

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ**Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, А. Я. Ищенко,
В. И. Кирьян, И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
Ю. Н. Ланкин,
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
О. К. Назаренко, В. Д. Позняков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

МЕЖДУНАРОДНЫЙ**РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)
Гуань Цяо (Китай)
А. С. Зубченко (Россия)
М. Зиниград (Израиль)
В. И. Лысак (Россия)
У. Рейсген (Германия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пиллярчик (Польша)
О. И. Стеклов (Россия)
Г. А. Туричин (Россия)

УЧРЕДИТЕЛИ:

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
МА «Сварка» (издатель)

Адрес редакции:

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com
URL: www.rucont.ru

Редакторы:

Т. В. Юштина, И. Ф. Соколова
Электронная верстка:
И. Р. Наумова, А. И. Сулима,
Д. И. Середа

Свидетельство о государственной
регистрации KB 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень
утвержденных Министерством
образования и науки Украины
изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

Журнал переиздается
на английском языке

ИЭС им. Е. О. Патона под названием
«The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X

The Paton
WELDING JOURNAL

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

- Походня И. К., Игнатенко А. В., Пальцевич А. П., Синюк В. С.* Индуцированные водородом холодные трещины в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей (Обзор) 3
- Гайворонский А. А.* Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений высокоуглеродистой стали 15
- Махненко В. И.* Проблемы экспертизы современных сварных конструкций ответственного назначения 22
- Миленин А. С.* К вопросу планирования ремонта магистральных трубопроводов под давлением на основе результатов внутритрубной диагностики 30
- Рыбаков А. А., Семенов С. Е., Филипчук Т. Н.* Свойства металла шва двусторонних сварных соединений труб из микролегированной стали повышенной прочности 40
- Ющенко К. А., Гах И. С., Задерий Б. А., Звягинцева А. В., Карасевская О. П.* Влияние геометрии сварочной ванны на структуру металла швов монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов 46

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Хаскин В. Ю.* Развитие лазерной сварки алюминиевых сплавов в ИЭС им. Е. О. Патона (Обзор) 52
- Сергеева Е. В.* Сварка трением с перемешиванием в авиакосмической промышленности (Обзор) 58
- Добрушин Л. Д., Пекарь Е. Д., Брызгалин А. Г., Илларионов С. Ю.* Метод измерения динамических деформаций при сварке взрывом 63

ХРОНИКА

- Л. Д. Добрушину — 60 67

- ИНФОРМАЦИЯ** 68

Журнал «Автоматическая сварка» реферируется и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИ РЖ «Сварка» (Россия), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (Великобритания), CSA Materials Research Database with METADEX (США), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (Франция); представлен в РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), «Google Scholar» (США); реферируется в журналах «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия); освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko (exec. director),
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. I. Kiryan, Yu. N. Lankin,
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
Guan Qiao (China)
A. S. Zubchenko (Russia)
M. Zinigrad (Israel)
V. I. Lysak (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
U. Reisinger (Germany)
O. I. Steklov (Russia)
G. A. Turichin (Russia)

FOUNDERS:

National Academy
of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute,
IA «Welding» (publisher)

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77
Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com
URL: www.rucont.ru

Editors:

T. V. Yushchina, I. F. Sokolova
Electron galley:
I. R. Naumova, A. I. Sulima,
D. I. Sereda

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001
ISSN 0005-111X

All rights reserved

This publication and each of the articles
contained here in are protected
by copyright.

The journal is republished in English
by the E. O. Paton Electric Welding Institute
under title «The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X

The Paton
WELDING JOURNAL

Permission to reproduce material
contained in this journal must be obtained
in writing from the Publisher

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Pokhodnya I. K., Ignatenko A. V., Paltsevich A. P., Sinyuk V. S.* Hydrogen- induced cold cracks in welded joints of high-strength low-alloy steels (Review) 3
- Gaivoronsky A. A.* Effect of diffusive hydrogen on resistance against delayed fracture of high-carbon steel welded joints 15
- Makhnenko V. I.* Problems of expertise of advanced critical welded structures 22
- Milenin A. S.* Towards the planning of repair of main pressure pipelines on the basis of intrapipe diagnostics results 30
- Rybakov A. A., Semyonov S. E., Filipchuk T. N.* Properties of weld metal of double-sided welded joints of pipes of microalloyed steel of increased strength 40
- Yushchenko K. A., Gakh I. S., Zaderiy B. A., Zvyagintseva A. V., Karasevskaya O. P.* Effect of weld pool geometry on structure of weld metal of heat-resistant nickel alloy single crystals 46

INDUSTRIAL

- Khaskin V. Yu.* Development of laser welding of aluminium alloys at the E. O. Paton Electric Welding Institute (Review) 52
- Sergeeva E. V.* Friction stir welding in aerospace industry (Review) 58
- Dobrushin L. D., Pekar E. D., Bryzgalin A. G., Illarionov S. Yu.* Method of measurement of dynamic deformations in explosion welding 63

NEWS

- L. D. Dobrushin is 60 67

- INFORMATION 68

«Avtomaticheskaya Svarka» journal abstracted & indexed in Ukrainian refereed journal «Source», RJ VINITI «Welding» (Russia), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (UK), CSA Materials Research Database with METADEX (USA), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (France); Presented in Russian Science Citation Index & «Google Scholar»; Abstracted in «Welding Institute Bulletin» (Poland) & «Rivista Italiana della Saldatura» (Italy); Covered in the review of the Japanese journals «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».



УДК 621.7.019.12

ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ ХОЛОДНЫЕ ТРЕЩИНЫ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ (Обзор)

И. К. ПОХОДНЯ, А. В. ИГНАТЕНКО, А. П. ПАЛЬЦЕВИЧ, В. С. СИНЮК

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Вероятность развития индуцированных водородом холодных трещин в сварном соединении зависит от ряда взаимосвязанных и сложных физических явлений. В работе представлен краткий обзор проведенных в ИЭС им. Е. О. Патона исследований по изучению процессов абсорбции водорода металлом, его диффузии в сварном соединении с учетом кинетики температурного градиента, ловушек водорода и остаточных напряжений. Расчетно-экспериментальными методами исследованы особенности диффузии водорода в недеформированном и пластически деформированном металле. Изложены результаты расчетно-экспериментальных исследований и математического моделирования механизмов образования и роста индуцированных водородом холодных трещин в сварных соединениях на микро- и макроуровне. С высокой достоверностью показано, что в основе механизма водородной хрупкости лежит взаимодействие водорода с дислокациями. Водород оказывает влияние на зарождение и рост микротрещин в металле, облегчая слияние дислокаций, что приводит к локализации пластической деформации под влиянием водорода. Как показало компьютерное моделирование развития микродефектов в металле, уменьшение размеров зерна, при прочих равных условиях, увеличивает чувствительность металла к негативному влиянию водорода. Предложен механизм роста макротрещины в содержащем водород металле с учетом эффекта водородной локализации пластичности. Библиогр. 64, рис. 12.

Ключевые слова: хрупкое разрушение, модель водородной хрупкости, водородная локализация пластичности, остаточные напряжения, ОЦК металлы, размер зерна, диффузия водорода

Сталь — один из наиболее эффективных конструкционных материалов. В настоящее время более 20 млрд т стали используют в самых разных изделиях и конструкциях. В 2012 г. в мире было произведено 1550 млн т стали, а в последующие 40 лет объем производства предположительно увеличится на 50...100 % [1]. При этом сварка остается наиболее распространенным способом получения неразъемных металлических соединений. Поскольку требования к прочности исходных материалов и качеству получаемых соединений с течением времени повышаются постоянно, следует ожидать, что проблемы, существующие при создании более надежных и долговечных сварных соединений, будут актуальными, а экономическое значение научных исследований, направленных на решения данных вопросов — неизменно возрастать.

В связи с возрастающими требованиями к эксплуатационным характеристикам сварных конструкций в машиностроении, строительной промышленности, судостроении, при строительстве трубопроводов используют высокопрочные низколегированные стали (ВПНЛ). При сварке ВПНЛ сталей существует риск возникновения в зоне сварного соединения холодных трещин. Установлено, что одним из основных факторов, способствующих образованию холодных трещин, явля-

ется водород, абсорбированный жидким металлом из плазмы дуги. По результатам проведенных экспериментальных и теоретических исследований можно сделать вывод о том, что индуцированные водородом холодные трещины (ИВХТ) — это проявление более общего физического явления, водородной хрупкости (ВХ) в специфических условиях термомеханического цикла сварки [2].

Вероятность развития ИВХТ в сварном соединении зависит от ряда взаимосвязанных и сложных физических явлений. Для их изучения в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАНУ были исследованы процессы абсорбции водорода металлом, диффузия водорода в сварном соединении с учетом кинетики температурного градиента, ловушек водорода и остаточных напряжений, а также было выполнено математическое моделирование механизмов образования и роста ИВХТ на микро- и макроуровне и проведены расчетно-экспериментальные исследования механизма образования ИВХТ в сварных соединениях.

Формы водорода в железе и сталях. Для глубокого понимания механизма ВХ важно знать характеристики и состояние водорода в объеме металла. Экспериментально установлено, что процесс растворения водорода в железе подчиняется закону Сивертса: при термодинамическом равновесии концентрация растворенного водорода пря-



мо пропорциональна корню квадратному из величины его давления в газовой фазе. Это означает, что водород, также как и другие двухатомные газы, абсорбируется в виде атомов.

Несмотря на то, что атомарный водород представляет собой простейшее растворимое в железе вещество, соответствующие методы расчетов его состояния на основе различных теорий еще не разработаны. Предполагают, что растворенный водород может находиться в нескольких формах: протонной, анионной и атомарной. При образовании протонной формы в металле между атомами возникает металлическая связь, характеризующаяся обобщением валентных электронов железа и электрона водорода. Однако экспериментальные наблюдения направленного перемещения водорода под действием электрического поля не дают однозначного ответа на вопрос о зарядовом состоянии водорода в металле [3, 4]. Только при отсутствии взаимодействия между частицами мигрирующего компонента и носителями заряда в металле эффект переноса будет определяться зарядом частиц [3].

Квантово-механическими расчетами анализировали вероятность существования разных форм зарядового состояния водорода в зависимости от параметров электронного взаимодействия в системе «водород–металл» [5]. На основании полученных результатов сделано заключение, что в металле одновременно с разными вероятностями могут присутствовать протоны H^+ , нейтральные атомы H^0 и отрицательные ионы H^- . По мнению авторов, главный вопрос заключается в том, в каком из состояний водород оказывает максимальное влияние на физико-механические свойства. По мнению В. И. Швачко [6] это заключение ставит под сомнение альтернативную постановку вопроса о зарядовом состоянии водорода в металле, но саму ситуацию не проясняет. Вывод о необходимости сосредоточиться на определении наиболее активной формы водорода фактически означает возврат к исходной постановке задачи, поскольку вопрос о зарядовом состоянии водорода как раз и возник из необходимости определения механизма его аномального влияния на свойства металла.

Рассчитывая электронную структуру системы ГЦК железо–водород, авторы [7] пришли к выводу, что плотность валентных электронов увеличивается вблизи атома водорода, т. е. вокруг атомов водорода сконцентрирован отрицательный заряд. С позиции электронной теории металлов расчетами было также показано, что плотность свободных электронов вокруг атомов водорода, находящихся на дислокациях, также возрастает. Это приводит к увеличению подвижности дислокаций и уменьшению расстояния между ними в дислокационном скоплении [8].

Используя метод вторичной ионной эмиссии было показано, что водород, диффундирующий из глубины металла, на поверхности находится в отрицательно заряженном состоянии [9, 10].

По мнению авторов [11] широкое распространение получила модель, согласно которой внедренные в решетку металла атомы водорода локализованы в междоузлиях того или иного типа и совершают колебательные движения около положения равновесия в соответствии с атомарной структурой твердого раствора. Потенциальные ямы для атомов водорода, расположенных в квазиравновесных состояниях, достаточно глубоки (на фоне их средней кинетической энергии). Подобная модель, по-видимому, отображает наиболее существенные особенности раствора: в таком виде она дает возможность правильно, по порядку величины, рассчитать коэффициенты диффузии и объяснить причины экспоненциальной зависимости их от температуры, что подтверждается прямыми экспериментами.

