m \right)^*, \quad (6)$$

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \left(\Psi - \frac{1}{2 \cdot G} \right) \cdot \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma_m \right), \quad (7)$$

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\Psi} \cdot \left(\Delta\varepsilon_{ij} + \delta_{ij} \cdot \frac{\Psi - K}{K} \cdot \Delta\varepsilon \right) + J_{ij}, \quad (8)$$

где $K = (1 - 2 \cdot \nu) / E$, $G = 0,5 \cdot E / (1 + \nu)$, E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона, $\sigma_m = \sigma_{ii} / 3$ – мембранное напряжение, Ψ – функция состояния материала, определяемая итерированием для удовлетворения условиям пластического течения

$$\Psi = \frac{1}{2 \cdot G}, \text{ если } \sigma_i < \sigma_s = \sigma_T, \\ \Psi > \frac{1}{2 \cdot G}, \text{ если } \sigma_i = \sigma_s, \quad (9)$$

состояние $\sigma_i > \sigma_s$ недопустимо,

σ_T – предел текучести материала, $\sigma_i = \sqrt{\sigma_{ij} \cdot \sigma_{ij} / 2}$ – интенсивность напряжений.

Для рассматриваемой задачи важным является поддержание максимально приближенного к стационарному температурного режима наплавки каждого из слоев стенки рассматриваемого профиля. Нестационарность температурных циклов обусловлена, прежде всего, тем, что в начале процесса (наплавки первых слоев на подложку) наблюдается интенсивный отток тепла из активной зоны и соответствующий недогрев конструкции. По мере наплавки в конструкционном элементе аккумулируется тепло, уменьшается градиент температур на периферии изделия и снижается отток тепла, что ведёт к постепенному увеличению перегрева металла наплавляемых слоёв. Это меняет условия фазовых переходов как при кристаллизации металла, так и при структурных превращениях в твердой фазе, что может предопределить пространственную неоднородность свойств металла конструкции по высоте наплавленной части. Возможным подходом по уменьшению вложения тепловой энергии в изделия в процессе послыйной наплавки является изменение погонной энергии источника (его мощности или скорости перемещения). Но это связано с технологическими сложностями обеспечения необходимой фокусировки электронного луча, и обеспечения

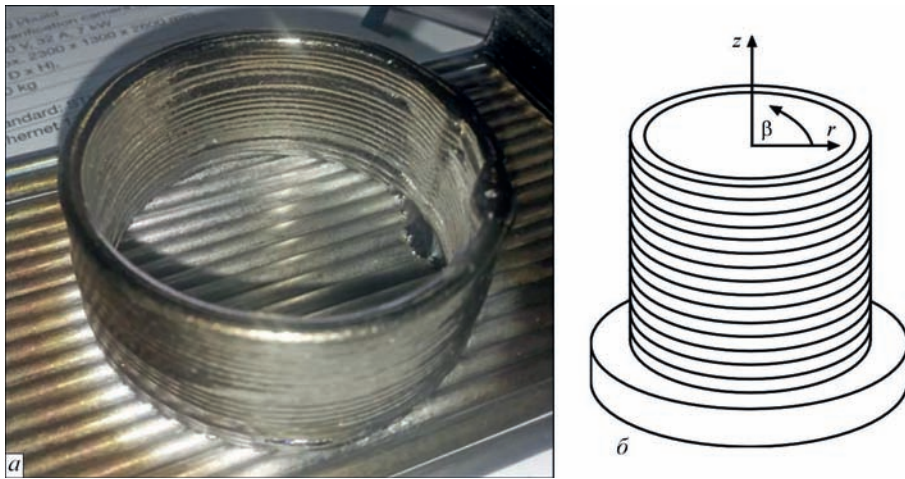


Рис. 3. Внешний вид (а) и схема (б) цилиндрического изделия, полученного методом послойного формирования

адекватных условий расплавления присадочного материала. Поэтому в качестве альтернативного подхода оптимизации кинетики температурного поля на примере послойного формирования конструкционного элемента типа балки таврового профиля (рис. 2 а) авторами ранее было предложено использовать переменное время задержки между наложением каждого отдельного валика [4]. Это позволяет контролировать теплосодержание изделия путем естественной диссипации энергии в окружающее пространство и реализовать сравнительно простой технологический подход к стабилизации температурного поля по высоте наплаваемой детали. Но для деталей цилиндрической или сферической формы (см. рис. 3) этот подход не является рациональным, так как связан с необходимостью заканчивать и начинать витки наплавки элемента в области остановки процесса на время задержки. Это приведет к существенной неоднородности конструкции и повышенной склонности к формированию дефектности.

Как альтернатива для конструкций такого типа может быть использован метод, предполагающий одновременное пропорциональное измене-

ние мощности источника нагрева и скорости его перемещения вдоль наплаваемой детали (и соответствующее изменение скорости подачи присадочной проволоки) с сохранением постоянной погонной энергии. Это позволит сохранить температурные условия формирования каждого валика, но при этом скорость прохождения каждого из витков при наплавке может быть различной, соответственно, время прохождения угла $\beta = 2\pi$ может характеризовать искомое время задержки, необходимое для естественной диссипации излишка тепловой энергии.

В качестве примера такого подхода были проведены расчёты кинетики температурного поля при послойном формировании изделий цилиндрической ($D = 300$ мм, размер валика $2,5$ мм \times $2,5$ мм, погонная энергия $Q_n = 2000$ Дж/см) и сферической форм ($D = 300$ мм, размер валика $2,5$ мм \times $2,5$ мм, погонная энергия $Q_n = 560$ Дж/см) согласно технологическим параметрам, приведенным в Табл. 1. Оптимизированные зависимости скорости наплавки от порядкового номера валика показаны на рис. 4. Как видно из приведенных результатов, обеспечение стационарных температурных усло-

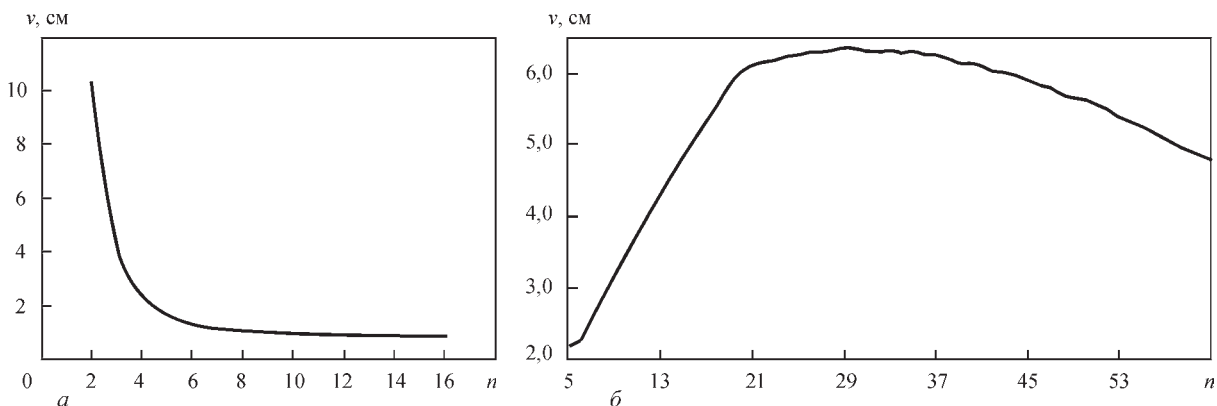


Рис. 4. Оптимизированные зависимости скорости наплавки v сосудов давления различных форм от порядкового номера валика n : а – цилиндр ($D = 300$ мм, размер валика $2,5$ мм \times $2,5$ мм, погонная энергия $Q_n = 2000$ Дж/см); б – полусфера ($D = 300$ мм, размер валика $2,5$ мм \times $2,5$ мм, погонная энергия $Q_n = 560$ Дж/см)

Таблица 1. Рекомендуемые технологические параметры процесса многослойного формирования лабораторных образцов из титанового сплава

Параметр	Значения	Примечания
Расходный материал	титановый пруток диаметром 1,6 мм	титан марки ВТ1-0
Материал подложки	титановая плита 8×30×70 мм	титан марки ВТ1-0
Рабочий газ	гелий	
Вакуум	$5 \cdot 10^{-1}$ 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	

вий формирования слоёв изделий рассматриваемой формы требует сложного контролируемого изменения условий тепловложения.

Предложенный технологический подход может быть реализован для оптимизации технологии послойного формирования осесимметричных изделий сложного профиля, т.е. при переменном времени наложения валиков наплавки в различных сечениях. В качестве примера выбора рациональных режимов тепловложения был рассмотрен образец (рис. 5 а), который имеет цилиндрический ($D = 300$ мм) и конический (угол наклона 45°) участки, зеркально отображённые относительно середины высоты изделия. Расчётная зависимость скорости источника нагрева от порядкового номера валика при формировании такой конструкции, позволяющая достичь стационарного теплового режима формирования слоёв, приведена на рис. 5 б. Из приведенных данных можно сделать

вывод о том, что изменение геометрии изделия по высоте требует существенно нелинейной зависимости скорости движения источника нагрева, что объясняется с одной стороны, переменным временем прохождения одного витка, с другой – постепенным накоплением тепла в изделии.

Следует отметить, что изменение скорости источника локального нагрева при наплавке стенки цилиндрического изделия представляет интерес не только с точки зрения обеспечения стационарности температурных полей для гарантирования однородности и требуемого качества продукции, но и с позиции увеличения производительности технологического процесса. Но для идентичных значений погонной энергии источника при росте его скорости (увеличении «жесткости» процесса) следует ожидать изменения остаточного напряжённо-деформированного состояния изделия после остывания. Для исследования влияния «жесткости» тепловложения при послойном формировании конструкции цилиндрической формы было проведено численное прогнозирование кинетики полей напряжений и деформаций при изготовлении титановой цилиндрической конструкции ($D = 300$ мм, $\delta = 3,2$ мм) на различных режимах (см. Табл. 2). Как показали результаты численных исследований (см. рис. 6), увеличение «жесткости» тепловложения ведёт к росту локальных остаточных окружных напряжений $\sigma_{\beta\beta}$ в стенке цилиндрического изделия, особенно, в области перехода стенки в конструкции в подложку. Это связано с тем, что увеличение скорости движе-

Таблица 2. Режимы послойного формирования цилиндрического изделия ($D \times \delta = 300$ мм \times 3,2 мм) из титанового сплава ВТ1

№	Скорость источника, мм/с	Мощность источника, Вт	Толщина подложки, мм
1	14,0	3200	8
2	9,3	2133	8
3	21,0	4800	8

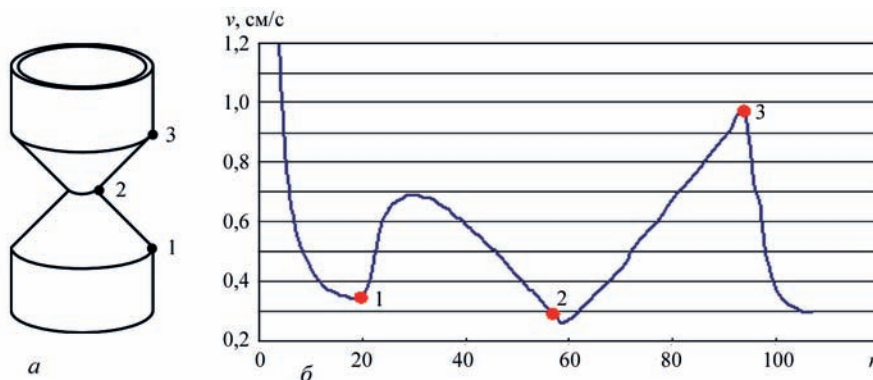


Рис. 5. Схема модельного осесимметричного образца переменного профиля и расчётная зависимость скорости источника нагрева v от порядкового номера валика n , которая позволяет достичь стационарного теплового режима формирования слоёв (1, 2, 3 – характерные точки изменения формы профиля изделия)

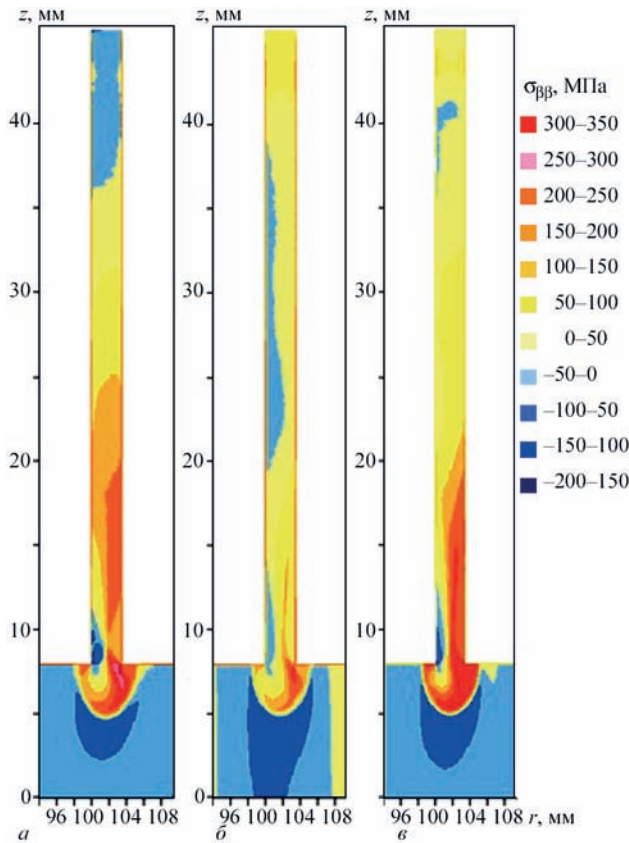


Рис. 6. Расчетные остаточные окружные напряжения $\sigma_{\theta\theta}$ в стенке цилиндрического изделия ($D \times \delta = 300 \times 3,2$ мм, толщина подложки 8 мм) в зависимости от режимов наплавки валиков (согласно Табл. 2): а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3

ния источника (и соответствующий рост производительности процесса наплавки) не позволяет изделию равномерно прогреваться по механизму кондуктивного теплопереноса. Высокие градиенты температур, в свою очередь, вызывают рост уровня временных и остаточных напряжений.

Вторым механизмом, вызывающим рост напряжений в области перехода стенки в конструкции в подложку, является общее деформирование конструкции, а именно развитие процесса термомодеформационной усадки, который вызывает уменьшение радиуса наплавляемого изделия. Как результат, в области перехода стенки в подложку появляются дополнительные изгибающие усилия и растягивающие напряжения на внешней поверхности стенки изделия. Кроме того, по мере наращивания стенки увеличивается абсолютная величина dr – изменение радиуса цилиндрической части конструкции. Как показано на рис. 7, увеличение «жесткости» тепловложения существенно влияет на конечное формоизменение конструкции: различие относительного смещения верхнего торца цилиндра относительно дна (уровня подложки) для режима 2 составляет около 1 мм, а для режима 3 – 1,5 мм, т.е. половину толщины стенки. Из этого можно сделать вывод, что при

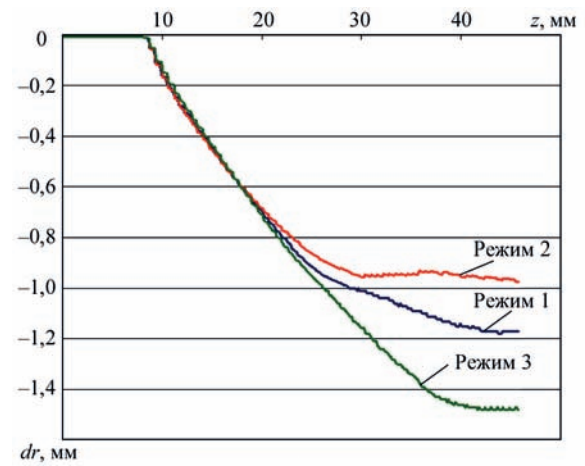


Рис. 7. Влияние режима формирования цилиндрического изделия ($D \times \delta = 300 \times 3,2$ мм, толщина подложки 8 мм) на величину радиальной усадки (режимы согласно Табл. 2)

выборе производительности процесса послойного формирования необходимо дополнительно учитывать его влияние на остаточное формоизменение конструкции такого типа и его соответствие требуемым допускам.