Абсорбция водорода. При сварке сталей в условиях высоких температур дугowego разряда, больших скоростей нагрева и охлаждения металла, получают существенное развитие процессы поглощения газов электродным металлом и сварочной ванны. С увеличением концентрации водорода в металле риск возникновения холодных трещин в сварном соединении и, как следствие, разрушения всей сварной конструкции возрастает [2, 12]. Таким образом, одним из основных решений проблемы предотвращения ИВХТ является фундаментальное изучение поведения водорода при сварке, поиск путей снижения его содержания в металле сварных швов и разработка на основании полученных результатов новых сварочных материалов.

Поглощение водорода расплавленным металлом определяется, в основном, содержанием H_2 и H_2O в атмосфере дуги, температурой металла, наличием слоя шлака и его свойствами, кинетикой плавления электрода и переноса электродного металла в сварочную ванну. Высокое парциальное давление молекулярного и атомарного водорода в дуговой промежутке, а также температура жидкого металла на торце электрода и сварочной ванны обуславливают интенсивную абсорбцию водорода. Экспериментально показано, что большая скорость охлаждения капель электродного металла позволяет фиксировать высокие содержания водорода [13].

Проведение экспериментальных исследований по взаимодействию водорода с металлом на торце электрода и сварочной ванны в условиях дуговой сварки чрезвычайно усложняется из-за высоких температур, диссоциации и ионизированного состояния газов и, как следствие, высоких скоростей реакций [14–17]. Поэтому для изучения процессов



поглощения водорода металлом при дуговой сварке были разработаны и применены физические и математические модели процессов, основой для которых служили представления о существовании в столбе дуги локального термодинамического равновесия. Предложенная в [14–16] математическая модель процесса абсорбции водорода металлом основана на системе уравнений газовой динамики и уравнении, которое описывает молекулярное взаимодействие в тонком слое Кнудсена, примыкающем к поверхности металла, а также уравнении массопереноса водорода в металле. При расчете абсорбции водорода каплей электродного металла учитывалось испарение металла с поверхности капли. Показано, что при снижении температуры дуги эффективность связывания водорода фтором и кислородом возрастает. Установлено, что эффект аномальной абсорбции водорода металлом, взаимодействующим с плазмой дугового разряда, обусловлен степенью диссоциации молекул в объеме плазмы, которая зависит от энергии диссоциации молекул и температуры плазмы, а не поглощением ускоренных заряженных частиц.

При контакте железа с водородом в условиях термодинамического равновесия максимум растворимости наблюдается при температуре $T = 2600$ К. Дальнейшее повышение температуры ведет к снижению растворимости водорода, вызванным интенсивным испарением железа. Как показывает расчет, подтвержденный экспериментально, абсорбция водорода из плазмы дугового разряда многократно (более чем в 10 раз) превышает абсорбцию в равновесных условиях при $T = 2000$ К и определяется степенью диссоциации водорода, зависящей от температуры дуги. Также при контакте с $Ar + H_2$ плазмой наблюдается монотонное снижение содержания водорода в железе с повышением его температуры благодаря испарению железа.

Введение фтористых соединений в состав сварочных материалов является одним из эффективных способов снижения поглощения водорода жидким металлом. Термодинамический анализ поведения HF в зоне дуги выполнен в работе [18]. В соответствии с радиальным распределением температуры в центральной высокотемпературной области при $T = 6200$ К полностью диссоциированы HF и OH. На периферии столба (2500 К) HF недиссоциирован, что показывает возможность связывания водорода в зоне дуги фтором.

Термодинамический подход использован также для анализа процесса связывания водорода, находящегося в газовой фазе в виде паров воды (при давлении $P = 1 \cdot 10^5$ Па), шлаками системы $TiO_2-CaO-CaF_2$, $Al_2O_3-CaO-CaF_2$, $SiO_2-CaO-CaF_2$. Показано, что для шлаковых систем $TiO_2-CaO-CaF_2$ и $Al_2O_3-CaO-CaF_2$ характерным явля-

ется минимум содержания водорода в металле в зависимости от содержания CaO в шлаковом расплаве [19, 20]. В системе $Al_2O_3-CaO-CaF_2$ массовая доля CaO не влияет на содержание водорода в металле. Добавление в газовую фазу SiF_4 эффективно влияет на снижение содержания водорода в металле за счет реакции образования HF и снижения парциального давления водорода.

Масс-спектрометрическими исследованиями [21] фторидов в составе газов, выделяющихся из зоны дуги при сварке порошковыми проволоками, содержащими CaF_2 , SiO_2 , MgO , CaO , ZrO_2 , установлено наличие преимущественно кремнефтористых соединений и фтористого водорода. В процессе дугового нагрева при $T = 1475$ К образца CaF_2 исследовали состав образующихся газов [22]. В масс-спектре газов был обнаружен в обоих опытах HF, который образовался при взаимодействии CaF_2 и остаточных паров воды в масс-спектрометре.

Для разработки эффективных мер снижения абсорбции водорода жидким металлом, контроля качества сварочных материалов, предотвращения образования холодных трещин и пор необходимо располагать точными данными о концентрации водорода в металле сварных швов. Широко употребляемым методом с применением эвдиометров является ртутный метод по стандарту ИСО-3690:2000(E). Разработанный метод анализа диффузионного водорода с хроматографическим окончанием дает возможность с высокой точностью и чувствительностью измерять объем выделившегося водорода из образца и также позволяет ускорить измерение количества водорода за счет нагрева образца в 30...50 раз. Хроматографический метод введен в ГОСТ 23338–91.

С применением разработанного метода были выполнены исследования по влиянию технологических факторов сварки на содержание водорода в металле сварных швов [23, 24]. Установлено, что изменение скорости сварки и величины сварочного тока для покрытых электродов фактически не меняют концентрации водорода в металле шва, в то же время содержание водорода, отнесенное к наплавленному металлу, существенно возрастает с увеличением скорости сварки. Таким образом, можно сделать вывод: для правильной оценки количества диффузионного водорода необходимо вычислять содержание водорода в расплавленном металле шва. Средняя концентрация водорода в многослойном наплавленном металле не превышает содержание водорода в однослойном металле шва.

Одним из основных методов снижения содержания водорода в металле сварных швов является предварительная термообработка сварочных материалов, при которой удаляется часть водорода в виде H_2O . Допустимые температуры прокали-



покрытых электродов составляют 400...450 °С, порошковых проволок — 250...270 °С и не позволяют удалить всю влагу, находящуюся в компонентах сварочных материалов. С помощью термодесорбционного анализа [25] исследовали температурную зависимость удаления H_2O , H_2 (до 1000 °С) из газшлакообразующих и легирующих компонентов, которая позволила установить способы их обработки для снижения уровня потенциального водорода в сварочных материалах. При использовании термообработанных компонентов в составе покрытых электродов были получены очень низкие концентрации диффузионного водорода (1,0...1,5 мл/100 г) в металле сварных швов [26].

Диффузия водорода. После абсорбции водорода сварочной ванной, происходит его перераспределение в металле сварного соединения. Для определения зон металла сварного соединения, подверженных наибольшему риску возникновения ИВХТ, необходимо знать поле концентрации водорода в этом соединении. Таким образом, в общем случае решается нестационарная задача диффузии водорода с учетом термомодеформационного цикла сварки, структурных превращений и ловушек водорода [2].

Движущей силой диффузии является градиент химического потенциала, величина которого зависит от растворимости водорода в металле, коэффициента диффузии, градиентов концентрации и температуры, напряженного состояния и пластических деформаций [27]. При этом термомодеформационный цикл сварки приводит к существенной неоднородности концентрационного поля водорода.

Экспериментально и с применением математического моделирования исследовали диффузию водорода в металле сварных швов и перераспределение водорода в сварном соединении после сварки. Для определения величины эффективного коэффициента диффузии водорода D_H выполняли опыты по кинетике удаления водорода, поглощенного в процессе сварки, из цилиндрических образ-

цов металла шва и получали зависимость скорости дегазации V от количества водорода Q в образце $V(Q)$. Используя решение обратной коэффициентной изотермической задачи диффузии, по полученной экспериментальной зависимости $V(Q)$ определяли D_H . При $T = 20$ °С для металла швов, выполненных рутиловыми сварочными материалами, $D_H = 1 \cdot 10^{-7}$ см²/с, для низколегированных раскисленных швов — $D_H = 1 \cdot 10^{-6}$ см²/с [28].

После сварки происходит удаление и перераспределение водорода в металле сварного соединения. С применением результатов экспериментального исследования [29] разработана математическая модель перераспределения водорода между металлом шва и основным металлом [30], которая позволяет определить текущую концентрацию водорода в зонах сварного соединения с учетом поглощения водорода дефектами кристаллической структуры металла. Приложенные напряжения существенно влияют на величину D_H и водородопроницаемость стали при пластической деформации [31].

Разрушению металла обычно предшествует пластическая деформация в зоне разрушения. В результате термомодеформационного цикла сварки или за счет внешней нагрузки возможна пластическая деформация металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ). В этом случае возникает взаимодействие водорода с образовавшейся дислокационной структурой. Дислокации являются обратимыми ловушками, которые при температуре металла меньше 100 °С начинают оказывать значительное влияние на диффузию водорода. Кроме того, как будет показано ниже, в основе ВХ лежит взаимодействие водорода с подвижными краевыми дислокациями. Поэтому, в рамках исследования ВХ, особый интерес представляет изучение диффузии водорода в пластически деформированном металле.

Результаты исследований кинетики удаления водорода при комнатной температуре приведены на рис. 1 [32]. Характер диффузии водорода в недеформированном и пластически деформированном металле заметно отличается. Как показали основанные на экспериментальных данных компьютерные расчеты, в пластически деформированном металле D_H остается постоянным практически на протяжении всего процесса дегазации. Значит, к моменту начала дегазации почти весь водород связан с дислокационной структурой и для того, чтобы атом водорода смог выйти из металла, ему сначала необходимо преодолеть энергетический барьер и оторваться от удерживающей его дислокации. Следовательно, в деформированном металле значение D_H определяется средней энергией связи атомов водорода с дислокациями и не изменяется в процессе дегазации.

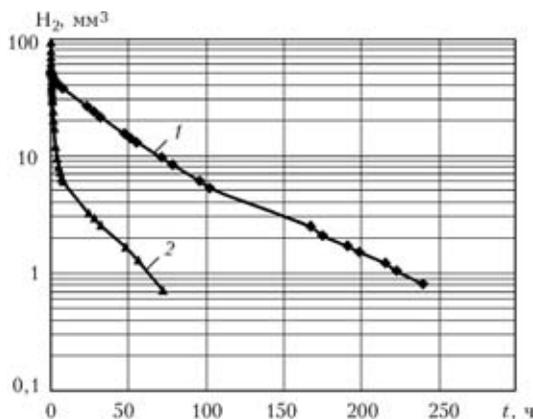


Рис. 1. Результаты опытов по кинетике удаления водорода из: 1 — деформированного; 2 — недеформированного образца



Согласно расчетам, в недеформированном образце D_H изменяется в процессе диссоциации на несколько порядков (рис. 2). В недеформированном металле, благодаря сравнительно небольшой концентрации дислокаций, только часть водорода связана с дислокационной структурой в начале дегазации. Первоначально, когда происходит десорбция не связанного с дислокациями диффузионного водорода, дислокации не оказывают заметного влияния на процесс диффузии и, следовательно, на величину D_H . Но по мере десорбции в общем потоке дегазировавшегося газа возрастает доля водорода, который изначально был связан с дислокационной структурой. Таким образом, с увеличением времени дегазации концентрация оставшегося водорода падает, а влияние дислокаций на характер диффузии водорода в металле возрастает. Это ведет к постепенному уменьшению значения D_H и скорости дегазации образца. При низких концентрациях водорода величина D_H в недеформированном металле сопоставима с его значением в деформированном металле, что подтверждает сделанные выводы о роли дислокационной структуры.

В работе [33] предложена математическая модель массопереноса водорода в металле с учетом ловушек, которая описывает перераспределение водорода между остаточным и диффузионным. В качестве ловушек водорода рассматривали дислокации, образующиеся в результате структурных превращений в металле при охлаждении. Расчет массопереноса водорода в сварном соединении проводили методом конечных элементов с момента начала кристаллизации металла шва (рис. 3).

Локальная концентрация водорода C_H в центре шва в момент его кристаллизации, а также при структурных превращениях, резко возрастает за счет скачка растворимости (рис. 3). Концентрация остаточного водорода (связанного с дислокациями) возрастает по мере охлаждения металла до температуры около 100 °С и зависит от энергии связи ловушек с водородом E_b . Так при наличии в металле ловушек с $E_b = 20$ кДж/моль количество остаточного водорода составляет 0,5 см³/100 г, а поведение диффузионного водорода изменяется не существенно.

В случае же ловушек с $E_b = 30$ кДж/моль, количество остаточного водорода увеличивается до 2 см³/100 г, а содержание диффузионного водорода резко снижается. После насыщения ловушек происходит существенное замедление диффузии водорода из-за уменьшения градиента концентрации диффузионного водорода в результате перехода его в остаточный. Таким образом, итоговое уменьшение локальной концентрации диффузионного водорода в центре шва (через 10 ч после сварки) оказывается меньше, чем увеличение остаточного.

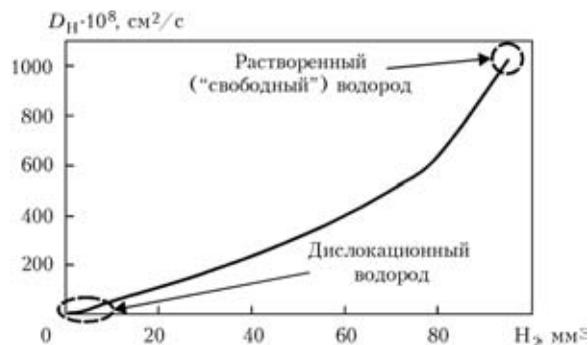


Рис. 2. Расчетная зависимость D_H от содержания водорода в металле

Перенос водорода краевыми дислокациями.

Согласно современным представлениям особенности обратимой водородной хрупкости (например, температурно-скоростная зависимость чувствительности металла к водородной хрупкости) объясняются взаимодействием растворенного в металле водорода с движущимися краевыми дислокациями [6, 34]. Для описания переноса водорода краевыми дислокациями в [35] была предложена математическая модель процесса. Перемещаясь внутри металла в результате взаимодействия с кристаллической решеткой, атом водорода в разные моменты времени обладает различной потенциальной энергией. Вероятность перехода атома внедрения в определенное соседнее междуузлие зависит от температуры металла, потенциальной энергии атома в начальном и конечном междуузлиях. Основываясь на представлениях микроскопической теории диффузии и учитывая, что атом водорода может перескочить в соседнее междуузлие, только если оно не занято другим атомом, можно получить следующую систему уравнений, которая описывает диффузию водорода в поле движущейся краевой дислокации [36]:

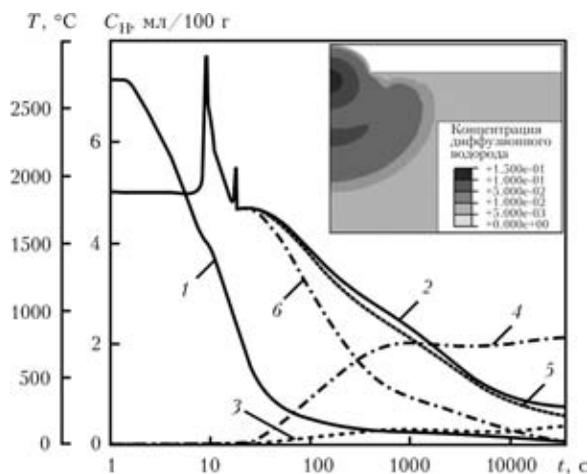


Рис. 3. Зависимость от времени температуры T (1) и концентрации водорода C_H : 2 — диффузионного (без ловушек); 3, 4 — в ловушках с $E_b = 20, 30$ кДж/моль соответственно; 5, 6 — диффузионного с $E_b = 20, 30$ кДж/моль соответственно (на врезке показана концентрация диффузионного водорода через 10 ч после сварки)



$$\begin{cases} j_x = -D \left[\frac{\partial u_D}{\partial x} p(1-p) + \frac{\partial p}{\partial x} \right] + V_0 p, \\ j_y = -D \left[\frac{\partial u_D}{\partial y} p(1-p) + \frac{\partial p}{\partial y} \right] + V_0 p, \\ \frac{\partial(j_x)}{\partial x} + \frac{\partial(j_y)}{\partial y} = 0, \end{cases}$$

где J_x и J_y — поток водорода вдоль оси x и y соответственно; D — коэффициент диффузии водорода в бездефектном металле; u_D — потенциал взаимодействия водорода с краевой дислокацией; p — концентрация водорода, отнесенная к числу междоузлий: $p = C/C_M$ (C_M — количество междоузлий в единице объема), V_0 — скорость движения краевой дислокации с условиями на бесконечности: $p = p_0 = C_0/C_M$; $J_x = V_0 C_0/C_M = V_0 p_0$ и $J_y = 0$ при $(x^2 + y^2) \rightarrow \infty$.

Исследовано влияние температуры металла, скорости движения краевых дислокаций и концентрации диффузионного водорода на количество водорода, переносимого дислокациями. Расчеты показали, что зависимость количества транспортируемого водорода краевой дислокацией N от температуры имеет максимум в области комнатной температуры (рис. 4). Установлено, что с увеличением скорости движения краевой дислокации или при снижении концентрации диффузионного водорода количество переносимого водорода уменьшается, а максимум кривой $N(T)$ сдвигается в область более высоких температур [36]. Поскольку движение дислокаций — элементарный акт пластической деформации, то с увеличением скорости пластической деформации возрастает и скорость движения дислокаций. Результаты расчетов согласуются с экспериментальными данными: с ростом скорости пластической деформации уменьшается чувствительность металла к ВХ, а минимум хрупкой прочности об-

разцов содержащих водород, смещается в область более высоких температур [12].

Механические исследования. В работах [37–39] предложен новый, физически обоснованный критерий, характеризующий степень падения хрупкой прочности металла под влиянием водорода, и разработана методика его определения по данным механических испытаний. В отличие от критериев сравнения, применявшихся ранее, новый критерий имеет четкое физическое содержание, детерминированное структурой металла. Использование этой методики позволяет оценить степень водородного охрупчивания металла путем проведения простейших испытаний стандартных образцов на одноосное растяжение.

В работах [40–43] показано, что мерой хрупкой прочности металла является величина сопротивления микросколу R_{mce} — минимального напряжения хрупкого разрушения при одноосном растяжении, деформированного на некоторую степень e . Поскольку структурно детерминированная величина R_{mce} по отношению к температуре, то изменение отношения R_{mce}^H/R_{mce} в зависимости от температуры отражает влияние водорода на эту величину. Отмеченные в [40–43] особенности величины R_{mce} позволяют выразить степень падения хрупкой прочности металла под влиянием водорода δ_H через падение величины критического напряжения разрушения σ_{1C} в шейке образца:

$$\delta_H = \frac{R_{mce}^H}{R_{mce}} \approx \frac{\sigma_{1C}^H}{\sigma_{1C}}$$

где R_{mce}^H и σ_{1C}^H — характеристики металла, содержащего водород.

Для определения параметра δ_H необходимо по данным механических испытаний рассчитать σ_{1C} для интересующего интервала температур. После деления, при фиксированных e и $\sigma_{1C}^H/\sigma_{1C}$, получаем оценку величины δ_H .

В работе [44] приведены результаты экспериментальных исследований влияния водорода на механизм разрушения металла. Термодесорбционным анализом установлено, что в металле, содержащем диффузионный водород, в результате пластической деформации образуется остаточный водород, который связан с образовавшимися дислокациями и микротрещинами (рис. 5). Таким образом, в результате пластической деформации металла повышается плотность дислокаций и образуются микродефекты, что приводит к перераспределению водорода.

Для исследования влияния водорода на механизм зарождения и роста микродефектов в металле, образцы стали ВСтЗсп, содержащего 7 см³/100 г водорода, растягивали до разной сте-

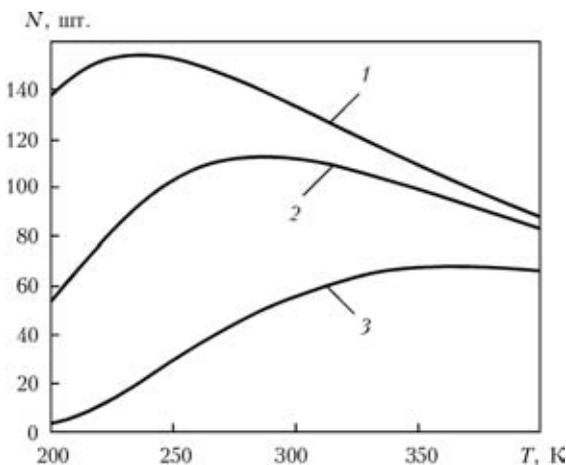


Рис. 4. Зависимость количества водорода N , транспортируемого отрезком подвижной краевой дислокации, от температуры образца и скорости ее движения V_0 : 1 — $1 \cdot 10^{-3}$; 2 — $1 \cdot 10^{-2}$; 3 — $1 \cdot 10^{-1}$ м/с

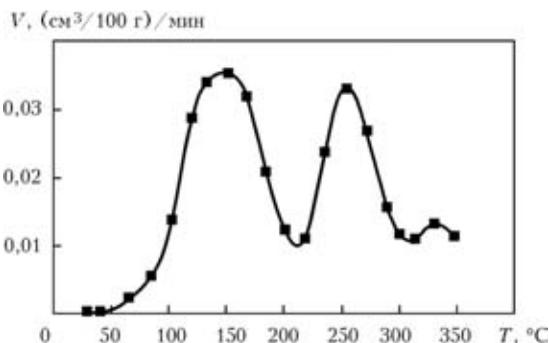


Рис. 5. Спектр термодесорбции остаточного водорода образца стали ВСтЗсп после разрушения, содержащего 8,5 см³/100 г диффузионного водорода

пени пластической деформации. После предварительной деформации водород удаляли и образцы растягивали до разрушения. Образцы, не содержащие водород, подвергали идентичному циклу испытаний. До деформации образца на 10 % водород не оказывает значительного влияния на механические свойства стали ВСтЗсп (рис. 6, а), а увеличение деформации от 15 до 17 % приводит к значительному влиянию водорода на разрушение металла (рис. 6, б, в). На поверхности излома образцов с содержанием водорода 7 см³/100 г и предварительно деформированных обнаружена хрупкая микротрещина, рост которой проходит по вязкому механизму после удаления водорода (рис. 6, з).

Деформация металла, содержащего водород, приводит к зарождению и росту микродефектов в нем, что значительно сказывается на механических свойствах. При достижении определенного значения пластической деформации влияние водорода резко увеличивается. Наличие водорода на дислокациях облегчает их слияние, что приводит к зарождению микротрещины при меньшем внешнем напряжении.

Механизм водородной хрупкости железа и сталей. Образование ИВХТ в сварных соединениях ВПНЛ сталей определяется особенностями структурных превращений в металле шва и ЗТВ, величиной остаточных растягивающих напряжений и концентрацией водорода в металле [9, 45]. Для выяснения механизма образования ИВХТ в условиях термомеханического цикла сварки необходимо рассмотреть механизм более общего физического явления деградации механических свойств металла под действием растворенного водорода — водородного охрупчивания [9].