Применение в качестве подложки цельной пластины из соответствующего металла не всегда целесообразно или технологически удобно. Поэтому специалистами ЧП «НВО «Червона Хвиля» был предложен подход, предполагающий использование дискретной подложки, представляющей собой плотно уложенные в продольном или поперечном направлении отрезки той же проволоки, что и для присадочного материала (см. рис. 3 а, рис. 8). Это позволяет гарантировать однородность состава конструкции, удешевить процесс производства, особенно в случае реализации технологии послойного формирования вне заводских условий, в частности, для различных космических программ. Такой подход отличает, прежде всего, снижение изгибной жесткости подложки и ожидаемое изменение остаточного напряженно-деформированного состояния конструкций, полученных на дискретных подложках в сравнении с наплавкой на пластину. Как показали результаты численных исследований влияния типа подложки на остаточное напряженно-деформированное состо-



Рис. 8. Пример изделия таврового профиля, полученного методом послойного формирования на дискретной подложке (набор проволок)

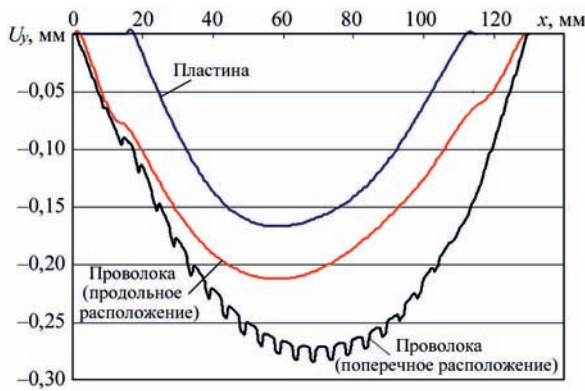


Рис. 9. Влияние конструкционного решения подложки на остаточное формоизменение оси балки таврового профиля
 яние балочного лабораторного образца таврового профиля (см. схему на рис. 2 б), снижение изгибной жёсткости дискретной подложки в сравнении со сплошной пластиной той же толщины ведет к увеличению остаточных изгибных деформаций (рис. 9). При этом, остаточные напряжения в области перехода стенки таврового профиля в полку существенно ниже, но характеризуются локальными концентраторами в области стыков отдельных отрезков проволоки, формирующих дискретную подложку (рис. 10). Из этого можно сделать вывод о том, что использование дискретных подло-

жек целесообразно только в случае возможности удаления подложки и части наплавленной стенки конструкции, где локальные напряжения могут вызвать зарождение трещинообразных дефектов, особенно, в случае циклического эксплуатационного нагружения.

К характерным особенностям производства конструкций методами послойного формирования относится склонность к появлению равномерно распределенной пористости между формирующими наплавленными слоями металла, обусловленная спецификой их сплавления (активацией поверхности, наличием загрязнений и окисных пленок, проч.). Так как предотвратить появление такого рода дефектности путем оптимизации параметров соответствующей аддитивной технологии затруднительно, рациональным является обоснование допустимой концентрации пористости в областях металла между наплавленными слоями конструкции. Для этого были использованы разработанные авторами модели совместного развития напряженно-деформированного и повреждённого состояния ответственных конструкций совместно с соответствующими критериями вязкого и хрупко-вязкого разрушения в условиях статического и переменного статического

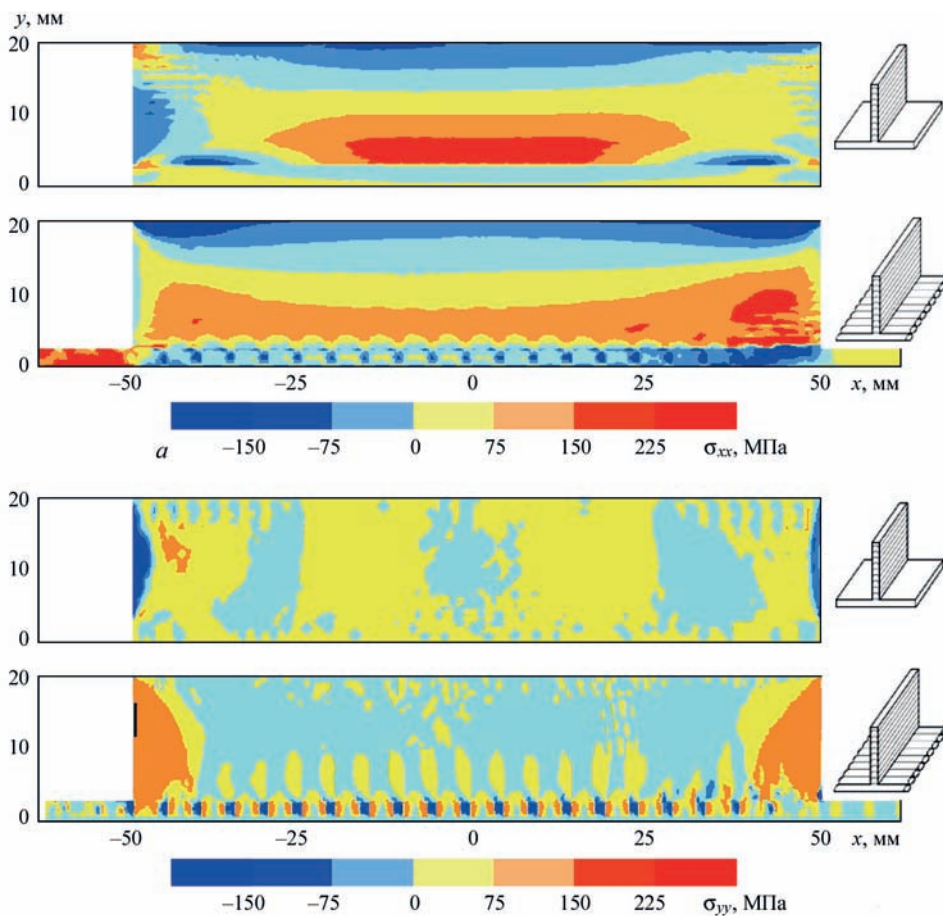


Рис. 10. Распределение продольных σ_{xx} (а) и поперечных σ_{yy} (б) остаточных напряжений в стенке изделия таврового профиля в зависимости от вида подложки

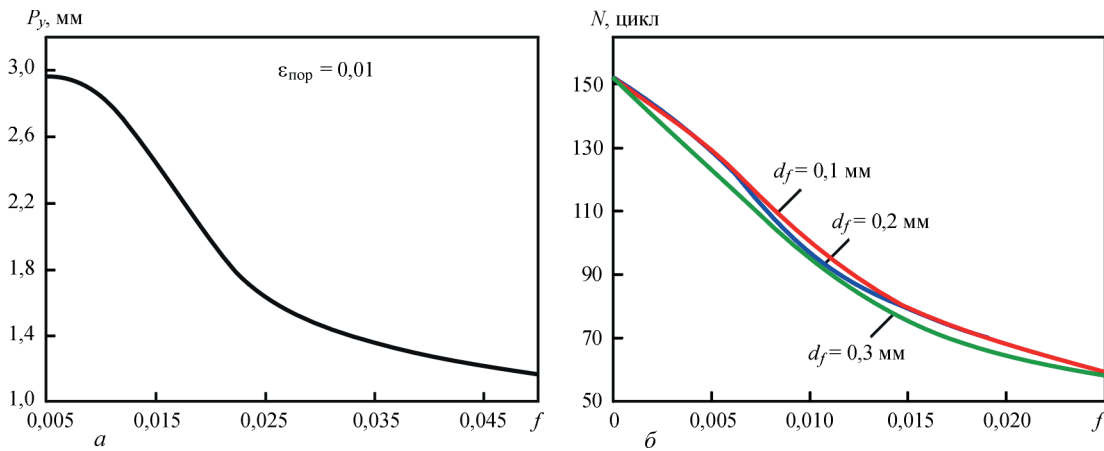


Рис. 11. Влияние пористости различной концентрации f и пространственного распределения (высоты слоя дефектного металла d_f) в области сплавления слоев стенки балки таврового профиля на ее работоспособность при статическом (а) и повторном статическом нагружении изгибом (б)

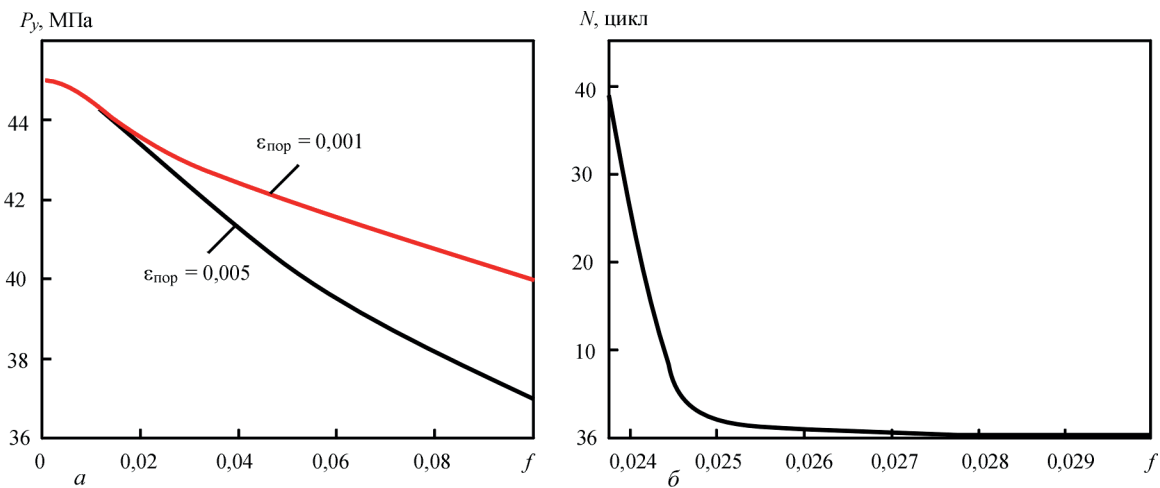


Рис. 12. Зависимость величины максимального давления P_r (а) и максимального числа циклов нагружения N (б) цилиндрического сосуда давления ($D \times \delta = 300 \text{ мм} \times 2,5 \text{ мм}$) из титанового сплава ВТ1, полученного методом послойного формирования, в зависимости от концентрации равномерно распределенной пористости f на границах сплавления слоев

нагружения [7-8]. Суть этого подхода заключается в предположении преимущественно вязкого механизма докритического повреждения материала конструкции в виде микроскопических микронадрывов (пор), вызванных интенсивным пластическим течением металла в условиях внешнего эксплуатационного температурно-силового воздействия.

С целью определения влияния дефектности на работоспособность балочных конструктивных элементов и сосудов давления было исследовано предельное состояние балки таврового профиля длиной 70 мм (рис. 2) под действием статического и циклического нагружения изгибом, а также цилиндрического сосуда ($D \times \delta = 300 \text{ мм} \times 2,5 \text{ мм}$) под действием внутреннего давления. Было исследовано влияние равномерно распределенной пористости в области сплавления слоев характерных конструктивных элементов и сосудов давления из титана. Так, на рис. 11 показаны результаты исследований прочности балки таврового профиля длиной 70 мм под действием статического (а)

и циклического (б) нагружения изгибом (стрела изгиба равна 0,225 мм) с различной начальной концентрацией пористости f технологической природы. Из приведенных данных можно сделать вывод, что рассматриваемая конструкция является достаточно чувствительной к величине концентрации пористости, особенно, в случае циклической нагрузки. Однако объем дефектного металла незначительно влияет на несущую способность конструкции (увеличение втрое области с начальной пористостью на 4 % уменьшает работоспособность при указанных выше условиях нагрузки), что объясняется локальностью макроскопического разрушения.

Цилиндрический сосуд давления ($D \times \delta = 300 \text{ мм} \times 2,5 \text{ мм}$) показывает большую устойчивость к разрушению при наличии равномерно распределенной пористости между наплавленными слоями как при статической нагрузке внутренним давлением (а), так и при повторно статической (рис. 12). Это позволяет смягчить требования к

цельности металла при послойном формировании, а именно объёмная концентрация несплошности на уровне 0,02 может считаться допустимой.

Выводы.

1. Применительно к технологии xBeam 3D Printer разработан комплекс математических моделей и компьютерных программ для численного прогнозирования кинетики температурного поля и напряжённо-деформированного состояния типичных конструктивных элементов (балочных, цилиндрических, сферических) в процессе послойного формирования.

2. Предложен численный подход оптимизации температурного поля в процессе послойного формирования тонкостенных конструкций различного профиля на основе результатов моделирования и использования критерия качественного формирования стенки. Его применение продемонстрировано на примере наплавки цилиндрических конструкций различного профиля, а также полусферы из титанового сплава ВТ1. В качестве оптимизируемого параметра была рассмотрена переменная скорость движения источника нагрева при постоянной погонной мощности. Приведены результаты прогнозирования оптимальных режимов послойного формирования цилиндрических и сферических образцов.

3. На основе результатов прогнозирования термомодеформированного состояния балочных конструкций таврового профиля исследовано влияние вида подложки (цельная пластина или дискретный набор проволок) на остаточное напряжённо-деформированное состояние изделия. Показано, что использование дискретной подложки позволяет несколько снизить уровень общих напряжений, при этом, в сравнении с пластиной, подложка такого вида вызывает формирование локальных концентраторов напряжений, а также увеличивает общий остаточный изгиб конструкции.

4. Показано, что использование жёстких режимов наплавки цилиндрических конструкций (т.е. при высокой скорости источника нагрева и

большой мощности) вызывает формирование более высоких остаточных напряжений в стенке конструкции и более существенное формоизменение. Это объясняется тем, что при относительно медленной наплавке формирующих слоёв большая часть тепла успевает распространиться по изделию, обеспечивая более равномерное его прогревание и более благоприятные условия формирования текущего и остаточного напряженно-деформированного состояния.

1. G. Hsiang Loh, E. Pei, D. Harrison, Mario D. Monzón // An overview of functionally graded additive manufacturing // Additive Manufacturing, Volume 23, 2018, P. 34-44. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.023>.
2. J. S. Cuellar, G. Smit, D. Plettenburg, A. Zadpoor. Additive manufacturing of non-assembly mechanisms // Additive Manufacturing, Volume 21, 2018, Pages 150-158. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.02.004>.
3. H. Attar, S. Ehtemam-Haghighi, D. Kent, M.S. Dargusch. Recent developments and opportunities in additive manufacturing of titanium-based matrix composites: A review // International Journal of Machine Tools and Manufacture. Volume 133, 2018, P. 85-102. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2018.06.003>
4. O.V. Makhnenko, A.S. Milenin, E.A. Velikoivanenko, N.I. Pivtorak, D.V. Kovalchuk. Modelling of temperature fields and stress-strain state of small 3D sample in its layer-by-layer forming // The Paton Welding Journal, – #3. – 2017. – P.7-14. <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.03.02>.
5. D. Radaj. Heat Effects of Welding. Temperature Field, Residual Stress, Distortion. – Berlin: Springer Verlag, 1992. – 348 p.
6. Махненко В.И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. – Киев: Наукова думка. – 2006. – 618 с.
7. E.A. Velikoivanenko, A.S. Milenin, A.V. Popov, V.A. Sidoruk, A.N. Khimich. Methods and Technologies of Parallel Computing for Mathematical Modeling of Stress-Strain State of Constructions Taking into Account Ductile Fracture // Journal of Automation and Information Sciences. Vol. 46, Issue 11, 2014, P. 23-35. <https://doi.org/10.1615/JAutomatInfScien.v46.i11.30>.
8. А.С. Миленин, Е.А. Великоиваненко, Г.Ф. Розынка, Н.И.Пивторак. Моделирование процессов зарождения и развития докритической поврежденности металла сварных трубопроводных элементов при малоцикловом нагружении // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2016. – N 4. – С. 14–20. <https://doi.org/10.15407/tchk2016.04.03>.