При пластической деформации водород транспортируется движущимися дислокациями к месту зарождения трещины. Дислокационная теория предлагает множество моделей дислокационных перестроек, которые могут привести к образованию предельно острой зародышевой субмикротрещины [46]. Одной из них является модель Зи-

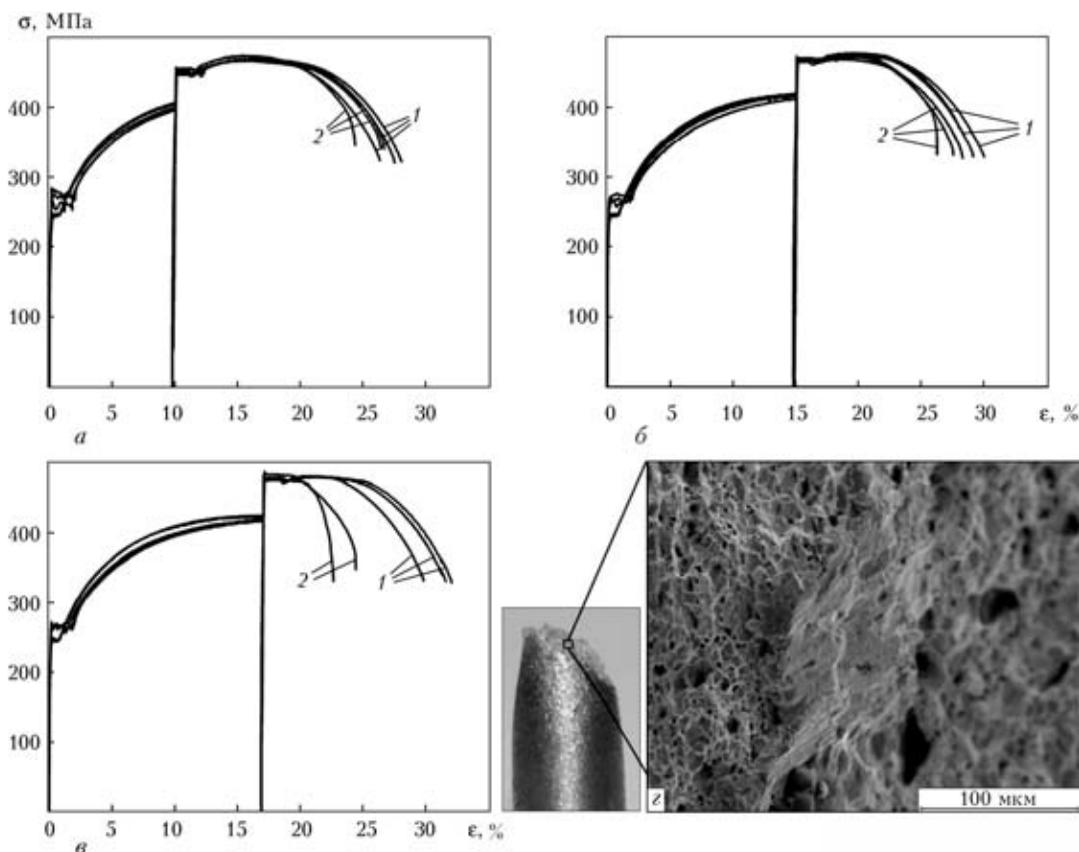


Рис. 6. Диаграммы растяжения образцов стали ВСтЗсп с предварительной деформацией ϵ_{II} : а — 10; б — 15; в — 17 % (1, 2 — не содержащие и содержащие водород образцы соответственно) и микроструктура микротрещины (з)

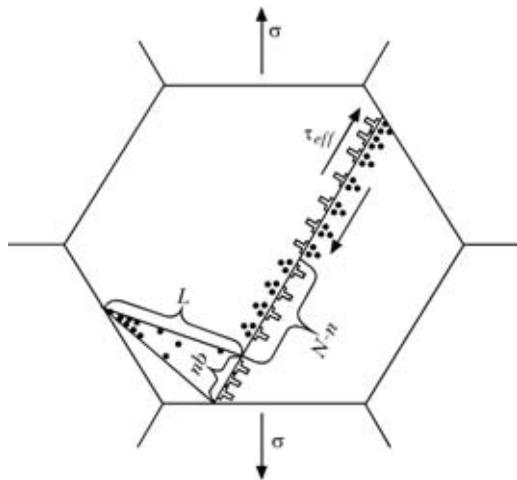


Рис. 7. Схема образования микротрещины: σ — внешние растягивающие напряжения; τ_{eff} — касательные напряжения, которые действуют в плоскости скольжения дислокаций; L — длина субмикротрещины; N — общее количество краевых дислокаций в плоском скоплении; n — количество дислокаций, слившихся в субмикротрещину; B — модуль вектора Бюргерса

нера-Стро, по которой в месте остановки полосы скольжения образуется скопление дислокаций, а у его вершины возникает растягивающее напряжение, которое при определенных силовых условиях развивается в микротрещину (рис. 7). Наличие водорода вокруг дислокаций приводит к зарождению субмикротрещины при меньшем напряжении за счет облегчения слияния дислокаций.

Если в момент зарождения микротрещина теряет устойчивость, то происходит хрупкое разрушение металла [47, 48]. Если же трещина не потеряла устойчивость, то дальнейший ее рост будет зависеть от особенностей развития локальной пластической деформации в зоне около острия микротрещины и концентрации водорода [49, 50] (рис. 8).

Наличие водорода приводит к изменению морфологии пластической области вследствие локализации пластической деформации [51–53]. В полосе сдвига у вершины микротрещины под влиянием водорода зарождается новый микродефект [54] (рис. 9).

Изменение характера микропластической деформации вокруг микропор или неметаллических

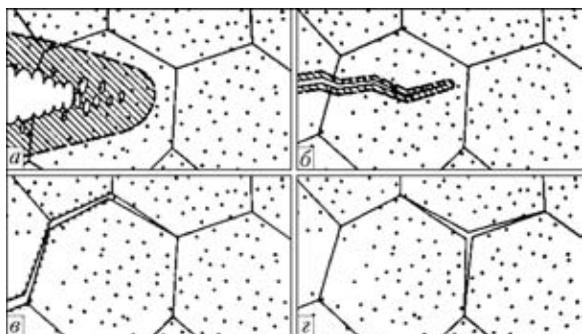


Рис. 8. Механизм роста трещины: а — вязкий; б — квазивязкий; в, з — межкристаллитный



Рис. 9. Образование микропоры в образце стали IN903, содержащей водород [54]

включений под влиянием водорода способствует переходу от вязкого разрушения к хрупкому за счет усиленной водородом локализации пластической деформации [55, 56] (рис. 10).

Таким образом, на стадии зарождения микротрещины решающими факторами являются главные растягивающие напряжения и количество водорода, переносимое дислокациями к месту образования дефекта (определяется концентрацией диффузионного водорода, температурой, скоростью деформации и плотностью дислокаций в металле). Механизм роста микротрещины (вязкий или хрупкий), если она не теряет стабильность в момент своего зарождения, определяется коэффициентом интенсивности напряжений и концентрацией водорода у вершины трещины.

Пластическая деформация металла приводит к увеличению числа подвижных дислокаций, что в свою очередь приводит к перераспределению диффузионного водорода между решеткой и обратимыми ловушками — дислокациями. Водород, переносимый дислокациями к месту зарождения микротрещин, будет молизоваться внутри последних.

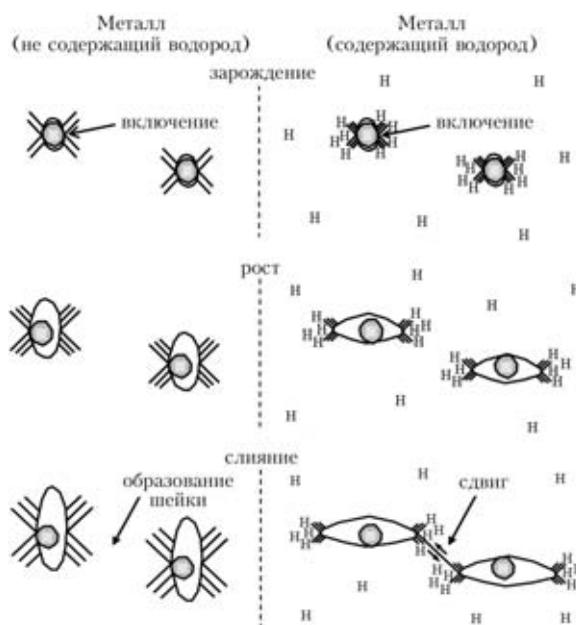


Рис. 10. Схема зарождения, роста и слияния микропор при вязком разрушении металла



С учетом модели переноса водорода дислокациями предложена модель зарождения и роста субмикротрещины в зерне металла по механизму микроскопа. Основным механизмом охрупчивания металла водородом является эффект водородной локализации пластичности [47], который учитывается через изменение упругой энергии краевых дислокаций и субмикротрещины, вызванное сосредоточенными вокруг них атомами водорода. Указанный выше эффект существенно снижает величину напряжения, необходимого для разрушения зерна. Предложенная математическая модель [57, 58] учитывает температуру металла, размеры зерна, в котором возникают субмикротрещины, сложнапряженное состояние, физические характеристики металла, подвижность и концентрацию диффузионного водорода, скорость движения краевых дислокаций и влияние вызванной водородом локализации пластичности. Многофакторность модели позволяет описать такие особенности обратимой водородной хрупкости как температурно-скоростная зависимость величины напряжения разрушения металла, содержащего водород.

Проведено компьютерное моделирование влияния ориентации зерна металла относительно внешних напряжений на величину напряжения разрушения [59]. Оптимальный угол наклона между плоскостью скольжения краевых дислокаций и главным растягивающим напряжением $\alpha_{\text{опт}}$ равен 45° . Установлено, что с отклонением наклона плоскости скольжения краевых дислокаций от оптимального угла или с ростом сложнапряженного состояния металла количество дислокаций в скоплении уменьшается. При определенных условиях в плоскости скольжения вообще невозможно возникновение скопления краевых дислокаций. Такая зависимость между $\alpha_{\text{опт}}$ согласуется с выводами теории дислокаций. Установлено, что с усилением сложнапряженного состояния металла относительное влияние водорода на хрупкую прочность металла увеличивается, хотя абсолютная величина напряжения разрушения зерна металла, содержащего водород, растет.

Вызванная водородом локализация пластичности металла существенно снижает величину напряжения, которое необходимо приложить для того, чтобы разрушить зерно [57, 60]. В некоторых случаях падение прочности металла может достигать 40...50 % (рис. 11). С помощью расчетов установлено, что при прочих равных условиях уменьшение зерна металла ведет к увеличению степени водородной хрупкости металла, хотя абсолютная величина напряжения разрушения содержащего водород металла растет с уменьшением зерна (рис. 11, кривая б). Таким образом, увеличение прочности стали за счет уменьшения зерна металла целесообразно лишь до некоторого

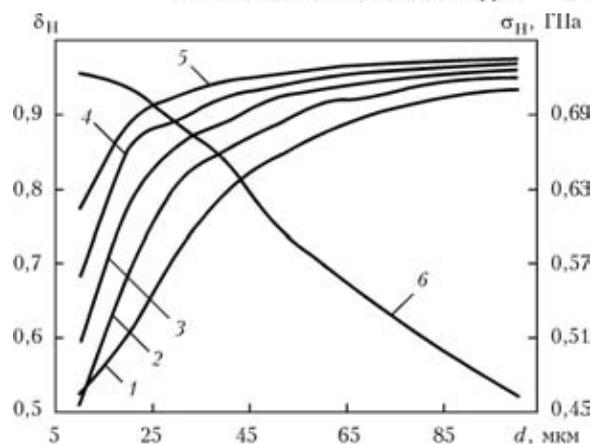


Рис. 11. Зависимость степени падения хрупкой прочности железа $\delta_H = \sigma_H/\sigma_0$ от размера зерна d при температуре T : 1 — 250; 2 — 275; 3 — 300; 4 — 325; 5 — 350 К (σ_0 , σ_H — напряжение разрушения зерна железа, не содержащего и содержащего водород соответственно) и зависимость σ_H от d при $T = 300$ К (б)

предела, который зависит как от количества водорода, так и от чувствительности стали к ВХ при данных условиях. Результаты расчетов согласуются с представленными экспериментальными данными, которые были получены для армо-железа и низкоуглеродистой стали [12, 61].