ВЕРОЯТНОСТНАЯ ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ И РАБОТОСПОСОБНОСТИ СВАРНЫХ ТРУБОПРОВОДНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОСНОВЕ ЧИСЛЕННОГО ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ИХ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

А. С. МИЛЕНИН, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК

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

Был проведен комплекс исследований влияния условий высокотемпературной эксплуатации сварных трубопроводных элементов с выявленными коррозионно-эрозийными дефектами на вероятность аварийной ситуации. Для этого разработаны комплексные взаимосвязанные конечно-элементные модели напряженно-деформированного состояния сварных трубопроводов с дефектами потери металла и развития пор вязкого разрушения при высокотемпературной эксплуатации. С целью численной интерпретации состояния конструкции разработана интегральная методика, которая заключается в интегрировании текущего расчетного поля интенсивности пластических деформаций в сечении дефектной трубы в рамках статистики Вейбулла для определения вероятности разрушения. Получены температурные зависимости коэффициентов Вейбулла для проведения расчетов вероятности разрушения трубопроводов в процессе их высокотемпературной эксплуатации. На основе разработанных численных подходов проведен комплекс исследований влияния условий эксплуатации элементов технологических трубопроводов с обнаруженными дефектами коррозионно-эрозийной потери металла на склонность к разрушению. Показаны особенности развития докритического разрушения и предельного состояния характерных сварных трубопроводных элементов в процессе нагружения. Предложена система эквивалентных диаграмм для определения условий эксплуатации дефектных участков трубопроводов, которые гарантируют необходимый уровень вероятности разрушения конструкции.

Одной из тенденций в проектировании современных объектов тепловой и атомной энергетики является повышение эксплуатационных нагрузок и температур. Это предопределяет необходимость учета склонности используемых материалов в высокотемпературной деградации как при расчете их несущей способности, так и при оценке остаточного ресурса. В частности, одними из наиболее распространенных конструктивных элементов являются трубопроводы и сосуды давления цилиндрической формы. В случае транспорта жидкостей-теплоносителей, температура которых может достигать 450-580 °С (а согласно новейшим зарубежным проектам – до 700 °С), прочность трубопровода существенно снижается, особенно при наличии локальных концентраторов напряжений (геометрических или обусловленных приобретенной дефектностью). Кроме того, известно, что фактором, ограничивающим ресурс технологических трубопроводов при высокотемпературной эксплуатации, является интенсивное развитие деформаций ползучести, которая приводит к зарождению и развитию докритического повреждения материала и дальнейшего формирования макроскопических дефектов [1]. Поэтому вопросы анализа состояния и оценки остаточного ресурса безопасной эксплуатации технологических трубопроводных элементов (ТЭ) в условиях высокотемпературной нагрузки связано с необходимостью

прогнозирования докритического повреждения материала и формулировки соответствующих критериев предельного состояния.

Эта задача существенно усложняется при наличии в металле трубопровода дефектов несплошности, в частности, трехмерных коррозионно-эрозийных утонений, вызывающих формирование пространственно неоднородного поля напряжений в стенке конструкции. В таком случае использование упрощенных методик инженерной механики может давать слишком консервативные результаты расчетов прочности, поэтому рациональным является конечно-элементное описание общего развития напряженно-деформированного состояния (НДС) и докритического повреждения материала вплоть до достижения предельного состояния. Для этого необходима разработка соответствующих моделей поведения упруго-пластической среды, учитывающих различные типы деформирования (упругого, мгновенной пластичности, ползучести, обусловленных структурными превращениями и зарождением микронесплошности материала при докритическом повреждении) и неравномерное несущее сечение конструкции в процессе разрушения. Кроме того, использование такого подхода позволяет минимально схематизировать реальную геометрию конструкции, в том числе, учитывать наличие локальных коррозион-

но-эрозионных утонений стенки трубы, обнаруженных во время диагностики ее состояния.

К основным механизмам зарождения несплошности металлов технологических трубопроводов высокого давления, эксплуатируемых при высоких температурах, является вязкое разрушение, которое характеризуется зарождением и развитием пористости материала при определенном уровне накопленных пластических деформаций и особенностей многоосного напряженного состояния [2]. Предельное развитие такого типа разрушения в зависимости от величины накопленных необратимых деформаций ползучести определяет остаточный ресурс трубопровода в зависимости от его текущего состояния и условий эксплуатации. Максимальное время до наступления предельного состояния трубопровода может служить характеристикой степени эксплуатационного повреждения типа коррозионно-эрозионных потерь металла. Однако, неравномерность распределения напряжений и различная склонность металла к разрушению при одинаковых условиях внешней нагрузки требует использования консервативных предположений, в частности, коэффициентов запаса по разным входным данным. Альтернативным подходом является использование интегральных характеристик склонности конструкции к разрушению, в частности, вероятностный анализ на основе статистики Вейбулла [3]. Но классические модели статистической теории прочности Вейбулла, предусматривающие зависимость вероятности разрушения от величины напряжений в материале, неприменимы для описания высокотемпературного нагружения, так как развитие деформаций ползучести не сопровождается соответствующим повышением напряжений. Поэтому необходимо создание альтернативных подходов, рассматривающих пластическую деформацию, как меру склонности к разрушению. Для адекватных количественных оценок вероятности разрушения элементов технологических трубопроводов необходимо определить соответствующие параметры статистической теории разрушения как функции свойств материала и температуры.

Целью настоящей работы является построение комплексной конечно-элементной модели развития НДС технологических ТЭ с обнаруженными коррозионно-эрозионными утонениями стенки, реализация методики статистического анализа НДС таких конструкций для оценки остаточной прочности и определения характерных особенностей влияния условий эксплуатации и степени коррозионно-эрозионного износа на склонность трубопровода к разрушению.

С практической точки зрения, одним из важных механизмов разрушения сварных ТЭ и сосудов давления в условиях эксплуатации при повышенных температурах и существенной силовой нагрузке (в частности, внутренним давлением), когда реализуются условия развитого пластического течения по механизму ползучести, является вязкое разрушение. Так, в процессе накопления необратимых деформаций мгновенной пластичности ε^{mp} и ползучести ε^c может быть достигнута предельная деформационная способность материала, что приводит к транскристаллитному разрушению металла по механизму порообразования. Согласно гипотезе Леметра [4], зарождение и дальнейшее развитие докритического повреждения такого типа зависит не от механизма пластического деформирования, а от текущей суммарной величины деформации, то есть для рассматриваемого случая, от $\varepsilon^p = (\varepsilon^{mp} + \varepsilon^c)$. Поэтому моделирование НДС конструкции в конкретных условиях эксплуатации должно учитывать как процесс сварки для прогнозирования остаточного состояния после монтажа, так и особенности общего развития необратимых деформаций мгновенной пластичности и ползучести совместно с неравномерно распределенным докритическим повреждением металла в процессе эксплуатации данного ТЭ.

Фактическое температурное поле в сечении дефектного трубопровода с учетом разницы между температурами окружающей среды и транспортируемого продукта определялось на основе численного решения нестационарного уравнения теплопроводности [5]:

$$c\gamma(r, \beta, z, T) \frac{\partial T(r, \beta, z)}{\partial \tau} = \nabla[\lambda(r, \beta, z, T) \nabla T(r, \beta, z)], (1)$$

где $T, \lambda, c\gamma$ – соответственно, температура, теплопроводность и объемная теплоемкость материала конструкции в момент времени τ в точке с координатами (r, β, z) в соответствии со схемой, приведенной 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:

$$-\lambda(T) \cdot \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha_T \cdot (T - T_0) + \varepsilon_0 \cdot \sigma_{SB} \cdot (T^4 - T_0^4), (2)$$

где n – нормаль к поверхности конструкции; ε_0 – степень черноты поверхности трубопровода; σ_{SB} – константа Стефана-Больцмана; T_0 – температура окружающей среды; α_T – коэффициент теплоотдачи, который в случае контакта конструкционного элемента с оснасткой принимается равным 0,0005

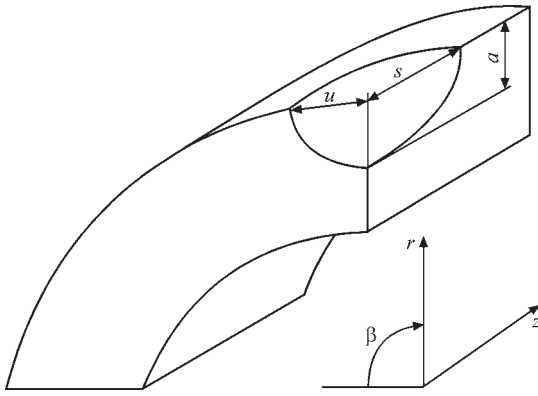


Рис. 1. Схема трубопроводного элемента с дефектом локального утонения стенки

Вт/(мм²·°C), в случае контакта с окружающей атмосферой – $\alpha_T = 0,0001$ Вт/(мм²·°C).

Компоненты тензора деформаций ϵ_{ij} ($i, j = r, b, z$) в рассматриваемом случае представляются в виде суперпозиции следующих компонентов [6]:

$$d\epsilon_{ij} = d\epsilon_{ij}^e + d\epsilon_{ij}^{mp} + d\epsilon_{ij}^c + \delta_{ij} \cdot (d\epsilon_T + df/3), \quad (3)$$

где $d\epsilon_{ij}^e$, $d\epsilon_{ij}^{mp}$, $d\epsilon_{ij}^c$, $d\epsilon_{ij}^T$ – компоненты приращения тензора деформаций, которые определяются упругим механизмом деформирования, мгновенной пластичностью, ползучестью и температурным расширением, соответственно; f – объемная концентрация равномерно распределенных пор вязкого разрушения.

Текущее приращение деформаций ползучести $d\epsilon_{ij}^c$ за промежуток времени dt , фигурирующий в (3), может быть выражено с помощью функции ползучести $\Omega = \Omega(\sigma_i, T)$ следующим образом [7]:

$$d\epsilon_{ij}^c = \Omega(\sigma_i, T) \cdot (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma) dt, \quad (4)$$

где T – текущая температура материала, σ_{ij} – компоненты тензора напряжений, σ_i – интенсивность напряжений, σ – средние напряжения.

На разных этапах деформирования степень ползучести определяется или процессом температурной активации, или уровнем механических напряжений. Поэтому $\Omega(\sigma_i, T)$ представляет собой произведение температурной составляющей Ω_1 (функция Аррениуса) и функции напряжений Ω_2 (уравнение Бейли-Нортон) [8]:

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

где

$$\Omega_1(T) = A \cdot \exp\left(\frac{G_c}{T + 273}\right),$$

$$\Omega_2(\sigma_i) = \sigma_i^n, \quad (6)$$

n, A, G_c – константы.

Решение общей задачи напряженно-деформированного и поврежденного состояния материала

сварного трубопровода в условиях высокотемпературной эксплуатации было реализовано путем численного прослеживания деформаций термопластичности и ползучести в рамках конечно-элементной краевой задачи. В этом случае, приращение общих деформаций в каждом конкретном конечном элементе (КЭ) согласно (3) может быть представлено следующим образом [9]:

$$\Delta\epsilon_{ij} = \left[\Psi + \Omega(\sigma_i, T) \cdot \Delta t \right] \cdot (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma) + \delta_{ij} \cdot (K \cdot \sigma + \Delta\epsilon_T + \Delta f/3) - \left[\frac{1}{2 \cdot G} + \Omega(\sigma_i, T) \cdot \Delta t \right] \times (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma)^* - (K \cdot \sigma)^*, \quad (7)$$

где δ_{ij} – символ Кронекера, т.е. $\delta_{ij} = 1$, если $i = j$ и $\delta_{ij} = 0$, если $i \neq j$, σ – среднее значение нормальных компонентов тензора напряжений σ_{ij} , т.е. $\sigma_m = (\sigma_{rr} + \sigma_{\beta\beta} + \sigma_{zz})/3$, $K = \frac{1-2\nu}{E}$ – модуль объемного сжатия, E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона, $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$ – модуль сдвига, символ «*» относит переменную к предыдущему шагу прослеживания, Ψ – функция состояния материала в рассматриваемом случае определяется условием пластического течения.

В (7) фигурирует объемная концентрация равномерно распределенных пор f , наличие которой отличает разработанные модели от классических методов анализа термомодеформированного состояния сплошной среды. Наличие докритической поврежденности 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 (т.н. ГТН-модель) [10]:

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_T}\right)^2 - (q_3 f^*)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(q_2 \frac{3\sigma_m}{2\sigma_T}\right) - 1, \quad (8)$$

где $q_1=1,5$, $q_2=1$, $q_3=1,5$ – константы, f^* – эквивалентная концентрация пор, σ_T – предел текучести материала, $\sigma_i = \sqrt{\sigma_{ij} \cdot \sigma_{ij}/2}$ – интенсивность напряжений.

Эквивалентная концентрация пор f^* в (8), учитывая взаимодействие между отдельными несплошностями, оценивается на основе следующих соотношений:

$$f^* = \begin{cases} f, & \text{если } f \leq f_c \\ f_c + \frac{f_u - f_c}{f_F - f_c} \cdot (f - f_c), & \text{если } f > f_c \end{cases} \quad (9)$$

где f_c – критическая концентрация несплошностей, к которой отдельные поры не взаимодействуют, принято считать $f_c = 0,15$; f – концентрация пор, при которой происходит разрушение конечного элемента, $f_u^* = 1/q_1$.

Для корректного описания предельного состояния рассматриваемых конструкций необходимо учитывать деформационное упрочнение металла в условиях статической эксплуатационной нагрузки, а именно, изменение его предела текучести согласно следующему соотношению [11]:

$$\sigma_T = \sigma_T^0 \left\{ 1 + c_1 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) + c_2 \left[\ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right]^2 \right\} \left[1 + \left(\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} \right)^m \right], \quad (10)$$

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 деформационный критерий, согласно которому в некотором объеме металла появляется начальная пористость с концентрацией f_0 при выполнении следующего условия:

$$\chi_{\kappa} = \int \frac{d\varepsilon_i^p}{\varepsilon_c(T)} > 1, \quad (11)$$

где $d\varepsilon_i^p = \sqrt{2/3} \cdot \sqrt{d\varepsilon_{ij}^p \cdot d\varepsilon_{ij}^p}$, $\varepsilon_c(T)$ – критическая величина пластических деформаций.

Критическая пластическая деформация ε_c в (11) может быть определена в соответствии со следующим соотношением [12]:

$$\varepsilon_c(T) = D_1 \left[1 + D_2 \exp \left(D_3 \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \right) \right] \times \left(1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon} \right) \cdot \left(1 + D_5 \frac{T - T_0}{T_s - T_0} \right), \quad (12)$$

где $D_1, D_2, D_3, D_4, D_5, B_p$ – константы.

Дальнейший рост концентрации пор вязкого разрушения в процессе пластического деформирования металла подчиняется закону Райса-Трейси, а именно [13]:

$$df = \begin{cases} 1,28 \exp \left(\frac{3}{2} r_{st} \right) d\varepsilon_i^p, & \text{если } r_{st} = \frac{\sigma_m}{\sigma_i} > 1 \\ 1,28 (r_{st})^{1/4} \exp \left(\frac{3}{2} r_{st} \right) d\varepsilon_i^p, & \text{если } \frac{1}{3} \leq r_{st} \leq 1 \end{cases}, \quad (13)$$

Решение краевой задачи нестационарной термопластичности проводилось путем прослеживания общего развития упруго-пластических деформаций, докритического и критического

разрушения по вязкому механизму на основе конечно-элементной пространственной модели, для которой использовались восьмиузловые элементы (см. рис. 2). Реализация численного прослеживания связана с нелинейностью в физических процессах пластического деформирования и разрушения. Для формального решения нелинейных задач были реализованы соответствующие итерационные процессы, которые позволяют находить состояние конечного элемента, соответствующего условию равновесия. Был использован подход, предложенный В.И. Махненко, и заключающийся в рассмотрении функции состояния материала Ψ , удовлетворяющей следующим условиям на поверхности текучести [14]:

$$\begin{aligned} \Psi &= \frac{1}{2 \cdot G}, & \text{если } \sigma_i < \sigma_s = \\ &= \sigma_T \cdot \sqrt{1 + (q_3 \cdot f^*)^2 - 2 \cdot q_1 \cdot f^* \cdot \cosh \left(q_2 \cdot \frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_T} \right)}; \\ \Psi &> \frac{1}{2 \cdot G}, & \text{если } \sigma_i = \sigma_s; \end{aligned} \quad (14)$$

состояние $\sigma_i > \sigma_s$ недопустимо,

Таким образом, решение задачи (14) на каждом этапе прослеживания позволяет с контролируемой степенью точности определить поврежденность материала сварной конструкции. Реализация этих условий происходит на каждом шаге прослеживания итерационным методом с учетом соответствующей зависимости $\sigma_s(T, \varepsilon^p)$. Компоненты тензора напряжений удовлетворяют уравнениям статики для внутренних КЭ и граничным условиям – для поверхностных. В свою очередь, компоненты вектора $\Delta U = (\Delta U, \Delta V, \Delta W)$ удовлетворяют соответствующим условиям на границе. Разрешающая система уравнений в переменных вектора приращения перемещений в узлах КЭ на каждом шаге

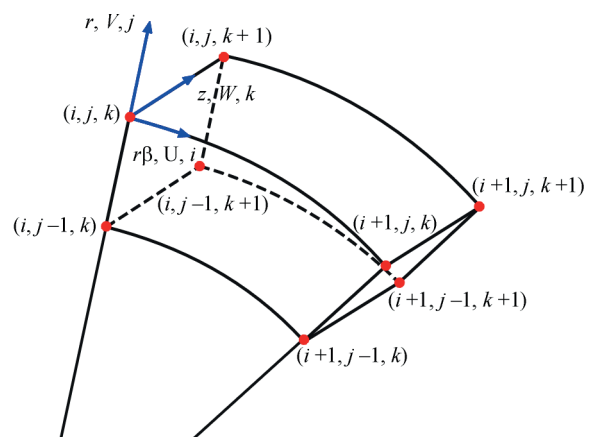


Рис. 2. Схема конечного элемента, используемого для решения задачи численного прогнозирования напряженно-деформированного состояния трубопроводного элемента

прослеживания и Ψ -итераций определяется минимизацией следующего функционала (вариационный принцип Лагранжа):

$$\Theta_I = -\frac{1}{2} \sum_V (\sigma_{ij} + J_{ij}) \Delta \varepsilon_{ij} V_{m,n,r} + \sum_{S_p} P_i \Delta U_i \Delta S_p^{m,n,r}, \quad (15)$$

где \sum_V – оператор суммы по внутренним КЭ, \sum_{S_p} – оператор суммы по поверхностным КЭ, на которых заданы компоненты силового вектора P_i , то есть искомая система уравнений формируется исходя из следующих условий:

$$\frac{\partial \Theta_I}{\partial \Delta U_{m,n,r}} = 0, \quad \frac{\partial \Theta_I}{\partial \Delta V_{m,n,r}} = 0, \quad \frac{\partial \Theta_I}{\partial \Delta W_{m,n,r}} = 0. \quad (16)$$

В качестве критерия зарождения макроскопического разрушения использовалась условие хрупко-вязкого разрушения, которое заключается в выполнении одного из трех соотношений [15]:

$$\left(\Psi - \frac{1}{2 \cdot G} \right)_{KP} \geq \frac{\varepsilon_f - \varepsilon_p^*}{1,5 \cdot \sigma_i} \approx \frac{\varepsilon_f - \varepsilon_p^*}{1,5 \cdot \sigma_s(\varepsilon_p, T)};$$

$$f^* \rightarrow f_d^* = \frac{1}{q_1} \cdot \exp\left(-\frac{3 \cdot q_2 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_T}\right); \quad (17)$$

$$\frac{\sigma_1}{1 - 2 \cdot f/3} > S_K,$$

где S_K – напряжение микроскола; индекс «*» относит переменную к предыдущему шагу прослеживания, ε_f – предельная деформационная способность материала.

Считалось, что КЭ, для которого выполняется одно из условий (17), теряет свою несущую способность, и на его месте формируется макроскопическая несплошность. Дальнейшее нагружение конструкции и развитие макроразрушения, в итоге приводит к лавинообразной потере несущей способности материала в рамках итерационного процесса (14), что можно интерпретировать, как спонтанное разрушение конструкции.

Интегральные вероятностные подходы анализа НДС ответственных конструкций с точки зрения их склонности к разрушению, зачастую, базируются на статистической теории прочности Вейбулла [16]. Она предусматривает, что вероятность инициирования повреждения p является функцией напряженного состояния и может быть выражена с помощью трехпараметрического распределения Вейбулла (σ -метод):

$$p = 1 - \exp\left[-\int_S \left(\frac{\sigma_1 - A_\sigma}{B_\sigma}\right)^{\eta_\sigma} \frac{dS}{S_0}\right], \quad (\sigma_1 > A_\sigma) \quad (18)$$

где s_1 – поле главных напряжений, полученных при конечно-элементном анализе с учетом деформационного упрочнения материала, S – площадь сечения трубы, S_0 – константа материала, характеризующая пространственный масштаб перехода микроповреждения в макроскопический дефект, $A_\sigma, B_\sigma, \eta_\sigma$ – параметры Вейбулла.

Применимость σ -метода (18) ограничена природой докритического повреждения материала, а именно: если предельному состоянию конструкции будет предшествовать её существенное пластическое деформирование, вероятность отказа в соответствии с (18) будет почти неизменной из-за незначительного изменения напряжений, тогда как склонность к разрушению будет расти по мере накопления деформаций. Например, известно, что развитие деформаций ползучести в трубах при высокотемпературной эксплуатации приводит к инициированию и накоплению докритической пористости, но при этом не наблюдается соответствующего увеличения напряжений. Более того, при этом имеет место релаксация напряжений определенного типа (например, остаточные напряжения в зоне сварки). Поэтому можно сделать вывод о том, что модели типа (18) применимы для конструкций, предельное состояние которых определяется хрупкими или вязко-хрупкими механизмами макроразрушения (материалы, охрупченные в результате радиационного облучения или насыщения водородом и т.д.), и некоторые из них уже нашли свое применение (модели Беремина и др.) [17].

Так как предельное состояние трубопровода с выявленной локальной потерей металла преимущественно зависит от вязкого макроразрушения (особенно для пластичных металлов или при высокотемпературной эксплуатации), альтернативой (18) есть модель Вейбулла, основанная на анализе деформированного состояния конструкции (ε -метод):

$$p = 1 - \exp\left[-\int_S \left(\frac{\varepsilon_i - A_\varepsilon}{B_\varepsilon}\right)^{\eta_\varepsilon} \frac{dS}{S_0}\right], \quad (\varepsilon_i > A_\varepsilon) \quad (19)$$

где s_i – поле главных напряжений, полученных при конечно-элементном анализе, $A_\varepsilon, B_\varepsilon, \eta_\varepsilon$ – параметры Вейбулла.

Для корректной количественной вероятностной интерпретации НДС дефектного ТЭ согласно (18) или (19) значения параметров Вейбулла должны быть определены на основе серии экспериментальных испытаний или моделирования. Численное прогнозирование является более эффективным с позиции себестоимости и трудоемкости, но требует использования соответствующей

шей методологии конечно-элементного анализа, учитывающей закономерности взаимного развития НДС и докритического повреждения в условиях существенного развития деформаций разного типа, в частности, в рамках приведенных выше моделей, которые были реализованы в виде соответствующих моделей программного пакета Weld Predictions [18]. Определение параметров Вейбулла A_p , B_p , η_i ($i = \eta, \epsilon$) необходимо для получения корректных количественных результатов вероятностной оценки статической прочности трубопроводов с локальной коррозионно-эрозивной потерей металла. Для этого некоторому состоянию напряжений (деформаций) характерной дефектной трубы должно быть поставлено в соответствие значение вероятности аварийной ситуации с последующим решением обратной задачи определения параметров Вейбулла. Так, при увеличении внутреннего давления можно выделить несколько стадий развития состояния трубопровода, а именно: зарождение микроповреждения в соответствии с (11), инициирование макроразрушения согласно (17), спонтанного роста макроскопического дефекта (трещины, пластической неустойчивости). Первый этап может быть описан вероятностью разрушения $p = 0,01-0,05$, второй этап – $p = 0,90-0,95$, третий – $p \sim 1,0$. Наиболее рациональным подходом является анализ второго этапа, так как по сравнению с первым позволяет учесть больше характеристик материала и применять менее консервативные процедуры, а по сравнению с третьим – не требует сложного рассмотрения развития макроскопического дефекта.

Для упрощения исследований был сделан ряд предположений. Так, коэффициент A_s характеризует возможность разрушения при сравнительно низких напряжениях. Теоретически существует ненулевая вероятность инициирования разрушения при напряжениях, близких к нулю ($A_s = 0$), но этот подход не является рациональным для решения прикладных задач. Более рациональное предположение, которое было использовано в этом исследовании, заключается в том, что вероятностный характер разрушения проявляется при напряжениях, превышающих $s_{flow} = (s_B + s_T)/2$. Этот подход эффективен для статистического анализа сварных конструкций, но достаточно чувствителен к особенностям математического описания.

Что касается величины A_s , то предполагалось, что для конструкционных материалов ненулевая вероятность разрушения появляется при макроскопическом пластическом деформировании, то есть $A_s \approx 0,887 \cdot \sigma_T / E$, но это значение незначительно по сравнению с интенсивностью пласти-

ческой деформации в предельном состоянии конструкции, поэтому для упрощения можно считать $A_s = 0$. Значение η_s принимается в диапазоне 3-4, что соответствует значению η_e около 5. Соответственно, целью анализа полей напряжений и деформаций в дефектной трубе под предельным давлением является определение параметров B_s и B_e распределений Вейбулла (18) и (19) в зависимости от свойств материала трубы, что позволит проводить необходимые количественные оценки вероятности разрушения трубопровода с выявленными коррозионно-эрозивными дефектами.

Так, для стальных труб была проведена серия численных экспериментов предельного состояния в зависимости от свойств материала и размера полуэллиптических поверхностных дефектов (входные данные расчетов следующие: $D \times t = 1420 \times 20$ мм, $E = 210$ ГПа, $\nu = 0,3$, $\sigma_T = 300-600$ МПа, $f_0 = 0,01$, $S_K = 1000$ МПа, $\epsilon_c = 0,01$). Решение обратной задачи показало, что зависимости консервативных значений параметров Вейбулла B_s и B_e от предела текучести s_T трубной стали квазилинейны (см. рис. 3) и незначительно зависят от размера дефекта (диапазон рассматриваемых размеров дефектов в соответствии с рис. 1 $a = 3-17$ мм, $2s = 20-200$ мм, $2u = 20-200$ мм). Подобные результаты получены для алюминиевых сплавов различной прочности (рис. 4). При необходимости такие зависимости можно получить для других характеристик трубопроводных материалов (например, e_c , f_0 , E), чтобы выявить влияние свойств материала на вероятность разрушения трубопровода под действием определенной системы внешней нагрузки.

Для проверки правильности предположения о математическом выражении интегральных законов (18) и (19), а также полученных значений коэффициентов Вейбулла, были проведены статистические лабораторные исследования по одноосному нагружению алюминиевых образцов из сплава АМг6. Результаты испытаний показывают существенный разброс статической прочности образцов, но распределение соответствует функции Вейбулла, что было проверено критерием достоверности Колмогорова-Смирнова. Как показано на рис. 5, σ -метод ($A_s = 318$ МПа, $B_s = 360$ МПа, $\eta_s = 4,0$) хорошо коррелирует с экспериментальными данными (уровень значимости α около 0,5), тогда как ϵ -метод ($A_e = 0,004$, $B_e = 1,98$, $\eta_e = 5,0$) характеризуется хоть и меньшим, но удовлетворительным соответствием ($\alpha = 0,05$).

Для случая высокотемпературной эксплуатации трубопроводов с выявленной дефектностью потери металла (например, эрозии) для оценки вероятности разрушения возможно использование

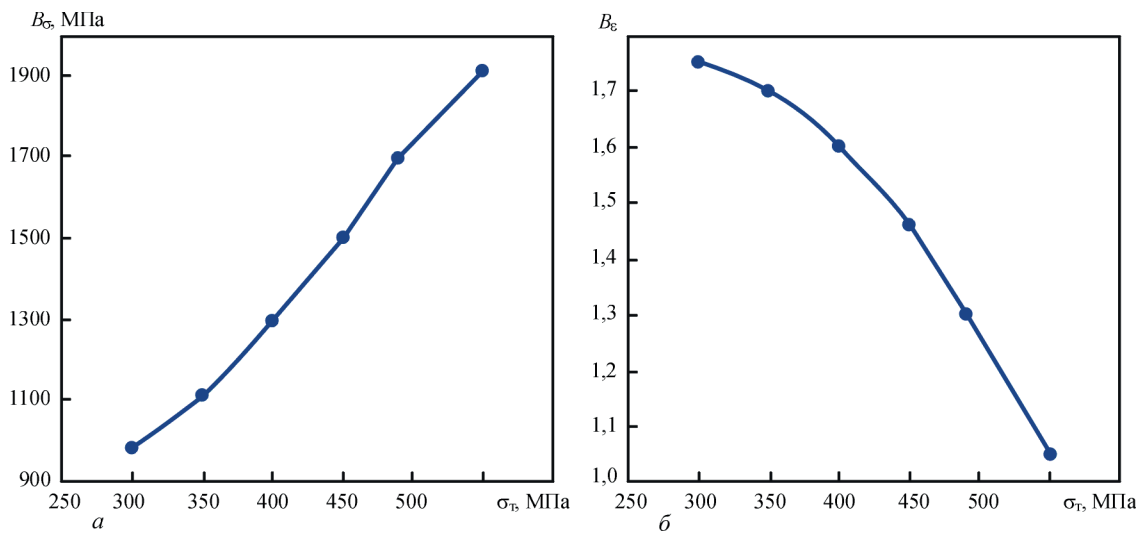


Рис. 3. Зависимости консервативных значений параметра Вейбулла B_{σ} (а) и B_{ϵ} (б) от предела текучести σ_T материала дефектного участка трубопровода (стали)