Одним из наиболее вероятных механизмов развития макротрещины в металле является образование перед ее вершиной микродефекта и последующее его слияние с трещиной (рис. 12) [58, 62]. Под действием напряжений перед вершиной растущей трещины в металле формируется область пластических деформаций. В процессе роста трещины это приводит к формированию под ее поверхностью слоя пластически деформированного металла, толщина которого зависит от приложенной нагрузки: чем выше нагрузка, которую необходимо приложить для образования перед вершиной трещины микродефекта, тем больше толщина слоя. Энергия, необходимая для роста макротрещины, состоит из двух частей: энергии образования свободных поверхностей и энергии приповерхностного слоя пластически деформированного металла. В металле, не содержащем водород, удельная энергия, которая требуется для образования подобного слоя, на несколько порядков выше удельной энергии свободных поверхностей трещины [63]. Благодаря эффекту водородной локализации пластичности напряжение, необходимое для образования микродефекта перед вершиной макротрещины, существенно снижается. Эффект водородной локализации пластичности уменьшает наиболее энергетически затратную составляющую роста макротрещины — образование приповерхностного слоя. Следовательно, в содержащем водород металле с ОЦК решеткой развитие макротрещины должно проходить более хрупко, с меньшими затратами

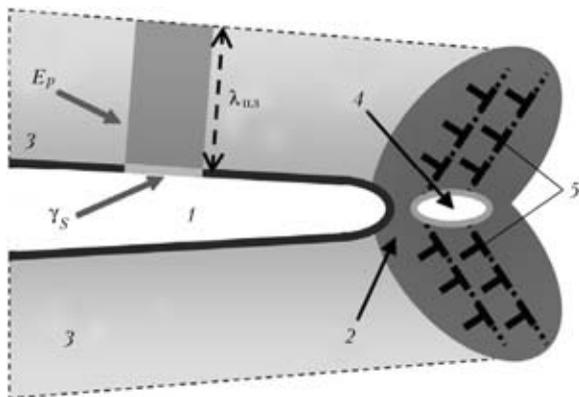


Рис. 12. Схема роста макротрещины в металле, содержащем водород: 1 — макротрещина; 2 — область пластических деформаций; 3 — подповерхностный слой пластически деформированного металла; 4 — микродефект (E_p — энергия, необходимая для пластической деформации слоя металла толщиной $\lambda_{пл}$, γ_s — удельная поверхностная энергия); 5 — скопление дислокаций

энергии, что и наблюдается в экспериментах [2, 12, 64].

Выводы

1. Разработана физическая модель насыщения металла газами, находящимися в контакте с низкотемпературной плазмой. Модель построена на основе кинетической теории газов и учитывает движение ионов, атомов и молекул в объеме плазмы, абсорбцию и десорбцию газа на поверхности металла, а также диффузионный перенос растворенного газа в металлическом расплаве.

2. Показано, что активизация молекул в плазме (возбуждение, диссоциация, ионизация), по сравнению с равновесными условиями, увеличивает скорость растворения на несколько порядков.

3. Установлено, что введение фтористых соединений в состав сварочных материалов приводит к образованию HF. Термодинамический анализ показал, что в большей части сечения дуги (высокотемпературной) HF в значительной степени диссоциирован. Связывание фтора водородом происходит на периферии дуги, что приводит к снижению поглощенного водорода сварочной ванной. Наличие HF в зоне дуги подтверждено экспериментально.

4. Предложены новые хроматографические методы анализа водорода в металле сварных швов, сварочных материалах и их компонентах. Хроматографический метод анализа диффузионного водорода с температурой дегазации до 150 °C введен в ГОСТ 23338–91.

5. Предложен способ снижения содержания водорода при сварке покрытыми электродами и под флюсом, обеспечивающий очень низкие концентрации диффузионного водорода в металле сварных швов.

6. На основе экспериментально-расчетных исследований кинетики дегазации водорода из ме-

талла сварного шва установлено, что для недеформированного металла характерна зависимость коэффициента диффузии от концентрации водорода, тогда как в пластически деформированном образце этого не наблюдается. Это хорошо укладывается в рамки представлений о дислокациях как ловушках водорода.

7. Установлено, что образование индуцированных водородом холодных трещин в сварных соединениях — это проявление водородного охрупчивания в специфических условиях термомеханического цикла сварки. Поэтому решение проблемы ИВХТ должно базироваться на точном знании механизма водородной хрупкости металла сварного соединения.

8. С высокой достоверностью показано, что в основе механизма водородной хрупкости лежит взаимодействие водорода с дислокациями. Водород оказывает влияние на зарождение и рост микротрещин в металле, облегчая слияние дислокаций, что приводит к локализации пластической деформации под влиянием водорода.

9. Влияние водорода на зарождение микротрещины на макроуровне проявляется в виде снижения необходимых для ее зарождения нормальных растягивающих напряжений. Дальнейший рост микротрещины происходит по квазихрупкому механизму за счет образования под влиянием водорода новых микродефектов в ее вершине.

10. С помощью компьютерных расчетов показано, что количество водорода, переносимое дислокациями к месту зарождения микродефекта, зависит от скорости движения дислокаций, температуры металла и имеет максимум в области комнатных температур. Это согласуется с экспериментально установленной температурно-скоростной зависимостью обратимой водородной хрупкости, имеющей минимум в области комнатных температур.

11. Моделирование роста субмикротрещины в зерне металла с учетом эффекта водородной локализации пластичности показало, что при уменьшении размера зерна металл становится более хрупким и чувствительным к водородной хрупкости, хотя абсолютная величина напряжения разрушения возрастает.

12. Показано, что при охлаждении сварного соединения происходит удаление водорода из металла, а также его перераспределение между диффузионным и остаточным за счет наличия в металле ловушек водорода. С увеличением энергии связи ловушек с водородом, замедляется его диффузия и увеличивается количество остаточного водорода.

1. <http://www.worldsteel.org>.

2. *Металлургия дуговой сварки: Взаимодействие металла с газами* / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич



- и др.; Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 2004. — 445 с.
3. Белоглазов С. М. Наводороживание стали при электрохимических процессах. — Л.: Изд-во Ленингр. ун-та, 1975. — С. 1–412.
 4. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке (Обзор) // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
 5. Юхновский П. И., Ткачев В. И. О состоянии водорода в металле // Физ.-хим. механика материалов. — 1987. — № 4. — С. 107–108.
 6. Швачко В. I. Оборотно воднева крихкість ОЦК-сплавів заліза — конструкційних сталей: Автореф. дис. ... д-ра фіз.-мат. наук. — Харків, 2002. — 35 с.
 7. Effect of hydrogen on electronic structure of fcc iron in relation to hydrogen embrittlement of austenitic steels / S. M. Teus, V. N. Shivanyuk, B. D. Shanina, V. G. Gavriliuk // Phys. Stat. Sol. A. — 2007. — 204. — № 12. — P. 4249–4258.
 8. Gavriliuk V. G., Shivanyuk V. N., Shanina B. D. Change in the electron structure cause by C, N and H atoms in iron and its effect on their interaction with dislocations // Acta Materialia — 2005. — 53. — P. 5017–5024.
 9. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
 10. Походня И. К. Проблемы сварки высокопрочных низколегированных сталей: Сучасне матеріалознавство XXI століття: Зб. наук. праць. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 31–69.
 11. Гельд П. В., Рябов Р. А. Водород в металлах и сплавах. — М.: Металлургия, 1974. — 272 с.
 12. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. — М.: Там же, 1985. — 216 с.
 13. Явдошин И. Р. Исследование и разработка универсальных электродов с рутиловым покрытием: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1969. — 21 с.
 14. Походня И. К., Швачко В. И., Портнов О. М. Математическое моделирование абсорбции газов металлами в процессе сварки // Автомат. сварка. — 2000. — № 7. — С. 13–17.
 15. Походня И. К. Математическое моделирование процессов взаимодействия металла с газами при дуговой сварке // Там же. — 2003. — № 2. — С. 3–10.
 16. Походня И. К., Портнов О. М. Математическое моделирование абсорбции газов каплей электродного металла // Там же. — 2003. — № 6. — С. 5–8.
 17. Pokhodnya I. K., Portnov O. M., Shvachko V. I. Computer modeling of hydrogen absorption by electrode metal drop under its intensive evaporation // Proc. of the 6th Seminar on the numeric analysis of weldability, Graz, 1–30 Oct., 2001. — Graz: TU of Graz, 2001. — P. 895–902.
 18. Походня И. К., Швачко В. И., Уткин С. В. Расчетная оценка поведения водорода в дуговом разряде // Автомат. сварка. — 1998. — № 9. — С. 4–7.
 19. Походня И. К., Цыбулько И. И., Орлов Л. Н. Влияние состава шлака на содержание водорода в жидком металле при сварке в CO₂ // Там же. — 1993. — № 11. — С. 8–14.
 20. Tsibulko I. I. Calculation of thermodynamic equilibrium in metallurgical system gas-slag-metal // Proc. of the 2nd Intern. seminar on the numeric analysis of weldability, Graz-Segau, 10–12 Sept, 1993. — Graz: TU of Graz, 1993. — 6 p.
 21. Масс-спектрометрические исследования газообразных фторидов, выделяющихся при дуговой сварке / И. К. Походня, В. И. Швачко, В. Г. Устинов, С. А. Супрун // Автомат. сварка. — 1972. — № 6. — С. 10–12.
 22. Походня И. К., Швачко В. И. Образование фтористого водорода в дуговом разряде // Там же. — 1981. — № 2. — С. 11–13.
 23. Влияние способов отбора проб металла шва на определение содержания в нем диффузионно-подвижного водорода / И. К. Походня, А. П. Пальцевич, И. Р. Явдошин // Там же. — 1986. — № 1. — С. 24–28.
 24. Влияние режимов сварки на содержание водорода в швах, выполненных электродами с покрытием основного вида / И. К. Походня, А. П. Пальцевич, И. Р. Явдошин // Там же. — 1988. — № 3. — С. 19–22.
 25. Пальцевич А. П. Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // Там же. — 1999. — № 6. — С. 46–48.
 26. Походня И. К., Пальцевич А. П. Исследование потенциального содержания водорода // Сб. тез. стеновых докл. Междунар. конф. «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций», Киев, 24–27 ноября 2003 г. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2003. — С. 67.
 27. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. — Киев: Наук. думка, 1991. — 416 с.
 28. Пальцевич А. П. Разработка методов снижения содержания водорода в сварных швах при создании новых покрытых электродов и порошковых проволок основного вида: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1988. — 16 с.
 29. Кинетика диффузионного перераспределения водорода между металлом шва и основным металлом при дуговой сварке / И. К. Походня, Л. И. Демченко, А. П. Пальцевич, В. Г. Устинов // Автомат. сварка. — 1976. — № 8. — С. 1–5.
 30. Походня И. К., Демченко В. Ф., Демченко Л. И. Математическое моделирование поведения газов в сварных швах. — Киев: Наук. думка, 1979. — 54 с.
 31. Походня И. К., Павлык В. А., Швачко В. И. Влияние термообработки и деформации на диффузию водорода и водородопроницаемость стали типа 10ХНЗДМ: Металлургия сварки и сварочные материалы. — С.-Пб: Изд-во С.-Петербург. техн. ун-та, 1993. — С. 158–160.
 32. Створення матеріалів для зварювання технологічного обладнання гірничо-металургійного та паливно-енергетичного комплексів. — Розд. 1: Дослідження методами експериментального та обчислювального моделювання поведінки водню в металі шва підвищеної міцності в умовах термодформаційного циклу зварювання (Заключний звіт по темі 10/028) / Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАНУ). — № 0107U0022787. — К., 2011. — 121 с.
 33. Синюк В. С., Степанюк С. Н. Взаимодействие водорода с дислокационной структурой сварных соединений конструкционных сталей // Материали науч. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій», 23–27 червн. 2009 р. / Під заг. ред. В. В. Панасюка. — Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАНУ, 2009. — С. 999–1002.
 34. Степанюк С. М. Оборотно воднева крихкість при зварюванні високоміцних низьколегованих сталей: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Київ, 2001. — 18 с.
 35. Игнатенко А. В., Швачко В. И. Модель транспортировки водорода дислокациями // Автомат. сварка. — 2007. — № 2. — С. 27–30.
 36. Игнатенко А. В. Математическая модель переноса водорода краевой дислокацией // Там же. — 2007. — № 9. — С. 29–33.
 37. A new method for quantitative determination of sensitivity of steels to hydrogen embrittlement / I. K. Pokhodnya, I. V. Shvachko, S. A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov // Intern. J. of Materials Science. — 1999. — 34, № 4. — P. 538–543.
 38. Shvachko V. I., Stepanyuk S. M., Pokhodnya I. K. The evaluation methods of HSLA steels susceptibility to hydrogen embrittlement // HSLA Steels'2000: The Forth Intern. conf. on HSLA Steels, Xi'an, China, Oct. 30–Nov. 2, 2000. — Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000. — P. 453–458.
 39. Заявка № 5040067, МКИ G 01 n 17/00. Способ количественного определения степени водородного охрупчивания конструкционных сталей и сварных швов / И. К. Походня, Ю. Я. Мешков, В. И. Швачко и др. — Заявл. 01.07.91. — Положит. решение пат. ведом. России от 28.09.92.
 40. Мешков Ю. Я. Физические основы прочности стальных конструкций. — Киев: Наук. думка, 1981. — 238 с.