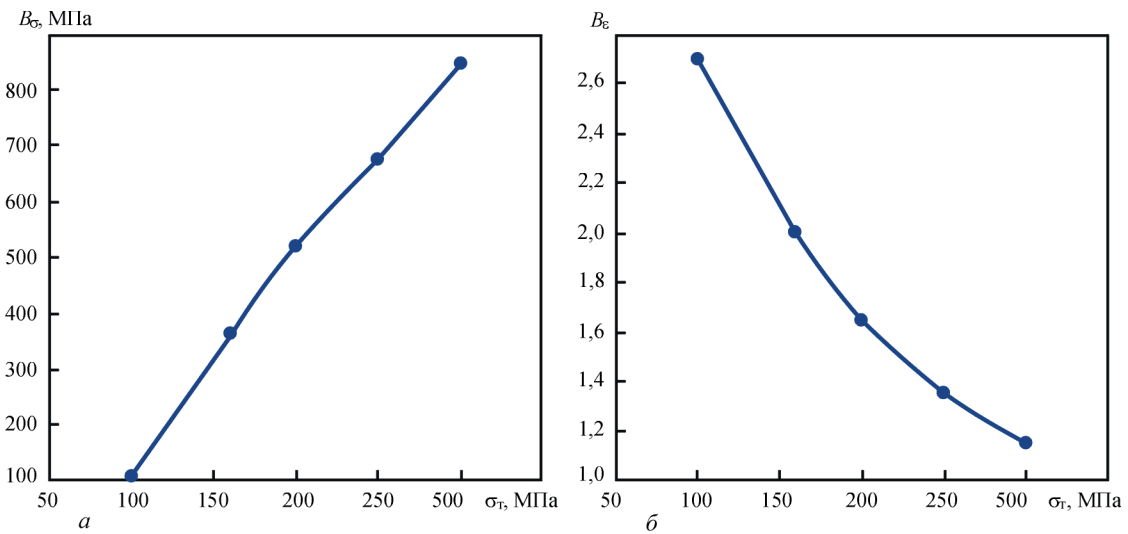


Рис. 4. Зависимости консервативных значений параметра Вейбулла B_{σ} (а) и B_{ϵ} (б) от предела текучести σ_T материала дефектного участка трубопровода (алюминиевые сплавы)

исключительно ϵ -метода (19) с учетом кинетики накопления деформаций ползучести. Поскольку свойства материала и его склонность к деформации по механизму ползучести зависят от температуры, следует также ожидать зависимость коэффициентов Вейбулла от температуры. Так, для 15X2НМФА и 10ГН2МФА, которые широко применяются для изготовления технологических трубопроводов АЭС и ТЭС на примере элемента технологического трубопровода с полуэллиптическим дефектом утонения стенки были исследованы закономерности предельного состояния в условиях совместного действия внутреннего давления и высокой температуры. Для этого было исследовано предельное состояние ТЭ ($D \times t = 300 \times 15$ мм) с полуэллиптическим дефектом утонения на внешней поверхности трубы. Коэффициенты функций ползучести (6) следующие [14]: 15X2НМФА – $n = 5,0$; $G_c = -101069$ С; $A = \exp(69,40)$ 10ГН2МФА

– $n = 4,2$; $G_c = -61\,955$ °С; $A = \exp(34,78)$. Как показали результаты решения температурной задачи, переменная толщина трубы приводит к формированию некоторого градиента температур в области дефекта, что имеет влияние на кинетику накопления деформаций высокотемпературной ползучести, особенно в случае глубокого дефекта. Так, относительно трубопровода из стали 15X2НМФА с внешним полуэллиптическим дефектом, концентратор напряжений в области геометрической аномалии вызывает формирование локально повышенных деформаций (рис. 6). При этом, чем меньше температура эксплуатации трубопровода, тем более локализованным является поле деформаций: на периферии дефекта относительно низкие эксплуатационные напряжения не приводят к существенному увеличению деформаций ползучести, тогда как в области концентратора за то же время уровень деформаций соответствует пре-

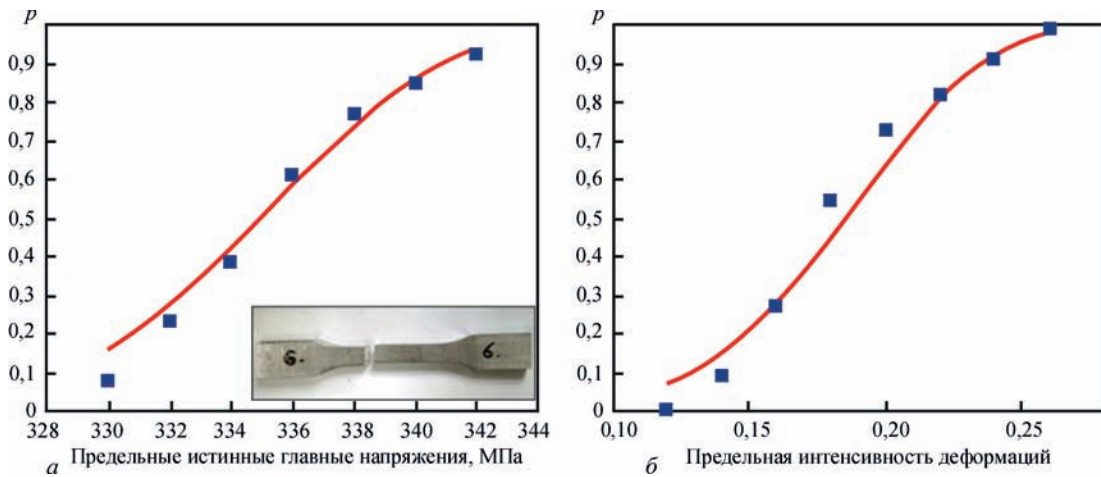


Рис. 5. Сравнение результатов статистической лабораторной проверки вероятности p разрушения алюминиевых образцов (■) в зависимости от предельных главных напряжений (а) и интенсивности деформации (б) с численным прогнозированием в соответствии с разработанными моделями (—)

дельному состоянию, а повышение температуры от 600 °С до 650 °С приводит к увеличению области локально повышенных деформаций на 40 мм.

Таким образом, различная температура эксплуатации вызывает изменение в распределении накопленных деформаций ползучести в области дефекта утонения стенки трубы, что приводит к различной склонности конструкции к зарождению и развитию вязкого разрушения. Полученное конечно-элементным расчетом распределение деформаций в стенке трубопровода с полуэллиптическим дефектом локального утонения позволило решить обратную задачу предельного состояния путем постановки в соответствие выполнения критерия (17) вероятности разрушения 0,95 и определить функциональные зависимости параметра B_ϵ от типа материала и температуры эксплуатации. Как показано на рис. 7 как для стали 15X2НМФА, так и для 10ГНМФА зависимости B_ϵ от температуры квазилинейны для выбранного температурного диапазона. При этом изменение размера дефекта незначительно влияет на значения параметров Вейбулла.

Расчет кинетики поля деформаций в сечении ТЭ с обнаруженными дефектами коррозионно-эрозийных потерь металла позволяет прогнозировать склонность конструкции к зарождению вязкого разрушения и работоспособность с позиции вероятности макроразрушения. Предложенный подход конечно-элементного расчета в соответствии с описанными выше моделями, дает возможность с минимальной консервативностью описать фактическую геометрию дефектного участка трубопровода (с минимальной схематизацией дефекта) и учесть специфику взаимного влияния текущего НДС и критического повреждения материала ТЭ. Таким образом, интегрирование поля интенсивно-

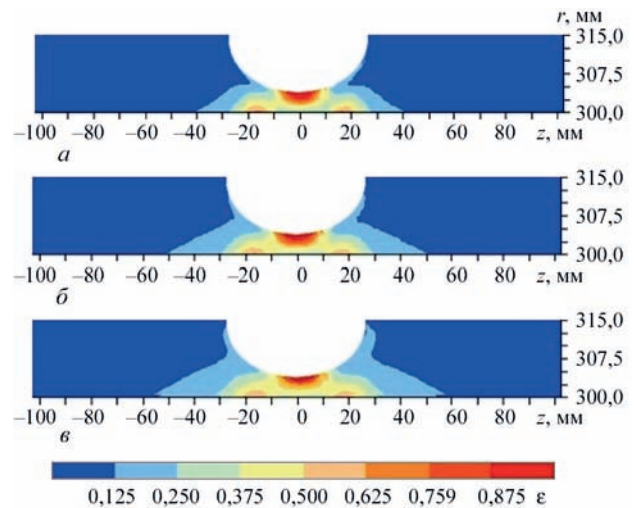


Рис. 6. Распределение интенсивности пластических деформаций в стенке дефектного трубопровода из стали 15X2НМФА при критическом развитии деформаций ползучести: а – 600 °С; б – 620 °С; в – 650 °С;

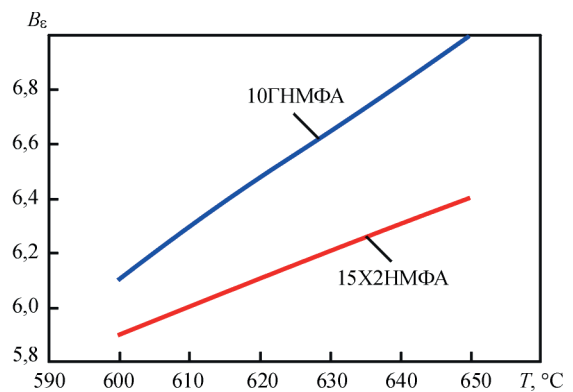


Рис. 7. Зависимости параметра Вейбулла B_ϵ для сталей 10ГНМФА и 15X2НМФА от температуры T

сти пластических деформаций в рамках статистики Вейбулла для вычисления вероятности разрушения в соответствии с системой входных данных по свойствам материала конструкции и условий внешней эксплуатационной нагрузки в рамках

реализуемой методологии позволяет с достаточным уровнем консервативности интерпретировать сложное НДС конструкции.

В качестве примера использования этого подхода был рассмотрен элемент магистрального трубопровода из стали 17Г1С-У с полуэллиптическим поверхностным дефектом (входные данные расчетов следующие: $D \times t = 1420 \times 20$ мм, $E = 210$ ГПа, $\nu = 0,3$, $\sigma_T = 300-600$ МПа, $f_0 = 0,01$, $S_K = 1000$ МПа, $\varepsilon_c = 0,01$). В зависимости от размера дефекта утонения и поверхности его расположения вероятность разрушения от величины внутреннего давления имеет характерный нелинейный вид (см. рис. 8). При этом следует отметить, что предложенный подход достаточно чувствителен к изменению геометрии дефектного участка ТЭ и соответствующие изменения в полученных значениях вероятности разрушения p позволяют оценить остаточную статическую прочность конструкции как в рабочем диапазоне внутренних давлений P , так и при нагрузке, близкой к предельной.

Практический интерес представляет сравнение результатов расчетов в рамках приведенной численной методики оценки предельного состояния дефектного трубопровода и нормативных документов. Так, в частности, норвежский стандарт DNV-RP-F101 (1999) [19] разработан для оценки поврежденности магистральных трубопроводов различного типа и позиционируется его создателями как наиболее универсальный, с точки зрения марки стали трубопровода. В Украине для анализа допустимости характерных дефектов трубопроводов совместно Институтом проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины и Институтом электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины разработан нормативный документ ДСТУ-Н Б В.2.3-

21: 2008 [20]. На рис. 9 приведено сравнение результатов вероятностного анализа состояния элемента магистрального трубопровода ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, сталь 17Г1С-У) с изолированным дефектом коррозионной потери металла различной глубины a ($2s \times 2u = 100 \times 50$ мм) с требованиями стандартов DNV-RP-F101 и ДСТУ-Н Б В.2.3-21: 2008. Как видно из приведенных данных, высокое соответствие между кривой $P_{0,002}$ (состояние конструкции соответствует вероятности разрушения $p = 0,002$) и предельной кривой, рассчитанной в соответствии с методиками DNV-RP-F101. При этом кривая предельной нагрузки P_{max} существенно отличается формой и диапазоном значений давления. Согласно ДСТУ-Н Б В.2.3-21: 2008, кривая $P_{0,002}$ достаточно точно описывает состояние дефектного трубопровода с дефектом утонения в случае, если он относится к незначительным. Но следует отметить, что другие категории дефектов (умеренный, значительный, критический) ложатся в диапазоне $P_{0,002} - P_{max}$. Это означает, что каждая из категорий соответствует своему значению вероятности разрушения, которое коррелирует с соответствующей степенью консервативности требований ДСТУ-Н Б В.2.3-21: 2008. Заметное несоответствие между разработанной численной методикой и ДСТУ-Н Б В.2.3-21: 2008 наблюдается при существенных значениях глубины дефекта a , при которых численная оценка показывает менее консервативные результаты. Это объясняется тем, что при разработке требований стандарта учитывался переход от вязкого к хрупкому разрушению при расчете коэффициентов интенсивности напряжений в области дефекта, и, исходя из результатов расчетов, а также сравнения с DNV-RP-F101, условия этого перехода являются из-

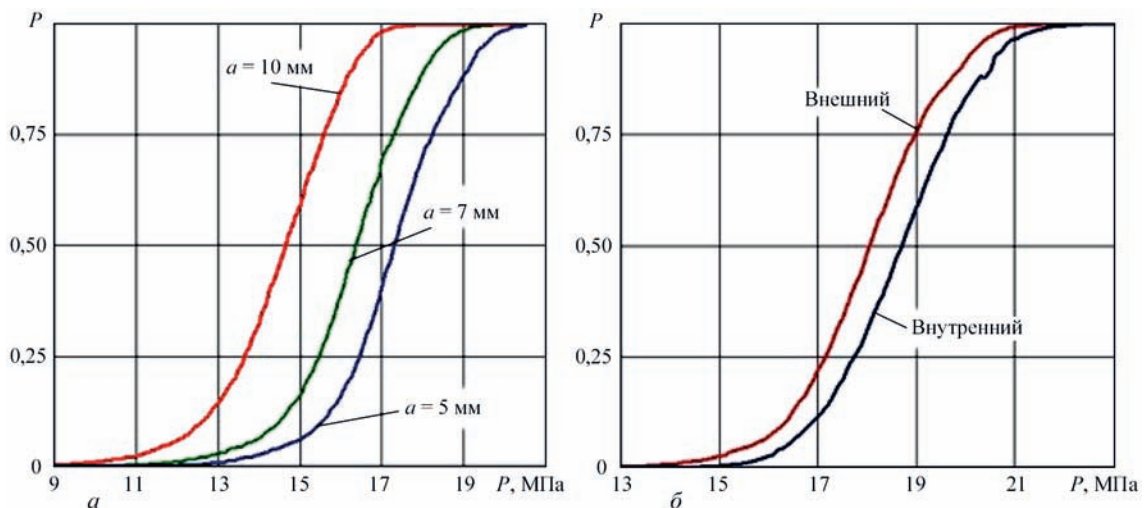


Рис. 8. Зависимости вероятности разрушения p трубопроводного элемента ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, сталь 17Г1С-У) с изолированным дефектом коррозионной потери металла от давления P : а – дефекты различной глубины a ($2s \times 2u = 100 \times 50$ мм) на наружной поверхности трубы; б – дефект ($2s \times 2u \times a = 50 \times 50 \times 5$ мм) на внутренней и внешней поверхности трубы

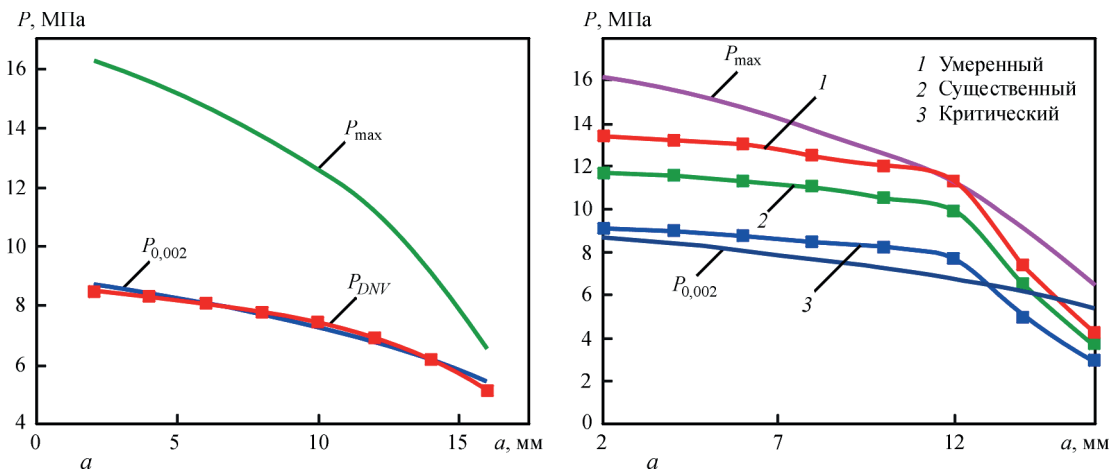


Рис. 9. Сравнение результатов вероятностного анализа состояния элемента магистрального трубопровода ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, сталь 17Г1С-У) с изолированным дефектом коррозионной потери металла различной глубины a ($2s \times 2u = 100 \times 50$ мм) с требованиями актуальных стандартов: а – DNV-RP-F101; б – ДСТУ-Н Б В.2.3-21: 2008

быточно консервативными, и влияние хрупкого механизма разрушения не столь важно даже при увеличенной концентрации напряжений в области глубокого дефекта утонения. Но в случае необходимого соответствия между результатами конечно-элементного расчета и требованиями ДСТУ-Н Б В.2.3-21: 2008 применимость разработанной методики можно ограничить глубинами дефектов не более половины толщины стенки трубопровода.

Таким образом, в зависимости от требований к вероятности разрушения конкретного ТЭ (максимальной допустимой вероятности разрушения) на основе предложенного подхода возможно построение эквивалентных диаграмм зависимости максимального допустимого давления в трубопроводе от размеров коррозионно-эрозионных потерь металла. Примеры таких диаграмм для рассмотренного выше случая магистрального трубопровода с внешним дефектом утонения приведены на рис. 10. Более полно такие данные могут быть представлены в виде поверхностных диаграмм (см. рис. 11), связывающих длину и глу-

бину дефекта с давлением, которое гарантирует необходимую вероятность аварийной ситуации.

В отличие от рассмотренного выше случая низкотемпературной нагрузки ТЭ с выявленными дефектами локального коррозионно-эрозионного утонения стенки, конкретная система температурно-силовых условий внешней нагрузки определяет не только статическую прочность, но и работоспособность конструкции по причине деградации материала и накопления докритического повреждения. Поэтому наличие локального концентратора напряжений в виде поверхностной геометрической аномалии имеет принципиально иное воздействие на состояние ТЭ с позиции его долгосрочной эксплуатации в условиях высокотемпературной нагрузки. Неоднородность поля напряжений и докритического повреждения обуславливает целесообразность использования именно интегральных методик анализа состояния трубопровода, в частности, с помощью расчета вероятности по модели Вейбулла. Как уже отмечалось выше, классические модели статистической

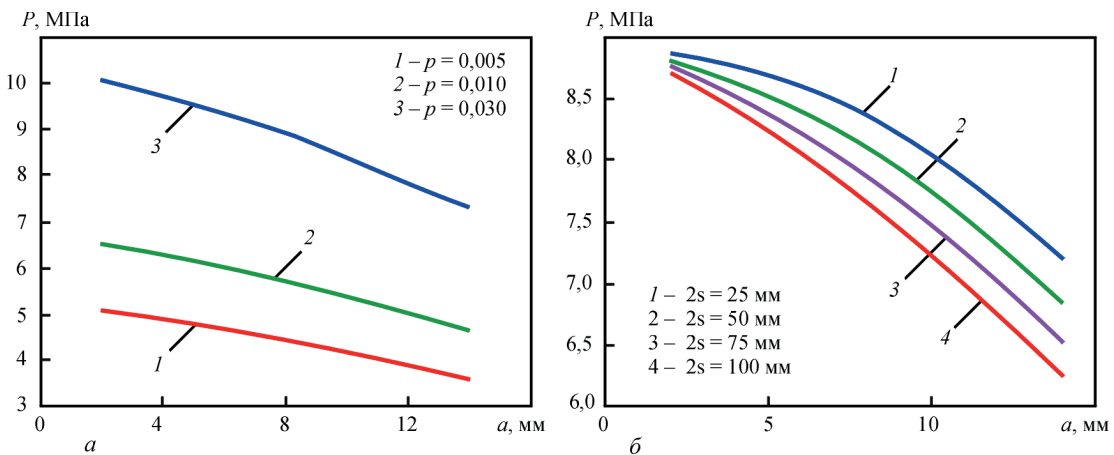


Рис. 10. Эквивалентные кривые допустимости дефекта локального утонения стенки трубопроводного элемента ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, сталь 17Г1С-У): а – в зависимости от критической величины вероятности разрушения ($2s \times 2u = 100 \times 50$ мм); б – в зависимости от длины дефекта утонения ($p = 0,01, 2u = 50$ мм)

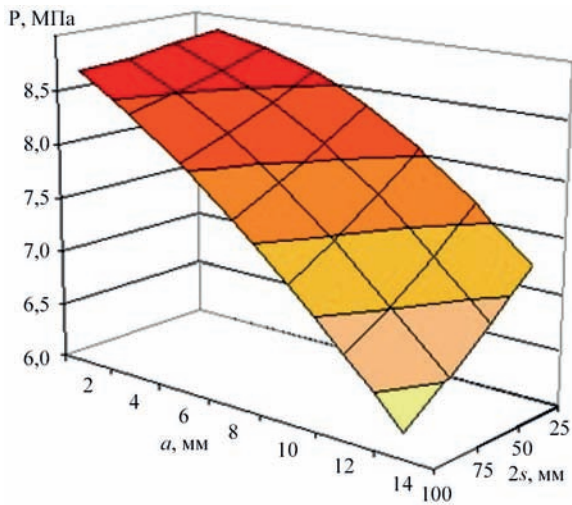


Рис. 11. Эквивалентная поверхность допустимости дефекта локального утонения стенки трубопроводного элемента в зависимости от внутреннего давления P , длины $2s$ и глубины a дефекта ($D \times t = 1420 \times 20$ мм, сталь 17Г1С-У, $p = 0,01$, $2u = 50$ мм)

теории прочности Вейбулла, которые заключаются в интегрировании поля главных напряжений, не могут быть применены в случае развитых деформаций ползучести. Но использование альтернативного подхода (19) позволяет реализовать прослеживание состояния исследуемого трубопровода и вероятности его разрушения по мере накопления докритического разрушения.

Так, на примере элемента технологического трубопровода из стали 15Х2НМФА ($D \times t = 300 \times 15$ мм) с полуэллиптическим дефектом локального утонения стенки на внешней поверхности трубы было исследовано влияние длины дефекта

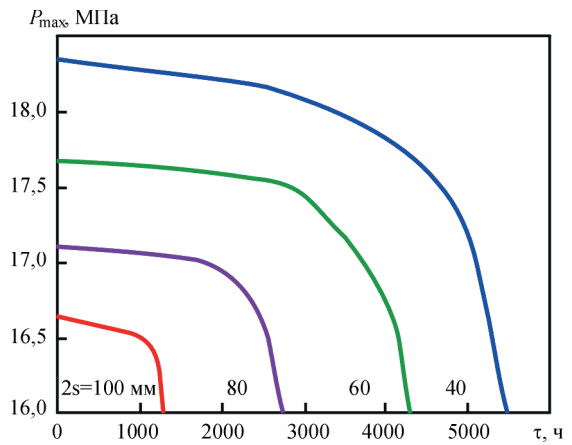


Рис. 12. Результаты численной оценки влияния длины дефекта утонения стенки трубопроводного элемента из стали 15Х2НМФА ($D \times t = 300 \times 15$ мм, $a = 7$ мм) и времени выдержки при температуре $T = 625$ °С на предельное внутреннее давление P_{max}

(при фиксированной глубине $a = 7$ мм) и времени выдержки при температуре $T = 625$ °С на предельное внутреннее давление P_{max} . Как показали результаты расчетов (см. рис. 12), указанные параметры имеют существенное нелинейное влияние на текущую остаточную прочность дефектного ТЭ. Это обусловлено нелинейностью роста концентрации докритического повреждения металла в соответствии с законом Райса-Трейси (13) в процессе высокотемпературного деформирования металла трубопровода, что подтверждается как результатами расчетов, так и имеющимися данными экспериментальных исследований (рис. 13).

На основе результатов конечно-элементного решения краевой задачи упруго-пластического

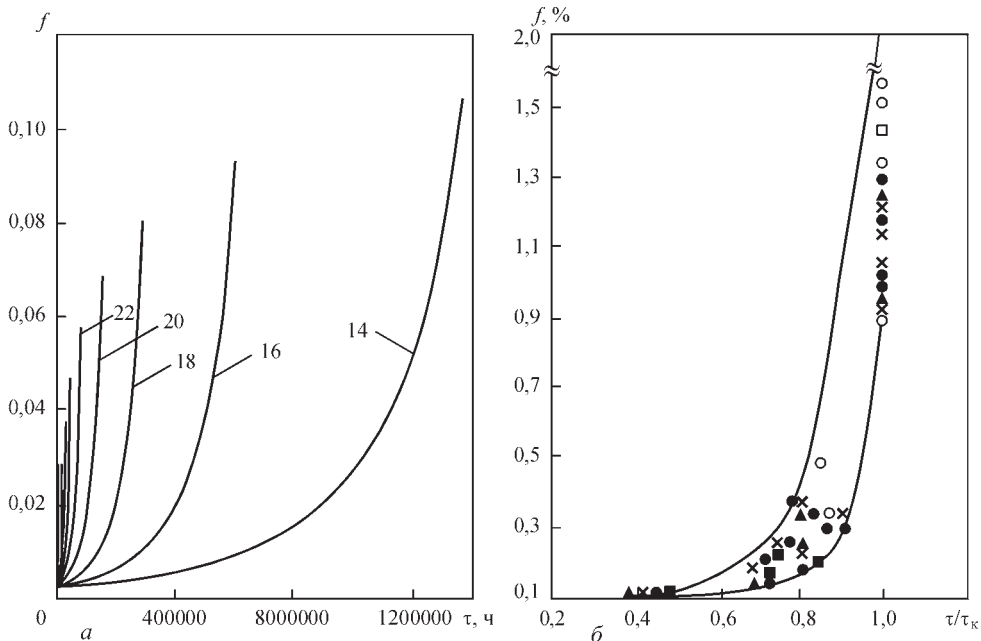


Рис. 13. Зависимость концентрации пор вязкого разрушения f от времени эксплуатации τ трубопроводного элемента из стали 15Х2НМФА ($D \times t = 300 \times 15$ мм) при различных значениях внутреннего давления P и температуре $T = 625$ °С: a – результаты расчета; b – экспериментальные данные [1]

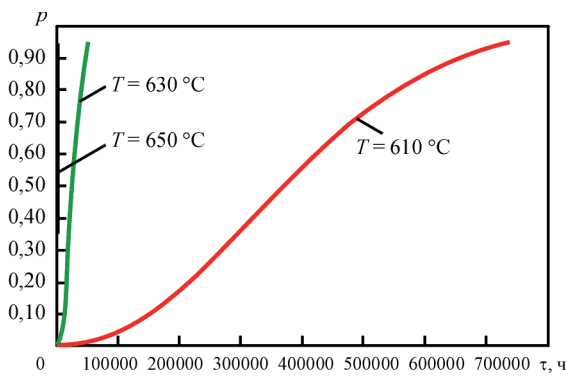


Рис. 14. Зависимость вероятности разрушения p трубопроводного элемента ($D \times t = 300 \times 15$ мм, 15X2МФА) с эрозионным дефектом ($2s \times 2u \times a = 50 \times 50 \times 7$ мм) от времени высокотемпературной эксплуатации τ при внутреннем давлении $P = 8$ МПа деформирования металла ТЭ при совместном воздействии внутреннего давления и температуры интегрированием поля интенсивности деформаций в рамках (19) были получены характерные зависимости вероятности разрушения трубопроводного элемента с локальной полуэллиптической потерей металла на наружной поверхности (см. рис. 14). Эти результаты показывают высокую

чувствительность текущей склонности конструкции к разрушению от температуры эксплуатации T : увеличение T с 610 °C до 630 °C уменьшает предельный срок эксплуатации более чем в 10 раз с соответствующим изменением вероятности разрушения на начальных этапах эксплуатации.

Аналогично, как и для рассмотренных выше случаев коррозионно-эрозионного повреждения элементов МТ, возможно обобщение результатов анализа влияния дефектности типа локальной потери металла на работоспособность элемента технологического трубопровода в процессе высокотемпературной эксплуатации. Примеры таких диаграмм для рассмотренного ТЭ из стали 15X2МФА ($D \times t = 300 \times 15$ мм) с эрозионным дефектом ($2s \times 2u = 50 \times 50$ мм) как функций температуры эксплуатации и глубины дефекта приведены на рис. 15.

Выводы

1. Разработан комплекс математических моделей и программных средств их реализации для численного прогнозирования совместных процессов термомодеформирования и докритического разрушения металла ответственных сварных ТЭ в процессе высокотемпературной эксплуатации. Предложены критерии зарождения микро- и макроразрушения конструкции при пластическом течении материала по вязкому и хрупко-вязкому механизмам с учетом необратимых деформаций ползучести.

2. Предложена статистическая методика определения склонности к разрушению ТЭ с обнаруженными дефектами локального коррозионно-эрозионного утонения стенки на основе расчетных полей деформаций, накопленных в результате действия внутреннего давления. В основу методики положено интегрирование определенного численно поля интенсивности пластических деформаций в рамках трёхпараметрической статистики Вейбулла для определения вероятности разрушения. Показано применимость этого подхода для анализа статической прочности и работоспособности трубопроводов, функционирующих при высоких температурах в условиях интенсивного развития деформаций ползучести.