41. Мешков Ю. Я., Пахаренко Г. А. Структура металла и хрупкость стальных изделий. — Киев: Там же, 1985. — 266 с.
42. Мешков Ю. Я., Сердитова Т. Н. Разрушение деформированной стали. — Киев: Там же, 1989. — 160 с.
43. Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С. К вопросу о вязком и хрупком состояниях поликристаллических металлов // Металлофизика. — 1990. — 12, № 6. — С. 3–13.
44. Экспериментальное исследование механизма водородной хрупкости ОЦК металлов / В. С. Синюк, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, А. В. Игнатенко // Автомат. сварка. — 2012. — № 5. — С. 12–16.
45. Царюк А. К., Бреднев В. И. Проблема предупреждения холодных трещин // Там же. — 1996. — № 1. — С. 36–40.
46. Владимиров В. И. Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 280 с.
47. Birnbaum H. K., Sofronis P. Hydrogen-enhanced localized plasticity — a mechanism for hydrogen-related fracture // Mat. Sci. and Eng. A. — 1994. — 174. — P. 191–202.
48. Котречко С. А., Мешков Ю. Я. Предельная прочность. — Киев: Наук. думка, 2008. — 296 с.
49. Походня І. К., Швачко В. І., Уткін С. В. Вплив водню на рівновагу дислокаційної субмікротріщини в α -залізі // Фіз.-хім. механіка матеріалів — 2002. — № 1. — С. 7–14.
50. Bechem C. D. A new model for hydrogen-assisted cracking (Hydrogen «Embrittlement») // Metallurgical Transactions. — 1972. — 3. — P. 259–273.
51. Gedeon S. A., Eagar T. W. Assessing hydrogen-assisted cracking fracture modes in high-strength steel weldments // Welding J. — 1990. — № 6. — P. 213–219.
52. Sofronis P., Liang Y., Aravas N. Hydrogen induced shear localization of the plastic flow in metals and alloys // Eur. J. Mech. A/Solids. — 2001. — 20. — P. 857–872.
53. Liang Y., Sofronis P., Aravas N. On the effect of hydrogen on plastic instabilities in metals // Acta Materialia. — 2003. — 51. — P. 2717–2730.
54. <http://www.icf11.com/proceeding/EXTENDED/5638.pdf>.
55. Liang Y., Sofronis P., Dodds R. H. Interaction of hydrogen with crack-tip plasticity: effect of constraint on void growth // Mat. Sci. and Eng. — 2004. — A366. — P. 397–411.
56. Ahn D. C., Sofronis P., Dodds R. H. On hydrogen-induced plastic flow localization during void growth and coalescence // Intern. J. of Hydrogen Energy. — 2007. — 32. — P. 3734–3742.
57. Ignatenko O. V., Pokhodnya I. K. Influence of hydrogen—enhanced localized plasticity and grain size on the strength of bcc metal // Proc. of the Second Ukrainian-Greek symposium «Fracture mechanics of materials», Lviv, Ukraine, 3–7 Oct. 2011. — Lviv: Karpenko, 2011. — 73 p.
58. Дислокаційна модель водородної локалізації пластичності ОЦК металлов / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. С. Синюк // Автомат. сварка. — 2012. — № 3. — С. 22–27.
59. <http://dfmn2011.imetran.ru/2011/index.php>.
60. Закономірності водневого розтріскування зварних з'єднань ВМНЛ сталей / О. В. Игнатенко, І. К. Походня, С. М. Степанюк, В. С. Синюк // Фундаментальні проблеми водневої енергетики / Під ред. В. Д. Походенка, В. В. Скорохода, Ю. М. Солоніна. — К.: КІМ, 2010. — С. 340–360.
61. Остаи О. П., Витвитуцкий В. И. Двойственность воздействия водорода на механическое поведение сталей и структурная оптимизация их водородостойкости // Физ.-хим. механика материалов. — 2011. — № 4. — С. 4–19.
62. Игнатенко А. В., Синюк В. С. Влияние водородной локализации пластичности и сложнапряженного состояния на прочность металла // Сб. тр. VI междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах / Под ред. проф. В. И. Махненко, Кацивели, 29 мая–1 июня 2012. — Киев: Междунар. Асоц. Сварка, 2012. — С. 35–36.
63. Панасюк В. В. Предельное равновесие хрупких тел с трещинами. — Киев: Наук. думка, 1968. — 247 с.
64. Морозов Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1967. — 254 с.

Поступила в редакцию 27.03.2013

ЦНИИТМАШ РАЗРАБОТАЛ НОВУЮ ТЕХНОЛОГИЮ

В Государственном научном центре РФ ОАО НПО ЦНИИТМАШ (входит в машиностроительный дивизион Росатома-Атомэнергомаш) впервые в России разработана технология автоматической аргонодуговой сварки в узкие и щелевые разделки для Главного циркуляционного трубопровода (ГЦТ) Ду 850.

ГЦТ служит в реакторах ВВЭР для транспортировки воды 1-го контура от реактора к парогенераторам. Трубы для этого трубопровода толщиной 65 мм и наружным диаметром 990 мм изготавливают из легированной перлитной стали 10ГН2МФА, плакированной изнутри нержавеющей сталью. Для сварки стали 10ГН2МФА в качестве присадочной проволоки используется специально разработанная в ОАО НПО ЦНИИТМАШ сварочная проволока, позволяющая надежно исключить образование пористости.

Как пояснил заведующий лабораторией электродуговой сварки и ремонта сварных конструкций В. Д. Ходаков, до настоящего времени сварка ГЦТ осуществлялась в ручную. Разработанная технология сварки в узкую разделку обеспечивает существенное повышение производительности, что очень актуально, ввиду большого объема монтажных работ. Для повышения производительности применена технология «горячая проволока», т. е. присадка подается предварительно подогретой.

По разработанной технологии выполнена сварка трех натуральных образцов с использованием сварочных автоматов «Полисуд» (Франция) и «АРКмашинс» (США). Сварка велась с предварительным и сопутствующим подогревом. После сварки была выполнена термообработка с температурой выдержки 640 + 10...30 °С.

Результаты неразрушающего контроля и определения механических свойств, полученные при аттестационных испытаниях, показали соответствие требованиям конструкторско-технологической документации.



ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННОГО ВОДОРОДА НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе исследовано влияние диффузионного водорода в наплавленном металле на изменение сопротивляемости и характер замедленного разрушения металла ЗТВ сварных соединений высокопрочной колесной стали марки 2, содержание углерода в которой составляет 0,58 мас. %. С применением метода «карандашной» пробы определено содержание диффузионного водорода в наплавленном металле при сварке в среде углекислого газа порошковой проволокой ПП-АН180МН, количество которого может изменяться в пределах от 0,3 до 2,2 см³/100 г. При испытаниях по методу Имплант оценено влияние диффузионного водорода на изменение показателей критических напряжений при замедленном разрушении соединений колесной стали. Методами растровой электронной микроскопии изучено влияние диффузионного водорода на характер разрушения металла ЗТВ, определены характерные зоны изломов и параметры структурных составляющих. Установлено, что при содержании диффузионного водорода в наплавленном металле на уровне 0,3 см³/100 г сопротивляемость замедленному разрушению соединений наибольшая и в зависимости от структурного состояния металла участка перегрева ЗТВ критические напряжения разрушения составляют 0,35...0,45 $\sigma_{0,2}$. Разрушение происходит преимущественно хрупко по границам и телу зерен, доля вязкой структурной составляющей не более 20 %. При увеличении содержания диффузионного водорода металл ЗТВ охрупчивается и сопротивляемость замедленному разрушению снижается. Наиболее резкое падение показателей критических напряжений до величины 0,1 $\sigma_{0,2}$ характерно для металла ЗТВ с мартенситно-бейнитной структурой, количество мартенсита в которой составляет 70 %. Библиогр. 13, табл. 2, рис. 6.

Ключевые слова: дуговая сварка, диффузионный водород, колесная сталь, замедленное разрушение, ЗТВ, структура

Образование холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей, как известно, происходит по механизму замедленного разрушения. При этом необходимо наличие закаленной структуры (мартенсит, бейнит) металла с высоким уровнем внутренних напряжений и диффузионно-подвижного водорода, который, скапливаясь в несплошностях структуры, повышает уровень локальных напряжений. Диффузионный водород, тем самым, дополнительно охрупчивает структуру и инициирует образование микротрещин в металле. В последующем под действием остаточных напряжений, которые формируются в соединении при сварке, микротрещины развиваются в макротрещины [1–5]. При этом большое влияние оказывают геометрические концентраторы в соединениях, такие как подрезы, несплавления, непровары в корне, которые являются местами локализации остаточных напряжений, где наиболее вероятно образование холодных трещин [6].

Очевидно, что водород является одним из главных факторов при образовании холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей. Влияние водорода на процесс замедленного разрушения металла объясняет дислокационная модель, которая подробно представлена в работах

[5, 7, 8]. Согласно данной модели атомарный водород, который находится в сварном соединении, скапливается в развивающихся дислокациях и снижает пластические свойства металла, энергию зарождения и развития трещин при его разрушении под действием внешних нагрузжений. Также установлено, что влияние водорода усиливается с повышением прочности металла.

Насыщение расплавленного металла шва атомарным водородом, изменение его растворимости в металле в зависимости от температуры описаны в работе [1]. Так, растворимость водорода в γ -железе составляет примерно 8,2 см³/100 г при температуре 1200 °С, а в α -железе при 500 °С этот показатель составляет всего 0,6 см³/100 г. Поэтому, когда при охлаждении соединений в металле шва протекают структурные $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, растворимость водорода резко снижается и он диффундирует в окружающую среду, включая близлежащий участок металла ЗТВ. Экспериментально определить количественное содержание диффузионного водорода в металле ЗТВ невозможно. В связи с этим большинство исследователей для сравнительной оценки влияния водорода на сопротивляемость образованию холодных трещин сварных соединений высокопрочных сталей рассматривают содержание диффузионно-



го водорода в наплавленном металле. Для этого чаще всего используют метод «карандашной» пробы и хроматографический метод [1–3, 9]. Например, с применением метода «карандашной» пробы установлено, что в зависимости от влажности сварочных материалов содержание диффузионного водорода в наплавленном металле при сварке проволоками сплошного сечения в среде защитных газов может достигать $3,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, при ручной дуговой сварке $12,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, а при сварке под флюсом $8,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ [1, 2].