3. На основе результатов статистической обработки результатов решения обратной задачи предельного состояния трубопроводных элементов из трубных сталей и алюминиевых сплавов определены функциональные зависимости параметров Вейбулла от предела текучести металла. Для нержавеющей сталей 15X2МФА и 10ГН2МФА получены температурные зависимости коэффициентов Вейбулла для проведения расчетов вероятности

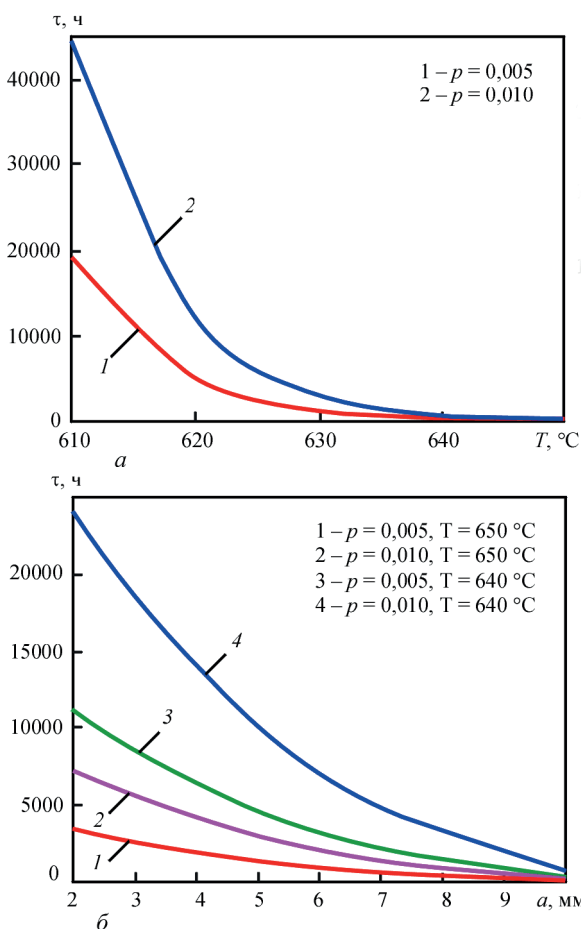


Рис. 15. Эквивероятные зависимости допустимости дефекта локального утонения стенки трубопроводного элемента ($D \times t = 300 \times 15$ мм, 15X2МФА) с эрозионным дефектом ($2s \times 2u = 50 \times 50$ мм) от температуры эксплуатации (a) и глубины дефекта (b)

ности разрушения трубопроводов в процессе высокотемпературной эксплуатации.

4. На примере характерного элемента магистрального трубопровода из стали 17Г1С-У исследованы особенности влияния дефектности типа локальной потери металла на вероятность разрушения под действием внутреннего давления. Показано, что предложенный подход достаточно чувствителен к изменению геометрии дефектного участка трубопровода, и соответствующие изменения в полученных значениях вероятности разрушения позволяют оценить остаточную статическую прочность конструкции как в рабочем диапазоне внутреннего давления, так и при нагрузке, близкой к предельной. Построены эквивалентные диаграммы статической прочности ТЭ с выявленными дефектами локального утонения металла, которые связывают внутреннее давление, размеры дефекта и требуемый уровень вероятности разрушения конструкции. Показано соответствие между результатами расчета допустимости состояния дефектного трубопровода с методиками стандартов DNV-RP-F101 и ДСТУ-Н Б В.2.3-21: 2008 (при небольших глубинах дефектов).

5. Исследованы особенности развития докритического разрушения и предельного состояния трубопроводных элементов из нержавеющей стали в процессе высокотемпературного нагружения. Показана существенная чувствительность склонности конструкции к разрушению от температуры эксплуатации и градиента напряжений, вызванного наличием дефекта утонения. Для трубопроводов из стали 15Х2НМФА предложены эквивалентные диаграммы допустимости дефектов в зависимости от их размеров, температуры и давления в трубопроводе с учетом максимально допустимой вероятности разрушения.

1. Березина Т.Г., Бугай Н.В., Трунин И.И. Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. – Киев: Техника, 1991. – 120 с.
2. J.-L. Xue, C.-Y. Zhou, J. Peng. Ultimate creep load and safety assessment of P91 steel pipe with local wall thinning at high temperature // *International Journal of Mechanical Sciences*. – N 93. – 2015. – P. 136–153. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2015.01.010>
3. Milenin A., Velikoivanenko E., Rozyinka G., Pivtorak N. (2019) Probabilistic Assessment of the State of Welded Pipeline Elements and Pressure Vessels with Detected Corrosion-Erosion Defects. // *Proceedings of the First International Conference on Theoretical, Applied and Experimental Mechanics. IC-TAEM 2018*. Gdoutos E. (eds). *Structural Integrity*, vol 5.

- Springer, Cham. P. 178-183. https://doi.org/10.1007/978-3-319-91989-8_40.
4. J. Lemaitre, R. Desmorat. *Engineering Damage Mechanics. Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures*. – Berlin: Springer-Verlag, 2005. – 292 p.
5. D. Radaj. *Heat Effects of Welding. Temperature Field, Residual Stress, Distortion*. – Berlin: Springer Verlag, 1992. – 348 p.
6. V. Makhnenko (2013). Problems of examination of modern critical welded structures. // *The Paton Welding J.*, 5, P. 21-28.
7. Thermal creep and relaxation of prestressing steel / Y. Wei, L. Zhang, F.T.K. Au et al. // *Construction and Building Materials*. – N 128. – 2016. – P. 118–127. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.10.068>
8. Lemaitre J., Chaboche J.L. *Mecanique des Materiaux Solides*. English edition. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 1988.
9. Махненко В.И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. – Киев: Наукова думка, 1976. – 320 с.
10. Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials. // L. Xue / *Engineering Fracture Mechanics* – №75. – 2008. – P. 3343–3366. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.07.022>.
11. Cowper, G.R., Symonds, P.S., “Strain Hardening and Strain Rate Effects in the Impact Loading of Cantilever Beams”, *Brown Univ. Applied Mathematics Report*, p 28, 1958
12. Luca Gambirasio, Egidio Rizzi (2014). On the calibration strategies of the Johnson-Cook strength model: Discussion and applications to experimental data // *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 610, 29, P. 370-413. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.006>.
13. Y. Huang (1991). Accurate dilatation rate for spherical voids in triaxial stress fields. // *Journal of Applied Mechanics (ASME Transactions)*, 58, P. 1084-1086. doi:10.1115/1.2897686.
14. Махненко В.И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. – Киев: Наукова думка. – 2006. – 618 с.
15. E Velikoivanenko, A Milenin, G Rozyinka, N Pivtorak. Evaluation of operability of the main pipeline with local wall thinning at repair by arc surfacing // *The Paton Welding Journal*. – #1. – 2015. – P. 18-23. <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.01.03>.
16. H. Moshayedi, I. Sattari-Far (2017). The dependence of Weibull parameters on preloads and its implication on brittle fracture probability prediction using a local criterion // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 87, P. 50-60. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2016.10.005>
17. G. Qian, M. Niffenegger (2013) Procedures, methods and computer codes for the probabilistic assessment of reactor pressure vessels subjected to pressurized thermal shocks. // *Nuclear Engineering and Design*, 258, P. 35–50. <http://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2013.01.030>.
18. E.A. Velikoivanenko, A.S. Milenin, A.V. Popov, V.A. Sidoruk, A.N. Khimich. Methods and Technologies of Parallel Computing for Mathematical Modeling of Stress-Strain State of Constructions Taking into Account Ductile Fracture // *Journal of Automation and Information Sciences*. – Vol. 46. – Issue 11. – P. 23-35. <https://doi.org/10.1615/JAutomatInfScien.v46.i11.30>.
19. Recommended Practice, DNV-RP-F101. *Corroded Pipelines*. Edited by O. Bjornoy. – Hovik: Det Norske Veritas, 2004. – 42 p.
20. ДСТУ-Н Б В.2.3-21:2008 *Настанова. Визначення залишкової міцності магистральних трубопроводів з дефектами*. Київ: Мінрегіонбуд України, 2008. – 91 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ, ЭЛЕКТРО- И ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЭШП КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

А. В. СИБИРЬ¹, Л. Б. МЕДОВАР^{2,3}, М. В. ГУБИНСКИЙ¹, А. А. ПОЛИШКО²,
А. П. СТОВПЧЕНКО^{2,3}, Д. В. КОЛОМИЕЦ²

¹Национальная металлургическая академия Украины, Днепр

²Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

³«Элмет-Рол», Киев, Украина

В работе представлена математическая модель тепловых, гидродинамических и электродинамических процессов при выплавке слитков цилиндрической формы электрошлаковым способом. Модель включает дифференциальные уравнения энергии, движения, k - ϵ модель турбулентности, напряженности магнитного поля для шлака слитка и электрода. Модель позволяет рассчитывать температурные поля, поля скоростей жидкого металла и шлака, напряженности магнитного поля и сил Лоренса. Проведены расчеты тепловых и гидродинамических процессов для кузнечного слитка ЭШП при переменном и постоянном токе

Главными задачами при исследованиях влияния различных параметров процесса ЭШП следует считать получение однородного по химическому составу и структуре слитка. При формировании слитка ЭШП одновременно протекают тепловые, гидродинамические и электромагнитные процессы в слитке и шлаке, взаимно влияющие друг на друга и на качество слитка. Поэтому для исследований этих процессов наиболее часто используют численное математическое моделирование с экспериментальной проверкой полученных результатов.

При численных исследованиях всех или части физических процессов при ЭШП часто используют известные коммерческие [1] или некоммерческие [2] CFD программы с заложенными в них соответствующими математическими моделями. Данные программы позволяют подключать написанные самостоятельно исследователем модули физических процессов отсутствующих в основной программе или незначительно модернизировать заложенные модели.

Другим подходом является самостоятельное составление авторами модели процессов электрошлакового переплава и их программную реализацию [3 – 9]. Так же необходимо отметить специализированные программные средства, позволяющие моделировать процессы при электрошлаковом переплаве. Данные программы являются результатом многолетней работы коллектива ученых над проблемами ЭШП. Программа SOLECS, являющаяся результатом работы коллектива авторов в Нанси (Франция) [10]. Такой же специализированной программой является программа MeltFlow-ESRTM [11].

Среди коммерческих пакетов при моделировании ЭШП большой популярностью пользуется программа Ansys FluentTM из-за своих широких возможно-

стей в области математического моделирования. В данной работе представлена составленная авторами математическая модель метод её численной реализации и некоторые результаты расчетов.

Математическая модель физических процессов ЭШП.

Модель гидродинамических процессов. При процессе ЭШП в расплавленном металле и жидком шлаке под действием электромагнитных сил Лоренса и разностей плотностей возникает конвективное движение. Математически нестационарное движение жидкости описывается уравнением Навье - Стокса для несжимаемой жидкости:

$$\frac{\partial p}{\partial t} + \operatorname{div}(\rho \vec{U}) = 0; \quad (1)$$

$$\frac{\partial p}{\partial t} + \operatorname{div}(\rho \vec{U} \times \vec{U}) = \operatorname{div}(\mu \operatorname{grad} \vec{U}) - \operatorname{grad} P + \rho \vec{g} + \sum \vec{F} \quad (2)$$

где \vec{U} – вектор скорости, м/с; P – давление, Па; \vec{F} – вектор объемных сил, Н/м²; ρ , μ , τ – плотность, динамическая вязкость и время соответственно.

Поскольку прямое решение уравнений Навье-Стокса требует больших вычислительных затрат, то используют уравнения движения в приближении Рейнольдса. При этом форма уравнения (2) не меняется, а динамическая вязкость μ приобретает смысл эффективной вязкости $\mu_{\text{eff}} = \mu + \mu_t$. Значение турбулентной вязкости μ_t определяется с помощью модели турбулентности. В вычислительной гидродинамике наибольшую популярность получили двухпараметрические модели турбулентности.

Наиболее распространенные из них семейство k - ϵ моделей. Общий вид уравнений двухпараметрических моделей:

$$\mu_t = \rho C_\mu \frac{k^2}{\varepsilon}; \tag{3}$$

$$\frac{\partial \rho k}{\partial \tau} + \text{div}(\rho k \vec{U}) = \text{div}(\alpha_k \mu_{eff} \text{grad } k) + G - \rho \varepsilon + S_k; \tag{4}$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial \rho \varepsilon}{\partial \tau} + \text{div}(\rho \varepsilon \vec{U}) &= \text{div}(\alpha_\varepsilon \mu_{eff} \text{grad } \varepsilon) + \\ + G \cdot \frac{\varepsilon}{k} \cdot C_1 - \rho \frac{\varepsilon^2}{k} C_2 + S_\varepsilon. \end{aligned} \tag{5}$$

Данная модель турбулентности необходимо дополнить численными значениями постоянных $C_\mu, C_1, C_2, \alpha_\varepsilon, \alpha_k$ которые подбираются к каждой конкретной задаче индивидуально, но как правило в общем случае используются стандартные значения [10].

Движение жидкого металла в двухфазной зоне. Большинство моделей, описывающих движение жидкого металла в двухфазной зоне, рассматривают движение между дендритами как движение в пористой среде, подчиняющейся закону Дарси:

$$\text{grad } P = \frac{\mu_D}{K} \vec{U}, \tag{6}$$

где μ_D – вязкость в дендритной зоне, K – проницаемость. Проницаемость K зависит от доли жидкой фазы в двухфазной зоне и расстоянием между осями дендритов. При этом в уравнение (2) добавляется сила $\vec{F}_p = -\frac{\mu_D}{K} \vec{U}$. Большинство исследователей [10] и в коммерческих пакетах CFD используют зависимость Kozeny-Carman:

$$K = \frac{d_1^3}{180} \frac{\gamma^3}{(1-\gamma)^2}, \tag{7}$$

где γ – доля жидкой фазы; d_1 – расстояние между главными осями дендритов, м.

Данная модель проницаемости изотропна. В последних работах Karimi-Sibaki и Kharicha [12] использовали анизотропную модель, предложенную Heinrich и Poirier [13] для Pb – Sn сплава.

Граничные условия уравнений Навье-Стокса.

На всех границах «твердое – жидкое» задается условия \vec{U} . На поверхности раздела шлак – металлическая ванна задается нулевое напряжение сдвига. Граница раздела жидкий металл – шлак может, не выделяться в виде граничных условий, так как естественным образом входит в уравнение (2), а при численном решении используется VOF метод, применяемый для расчетов движения двухфазных потоков и жидкостей с открытой поверхностью.

Уравнение энергии. Уравнение энергии для металла и шлака имеет вид:

$$\frac{\partial \rho H}{\partial \tau} + \text{div}(\rho \vec{U} C_p T) = \text{div}(\lambda_{eff} \text{grad } T) + Q_J, \tag{8}$$

где $H = C_p T + \gamma L$ – энтальпия, Дж/кг; Q_J – объемный источник теплоты, Дж/м², C_p, λ_{eff} – теплоемкость и теплопроводность металла или шлака соответственно.

Объемный источник энергии определяется из закона Джоуля:

$$Q_J = \frac{\vec{J} \cdot \vec{J}}{\sigma}, \tag{9}$$

где \vec{J} – вектор плотности силы тока, А/м²; σ – электрическая проводимость, Ом·м.

Граничные условия для уравнения энергии.

На всех внешних поверхностях задаются граничные условия третьего рода с соответствующими значениями коэффициента теплоотдачи. Граница раздела «шлак – металл» и «шлак – электрод» не выделяется и решается в рамках уравнения (8).

Уравнения магнитной динамики. Плотности электрического тока и объемная сила Лоренса определяется из решения системы уравнений:

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r H_\theta) \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial}{\partial z} H_\theta \right) = i \omega \mu_0 \sigma H_\theta; \tag{10}$$

$$\vec{J} = \nabla \times H_\theta; \tag{11}$$

$$\vec{F}_L = \mu_0 \cdot \vec{J} \times H_\theta, \tag{12}$$

где H_θ – напряженность магнитного поля, А/м; ω , μ_0 – угловая частота переменного тока и магнитная постоянная; $i^2 = -1$ – мнимая единица.

Граничные условия для уравнений магнитной динамики.

Для решения системы уравнений (10) – (12) задается значение напряженности магнитного поля на осевых границах и нулевой градиент напряженности магнитного поля на радиальных границах.

Численный метод.

Для решения системы уравнений (1) – (12) с граничными условиями использовался численный ме-

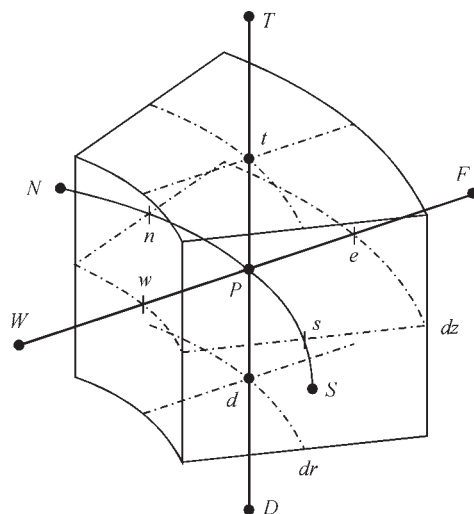


Рис. 1. Схема контрольного объема и расположение узлов для осесимметричной системы координат

тод контрольного объема с единой разнесенной сеткой. Расчет скалярных величин проводился в центре контрольного объема (точка P в центре объема), а векторных на границах (узлы обозначены на гранях и имеют буквенное обозначение), что обеспечива-

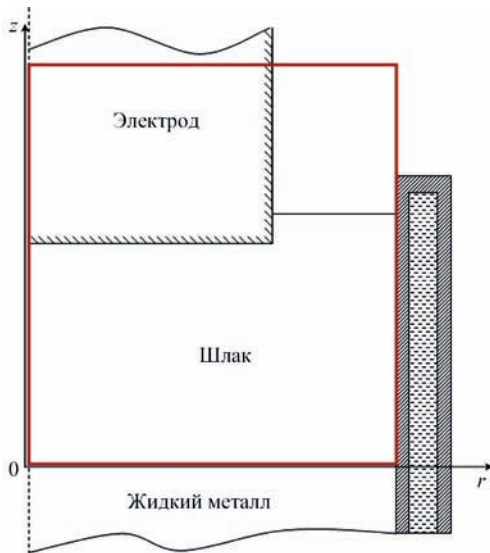


Рис. 2. Схема расчетной области

ло стабильность получения сходящегося решения. Контрольный элемент, используемый при аппроксимации дифференциальных уравнений, представлен на рис. 1. Согласно представленному шаблону составлялось конечно-разностное уравнение для каждого контрольного объема.

Решение каждой физической задачи проводилось последовательно с итерационным уточнением зависимых величин. Порядок расчета моделей следующий: уравнения магнитной динамики, уравнения энергии, уравнения движения с моделью турбулентности. В процессе расчетов выделяется глобальные и локальные уровни итераций. Локальные итерации проводятся в пределах каждой физической модели, глобальные на уровне всей задачи. На глобальном уровне не все модели обновляют данные о решениях, так как требуют длительных локальных итераций для сходимости. Например, результаты решения уравнения магнитной динамики требуют наибольшего количества итераций из всех моделей из-за структуры уравнений и одновременно на эту модель слабо влияют

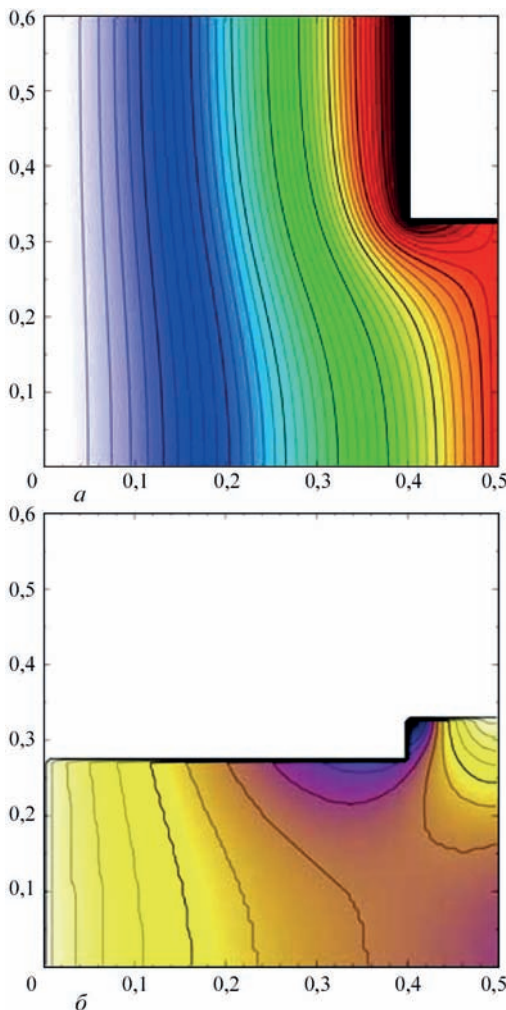


Рис. 3. Результаты расчета магнитных и тепловых полей при постоянном токе: a – напряженность магнитного поля, b – поле выделения теплоты

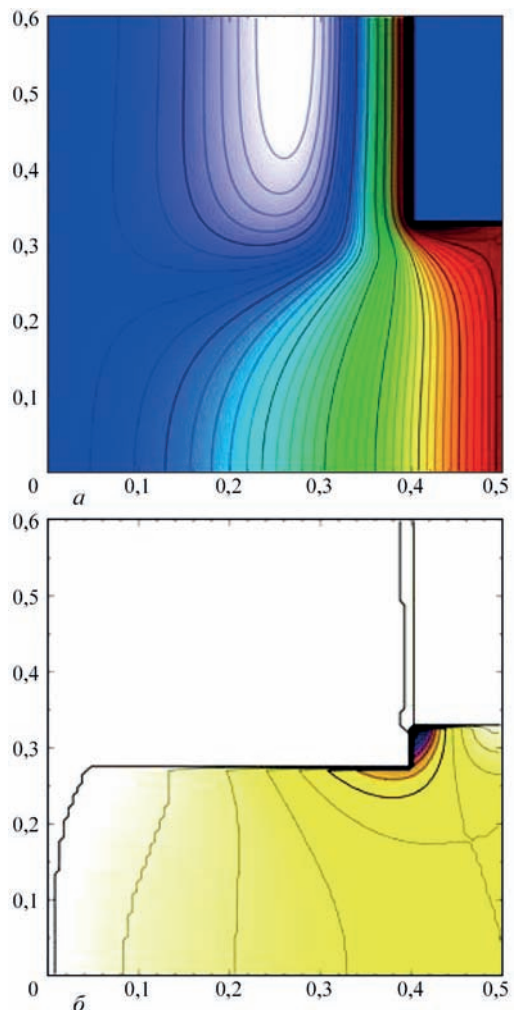


Рис. 4. Результаты расчета магнитных и тепловых полей при переменном токе a – напряженность магнитного поля, b – поле выделения теплоты

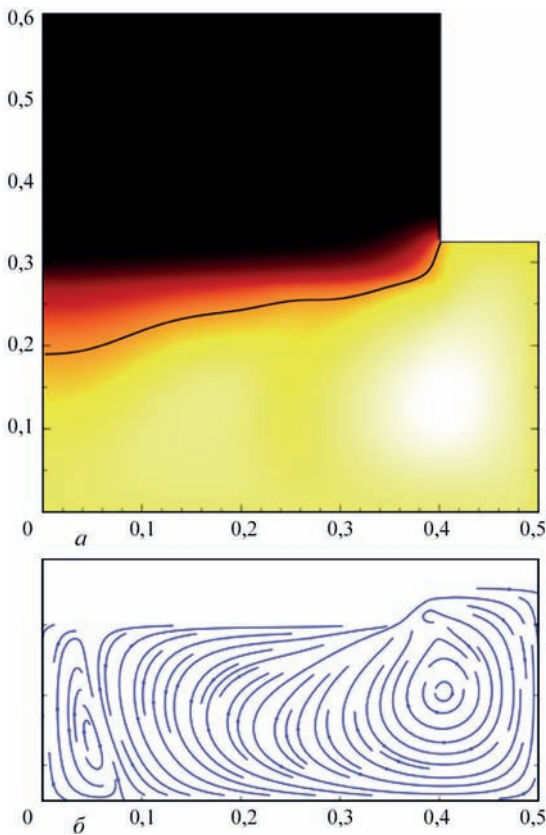


Рис. 5. Поле температур и движения шлака при постоянном токе (DC): *a* – поле температур, *б* – поле движения шлака

результаты расчета уравнения энергии и гидродинамики. Наиболее неустойчивыми по сходимости итерационного решения являются уравнения движения с уравнениями модели турбулентности. Весь численный алгоритм расчета реализован с помощью языка программирования Fortran.

Расчеты температурных и электрических полей при переменном и постоянном токе.

В качестве примера применения разработанной модели были проведены расчеты тепловых процессов при ЭШП слитка, а именно процессы, происходящие в жидкой шлаковой ванне и их влияние на конфигурацию торца электрода при проведении процесса ЭШП на постоянном токе (DC) и переменном токе (AC). Расчетная область представлена на рис. 2. Она включает в себя жидкий шлак с заглубленным в него электродом. При расчете учитывалось, что электрод подается в шлаковую ванну с определенной скоростью. При этом, если температура в контрольных объемах области электрода принимала значение больше чем температура плавления стали то тогда этой области присваивается свойства шлака. Т.о. меняется граница «металл электрода – шлак»

Результаты расчета, представленные на рис. 3 и рис. 4 показывают разницу в напряженности магнитного поля при постоянном токе (рис. 3, *a*) и переменном токе (рис. 3, *б*). Данная разница в

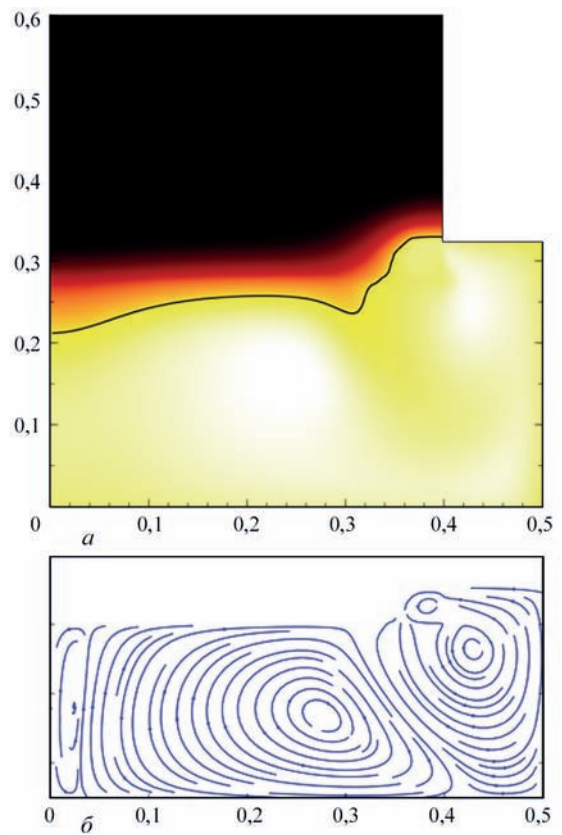


Рис. 6. Поле температур и движения шлака при переменном токе (AC): *a* – поле температур, *б* – поле движения шлака

магнитных полях приводит к известному эффекту вытеснения электрического тока на поверхность электрода получившего название скин-эффект.

Также неравномерность протекания электрического тока по сечению электрода и его перехода в шлак приводят к изменению характера движения шлака под электродом (см. рис. 5, *б* и рис. 6, *б*). Это приводит к существенному изменению формы (см. рис. 5, *б* и рис. 6, *б*) торца электрода при его переплаве. Данная закономерность, по всей видимости, будет усиливаться при росте диаметра электрода и слитка ЭШП.

Выводы

Разработана математическая модель тепловых, гидродинамических и электродинамических процессов в металле и шлаке при проведении ЭШП процесса. Математическая модель решается с помощью численного метода и реализована в виде вычислительной программы на языке программирования Fortran. Данная модель позволяет проводить расчеты тепловых полей слитка, шлака и электрода при ЭШП. Показано влияние переменного и постоянного тока при ЭШП на температурное поле шлака и интенсивность его циркуляции в жидкой шлаковой ванне. Так же показаны различия в форме торца электрода в зависимости от рода тока.

1. <http://www.ansys.com/Products/Fluids/ANSYS-Fluent>
2. <https://openfoam.org/>
3. A.H. Dilawari and J. Szekely (1977) A mathematical model of slag and metal flow in the ESR process, *Metallurgical transactions B*, vol. 8B, pp. 227-236.
4. A.H. Dilawari and J. Szekely (1978) Heat transfer and fluid flow phenomena in electroslag refining, *Metallurgical transactions B*, vol. 9B, pp. 77-87.
5. M. Choudhary and J. Szekely (1980) The modeling of pool profiles, temperature profiles and velocity fields in ESR system, *Metallurgical transactions B*, vol. 11B, pp. 439-453.
6. M. Choudhary and J. Szekely (1981) Modeling of fluid flow and heat transfer in industrial-scale ESR system, *Ironmaking Steelmaking*, vol. 8, pp. 225-232.
7. Y.M. Ferng, C.C. Chieng, C. Pan (1989) Numerical simulations of electro-slag remelting process, *Numerical heat transfer, Part A*, vol. 16, pp. 429-449.
8. Y. Dong, Z. Jiang, Z. Li (2007) Mathematical model for electroslag remelting process, *Journal of iron and steel research, international*, vol. 14, No. 5, pp. 7-12.
9. J. Yanke , K. Fezi , R. Trice and M. Krane (2015) Simulation of slag-skin formation in electroslag remelting using a volume-of-fluid method, *Numerical Heat Transfer, Part A*, vol. 67, pp. 268-292.
10. V. Weber, A. Jardy, B. Dussoubs, D. Ablitzer, S. Ryberon, V. Schmitt, S. Hans and H. Poisson (2009) A Comprehensive model of the electroslag remelting process: Description and Validation, *Metallurgical transactions B*, vol. 40B, pp. 271-280.
11. <http://inresllc.com/products/meltflow/meltflow-esr.html>
12. E. Karimi-Sibaki, A.Kharicha, J. Korp, M. Wu and A. Ludwig (2014) Influence of crystal morphological parameters on the solidification of ESR ingot, *Materials science forum*, vol. 790, pp. 396-401.
13. J.C. Heinrich and D.R. Poirier (2004) The effect of volume change during directional solidification of binary alloys, *Modeling and simulation in materials science and engineering* 12, pp. 881-899.

Именной указатель

- Алексеенко Т. 39
Ананченко Н. С. 44
Ахонин С. В. 19
- Бабенко А. Е.** 44
Белоус В. Ю. 19, 23
Бердникова Е. Н. 28, 39
Бернацкий А. В. 39
- Великоиваненко Е. А.** 31, 68, 77
Винничук С. Д. 35
- Гниздыло А. Н.** 28
Григоренко Г. М. 28
Григоренко С. Г. 23
Губинский М. В. 90
- Демченко В. Ф.** 8
Дзюбак Л. И. 68
- Завертанний М. С.** 31
Зельниченко А. Т. 5
Зяхор І. В. 31
- Кандала С. М.** 44, 52
Коваленко И. В. 8
Коваленко Д. В. 8
Ковальчук Д. В. 44, 68
Козлитина С. С. 68
Коломиец Д. В. 90
Костеневич Е. С. 59
- Костин В. А. 23
Кражановский Д. М. 35
Кривцун И. В. 8
Крикент И. В. 8
- Максимов С. Ю.** 35
Маркашова Л. И. 28, 39
Махненко О. В. 44, 52, 59, 68
Медовар Л. Б. 90
Миленин А. С. 68, 77
- Никитенко Ю. А.** 28
- Пивторак Н. И.** 68, 77
Позняков В. Д. 39
Полишко А. А. 90
Половецкий Е. В. 28
Прилипко Е. А. 35
- Розынка Г. Ф.** 31, 68, 77
- Савицкая Е. М.** 52
Селин Р. В. 19, 23
Сибирь А. В. 90
Стовпченко А. П. 90
- Шаповалов В. А.** 28
Шелягин В. Д. 39
- Якуша В. В.** 28