Оценить содержание водорода в металле ЗТВ с некоторой степенью приближения возможно с применением расчетных методов, учитывающих кинетику структурных превращений в сварном соединении. В работе [10] было установлено, что при исходном содержании диффузионного водорода в металле шва на уровне $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ локальное количество атомарного (диффузионного) и молекулярного (остаточного) водорода в металле ЗТВ соединений высокопрочной низколегированной стали при охлаждении по заданному термическому циклу до температуры $60 \text{ }^\circ\text{C}$ (погонная энергия сварки $9,1 \text{ кДж/см}$) может быть в пределах соответственно $1,09...1,59$ и $0,38...1,68 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. При этом его концентрационные изменения в указанных пределах зависят от структурного состояния металла. Так, при формировании мартенситно-бейнитной структуры содержание диффузионного и остаточного водорода в металле ЗТВ составляет соответственно $1,30$ и $0,79 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, а при бейнитно-ферритной — $1,49$ и $1,68 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Как видно, расчетные локальные концентрации водорода в металле ЗТВ соединений отличаются незначительно при фиксированном его содержании в металле шва и постоянной погонной энергии сварки. При этом содержание диффузионного водорода в металле ЗТВ примерно в 7 раз ниже от исходного в металле шва. Однако даже при таком низком и примерно одинаковом его количестве в металле ЗТВ, структура и пластические свойства которого отличаются в зависимости от условий протекания ТДЦС, сопротивляемость замедленному разрушению соединений высокопрочных низколегированных сталей различна.

В случае дуговой сварки высокопрочных колесных сталей, содержание углерода в которых превышает $0,50 \%$, в металле ЗТВ формируются закалочные структуры с повышенной плотностью дислокаций. В результате этого прочностные свойства металла увеличиваются, а пластические снижаются [11–13]. Можно ожидать, что в этом случае даже незначительные локальные концентрации водорода будут приводить к более существенным изменениям свойств металла ЗТВ, чем при сварке высокопрочных низколегированных сталей. Однако поскольку исследования свариваемости высокопрочных сталей с содержанием уг-

лерода более $0,50 \%$ начали проводиться сравнительно недавно, экспериментальных данных о влиянии водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений такого типа сталей нет.

Целью настоящей работы было исследование влияния содержания диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле на изменение сопротивляемости и характер замедленного разрушения металла ЗТВ сварных соединений высокопрочной колесной стали под действием статического нагружения. В качестве материала для исследований использовали высокопрочную колесную сталь марки 2 (ГОСТ 10791) следующего состава, мас. %: $0,58 \text{ C}$; $0,44 \text{ Si}$; $0,77 \text{ Mn}$; $0,10 \text{ Ni}$; $0,05 \text{ Cr}$; $0,012 \text{ S}$; $0,011 \text{ P}$.

Количественную оценку сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ выполняли с применением метода Имплант [2, 3]. В отличие от традиционного метода образцы-вставки из исследуемой стали диаметром 6 мм изготавливали без надреза [13]. В качестве технологических пластин использовали высокопрочную низколегированную сталь толщиной 20 мм . Образцы после сварки и их естественного охлаждения до температуры $50 \text{ }^\circ\text{C}$ нагружали постоянно действующей нагрузкой. При проведении сравнительных испытаний применяли механизированный способ сварки в среде углекислого газа опытной порошковой проволокой ПП-АН180МН (легирование металла шва системы 10ХНГСФТ) диаметром 2 мм на режимах: сварочный ток $I_{\text{св}} = 220...250 \text{ А}$, напряжение на дуге $U_{\text{д}} = 26 \text{ В}$. Погонная энергия при скорости сварки $v_{\text{св}} = 16,7 \text{ м/ч}$ составляла $Q_{\text{св}} = 8,9 \text{ кДж/см}$, а при $v_{\text{св}} = 11 \text{ м/ч}$ — $13,6 \text{ кДж/см}$. Сварку образцов Имплант выполняли без предварительного подогрева ($T_{\text{пп}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$). При этом скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур $600...500 \text{ }^\circ\text{C}$ ($w_{6/5}$) составляла соответственно $25...30$ и $12...14 \text{ }^\circ\text{C/с}$, а время охлаждения от 800 до $100 \text{ }^\circ\text{C}$ ($\tau_{8/1}$) соответственно 170 и 260 с .

Очевидно, что в зависимости от погонной энергии сварки и скорости охлаждения соединений будет изменяться структура металла в участке перегрева ЗТВ. Специально проведенные металлографические исследования показали, что структура колесной стали марки 2 в состоянии поставки представлена перлитно-ферритной смесью (рис. 1, а), размер зерна $D_3 = 20...75 \text{ мкм}$ и микротвердость $HV0,1 = 1990...2450 \text{ МПа}$. По границам зерен располагаются ферритные оторочки размером $h_{\text{от}} = 5...10 \text{ мкм}$. В условиях сварки, когда скорость охлаждения составляет $w_{6/5} = 25...30 \text{ }^\circ\text{C/с}$, в участке перегрева металла ЗТВ формируется смешанная мартенситно-бейнитная структура (рис. 1, б), количество мартенсита в которой 70% , а микротвердость структурных составляющих $HV0,1 =$

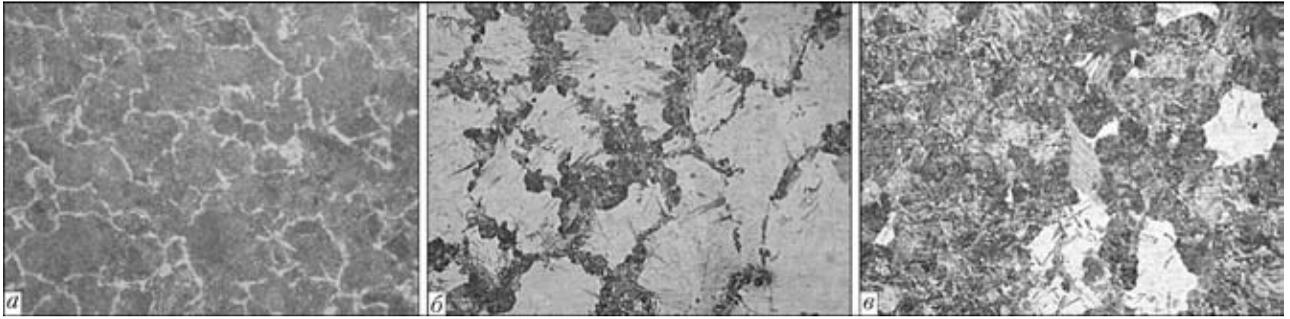


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$, уменьшено в 2 раза) металла ЗТВ колесной стали марки 2: а — основной металл; б — $w_{6/5} = 25...30$; в — $12...14$ °C/c

4340...6990 МПа. При скорости охлаждения $w_{6/5} = 12...14$ °C/c в участке перегрева металла ЗТВ также формируется мартенситно-бейнитная структура (рис. 1, в), но при преобладающей доле бейнита (80 %) с микротвердостью структурных составляющих $HV_{0,1} = 3340...3680$ МПа. Размер зерна в участке перегрева металла ЗТВ составляет $D_3 = 63...94$ мкм (балл 4, 5 по ГОСТ 5639).

При проведении испытаний по методу Имплант содержание водорода в наплавленном металле регулировали путем изменения температуры прокалики порошковой проволоки и времени ее вылеживания на воздухе перед сваркой. Для определения количества диффузионного водорода $[H]_{диф}$ в наплавленном металле применяли метод «карандашной» пробы с использованием в качестве запирающей жидкости смеси глицерина и дистиллированной воды. Содержание $[H]_{диф}$ в наплавленном металле в зависимости от условий подготовки порошковой проволоки ПП-АН180МН перед сваркой: прокалка при температуре 230 °C, 2,5 ч — 0,3 см³/100 г; прокалка при температуре 230 °C, 1 ч — 0,5; прокалка при температуре 230 °C, 1 ч, вылеживание на воздухе 7 сут — 1,0; прокалка при температуре 230 °C, 1 ч, вылеживание на воздухе 14 сут — 1,3; прокалка при температуре 200 °C, 2,5 ч — 1,5; прокалка при температуре 150 °C, 2,5 ч — 1,8; без прокалики — 2,2.

Из приведенных данных следует, что при сварке порошковой проволокой в среде углекислого газа соединений высокопрочных углеродистых сталей можно добиться пониженного содержания диффузионного водорода в металле шва, которое составляет 0,3 см³/100 г при условии предварительной прокалики проволоки при температуре 230 °C в течение 2,5 ч. Эта величина $[H]_{диф}$ в несколько раз ниже, чем при сварке под флюсом проволоками сплошного сечения. При сварке порошковой проволокой, время прокалики которой составляло 1 ч, и вылеживании ее в течение 14 сут на воздухе (влажность до 75 %), количество $[H]_{диф}$ в металле шва увеличивается до 1,3 см³/100 г. При снижении температуры прокалики от 230 до 150 °C и при сварке проволокой, не подвергающейся термической обработке, содержание диффузионного

водорода в наплавленном металле наибольшее и составляет 1,8...2,2 см³/100 г.

На рис. 2 представлены данные об изменении сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ соединений колесной стали марки 2 в зависимости от погонной энергии сварки и содержания диффузионного водорода в наплавленном металле, изменяющегося от 0,3 до 0,5 см³/100 г. Как видно из приведенного материала, при минимальных значениях $[H]_{диф}$ критические напряжения $\sigma_{кр}$, при которых образцы Имплант не разрушаются, наибольшие. При сварке на погонной энергии $Q_{св} = 8,9$ кДж/см ($w_{6/5} = 25...30$ °C/c) они составляют $\sigma_{кр} = 250$ МПа, а при $Q_{св} = 13,6$ кДж/см ($w_{6/5} = 12...14$ °C/c) критические напряжения повышаются до 320 МПа.

На изменение показателей сопротивляемости замедленному разрушению $\sigma_{кр}$ при постоянной величине $[H]_{диф} = 0,3$ см³/100 г оказывает влияние структурное состояние металла в участке перегрева ЗТВ. Как было показано выше, при сварке колесной стали на режимах, когда погонная энергия составляет 13,6 кДж/см в участке перегрева

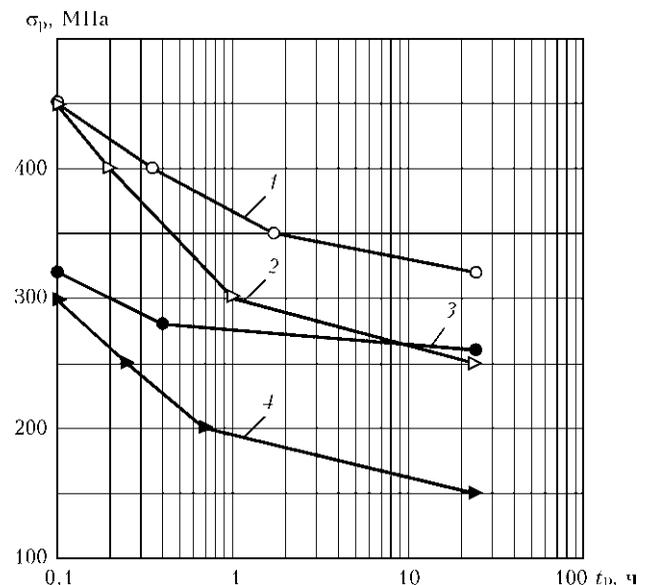


Рис. 2. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ колесной стали марки 2: 1, 2 — $[H]_{диф} = 0,3$; 3, 4 — 0,5 см³/100 г; 1, 3 — $Q_{св} = 13,6$; 2, 4 — 8,9 кДж/см

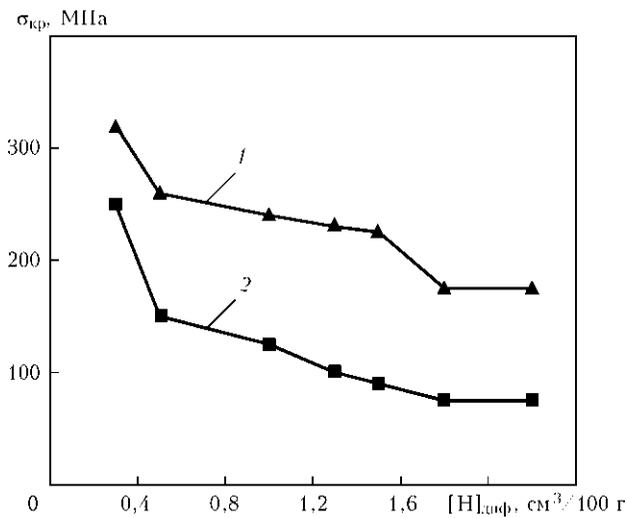


Рис. 3. Влияние содержания диффузионного водорода в наплавленном металле на критические напряжения разрушения металла ЗТВ соединений колесной стали марки 2 при сварке проволокой ПП-АН180МН: 1 — $Q_{св} = 13,6$; 2 — $8,9$ кДж/см

металла ЗТВ формируется мартенситно-бейнитная структура меньшей твердости. Количество мартенсита в структуре не превышает 20 %. Металл становится более пластичным, лучше сопротивляется зарождению и развитию микротрещин и критические напряжения разрушения повышаются на 30 %.

Следует также отметить, что при погонной энергии сварки 13,6 кДж/см металл ЗТВ пребывает более длительное время при охлаждении в температурном интервале $800...100$ °С ($\tau_{8/1}$ выше в 1,5 раза), чем при 8,9 кДж/см. Это также может способствовать повышению сопротивляемости замедленному разрушению за счет развития процессов диффузии водорода в металле ЗТВ.

При повышении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до $0,5$ см³/100 г сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ колесной стали снижается. Более интенсивно это происходит в случае сварки при $Q_{св} = 8,9$ кДж/см ($w_{6/5} = 25...30$ °С/с), когда в

структуре металла ЗТВ образуется 70 % мартенсита. Критические напряжения разрушения снижаются с 250 до 150 МПа (на 40 %). При сварке на более высокой погонной энергии (13,6 кДж/см) и формировании в участке перегрева металла ЗТВ преимущественно бейнитной структуры $\sigma_{кр}$ понижаются на 20 % до уровня 260 МПа.

Как видно, незначительное повышение диффузионного водорода в наплавленном металле привело к существенному снижению показателей сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ. Как показано в работе [13], при сварке соединений колесной стали, содержание углерода в которой составляет 0,58 %, в участке перегрева металла ЗТВ формируется структура, плотность дислокаций в которой может достигать значений $\rho = 5...8 \cdot 10^{10}$ см⁻². Поэтому сравнительно небольшое превышение содержания атомарного водорода, который скапливается в дислокациях с таким уровнем плотности в металле повышенной прочности, приводит к резкому охрупчиванию металла ЗТВ. Об этом свидетельствуют сравнительные испытания образцов Имплант, погонная энергия сварки которых составляла 8,9 кДж/см при величине нагрузки 300 МПа (рис. 1) — время разрушения металла ЗТВ при содержании $[H]_{диф}$ в металле шва 0,3 и 0,5 см³/100 г соответственно составляет 60 и 6 мин.

Обобщенные результаты исследований влияния содержания диффузионного водорода в наплавленном металле на показатели сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ соединений колесной стали марки 2 (0,58 % С) представлены на рис. 3. Как видно, последующее увеличение содержания $[H]_{диф}$ в шве до $1,0...1,5$ см³/100 г приводит к снижению сопротивляемости металла ЗТВ замедленному разрушению, но эти изменения протекают плавно. Так, при повышении диффузионного водорода в наплавленном металле на $1,0$ см³/100 г (от 0,5 до 1,5 см³/100 г) показатели $\sigma_{кр}$ для металла ЗТВ соединений колесной стали, выполненных на режимах с $Q_{св} = 13,6$ кДж/см,

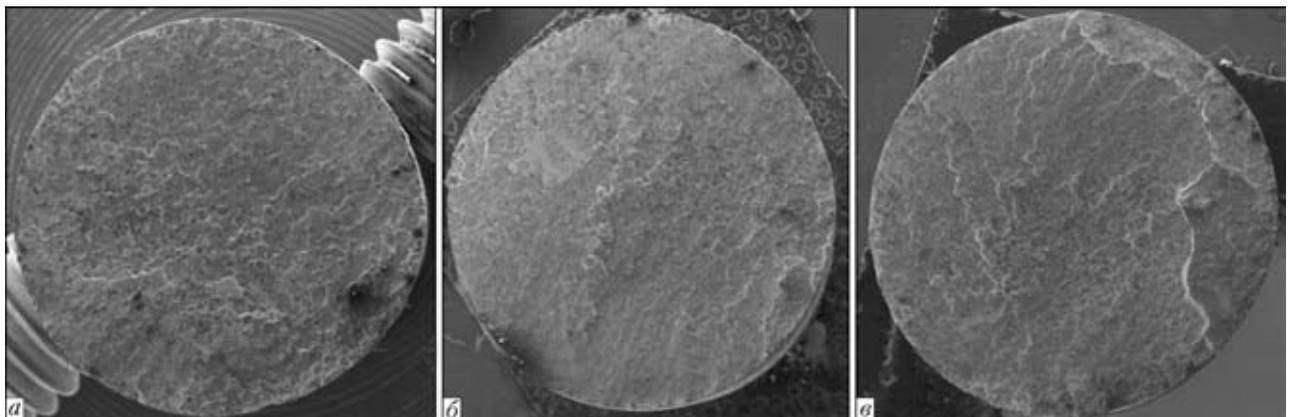


Рис. 4. Изломы образцов Имплант колесной стали марки 2 при сварке проволокой ПП-АН180МН на погонной энергии 13,6 кДж/см ($\times 25$): а — $[H]_{диф} = 0,3$; б — 0,5; в — $2,2$ см³/100 г



снижаются еще примерно на 12 % (с 260 до 220 МПа), а при сварке с $Q_{св} = 8,9$ кДж/см — на 24 % (со 150 до 90 МПа). При этом также проявляется влияние структурного фактора. Охрупчивание более закаленного металла ЗТВ при увеличении диффузионного водорода происходит в большей степени.

При увеличении $[H]_{диф}$ до $1,8$ см³/100 г сопоставимость замедленному разрушению металла ЗТВ соединений колесной стали, сварку которых выполняли на погонной энергии $8,9$ кДж/см, снижается на 6 % до значений $\sigma_{кр} = 75$ МПа. Это граничное значение критических напряжений при данных условиях сварки, которое составляет примерно 0,1 предела текучести металла ЗТВ ($\sigma_{0,2}$ около 715 МПа [12]), и при дальнейшем повышении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до $2,2$ см³/100 г этот показатель не изменяется. Суммарное снижение критических напряжений разрушения металла ЗТВ соединений колесной стали при $Q_{св} = 8,9$ кДж/см при увеличении содержания $[H]_{диф}$ в наплавленном металле от $0,3$ до $2,2$ см³/100 г составило 70 %.

Несколько иначе изменяется показатель $\sigma_{кр}$ для металла ЗТВ соединений, сварку которых выполняли на погонной энергии $13,6$ кДж/см, при увеличении $[H]_{диф}$ с $1,5$ до $1,8$ см³/100 г. Как видно из рис. 3, снижение критических напряжений разрушения составляет 14 % (с 220 до 175 МПа). Это, по-видимому, связано с тем, что при данных условиях сварки, когда в участке перегрева металла ЗТВ соединений колесной стали формируется преимущественно бейнитная структура, происходит ее перенасыщение атомарным водородом и пластические свойства металла снижаются более резко. При дальнейшем повышении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до $2,2$ см³/100 г этот показатель также не изменяется. Суммарное снижение критических напряжений разрушения металла ЗТВ соединений колесной стали при увеличении содержания $[H]_{диф}$ от $0,3$ до $2,2$ см³/100 г для данных условий сварки ($Q_{св} = 13,6$ кДж/см) составило 45 %.

Изломы образцов Имплант колесной стали, сварку которых выполняли при $Q_{св} = 13,6$ кДж/см с различным содержанием диффузионного водорода в наплавленном металле, исследовали методами растровой электронной микроскопии*.

Использовали сканирующий электронный микроскоп СЭМ-515 фирмы «Philips»,

Таблица 1. Параметры испытаний образцов Имплант колесной стали для исследований поверхности разрушения ($Q_{св} = 13,6$ кДж/см)

$[H]_{диф}$, см ³ /100 г	$\sigma_{кр}$, МПа	σ_p , МПа	t_p , ч
0,3	320	350	1,5
0,5	260	320	0,1
1,5	220	250	4,5
2,2	175	200	4,5

оснащенный энергодисперсионным спектрометром системы «LINK». Параметры нагрузок при испытании образцов Имплант колесной стали, которые были выбраны для исследований поверхности разрушения, приведены в табл. 1.

Изломы образцов Имплант колесной стали марки 2 представлены на рис. 4. Установлено, что разрушение происходит в основном хрупко. На поверхности изломов наблюдаются характерные участки разрушения, которые можно условно разделить на локальные участки зарождения мик-

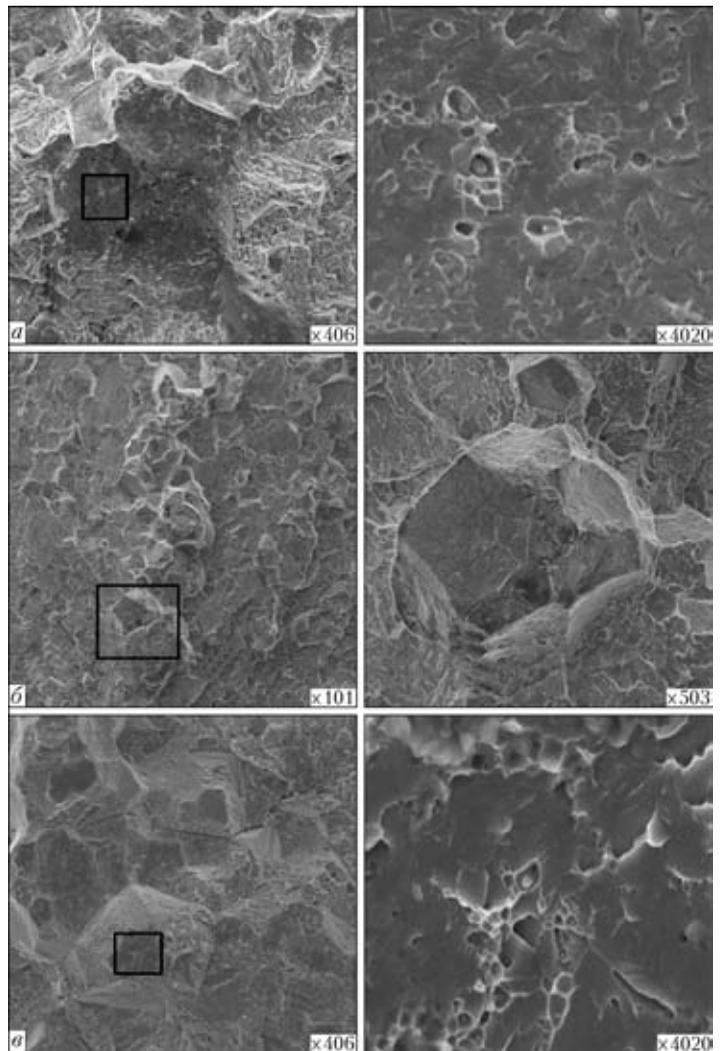


Рис. 5. Фрагменты поверхности разрушения металла ЗТВ на участке зарождения и замедленного развития микротрещин: а — $[H]_{диф} = 0,3$; б — $0,5$; в — $2,2$ см³/100 г

* Исследования были выполнены Л. И. Маркашовой, Е. Н. Бердниковой, Т. А. Алексеенко.



Таблица 2. Структура излома при замедленном разрушении металла ЗТВ колесной стали марки 2

[Н] _{диф} , см ³ /100 г	Зона I				Зона II					
	Хрупкий межзеренный		Хрупкий внутризеренный		Хрупкий межзеренный		Хрупкий внутризеренный		Вязкий	
	V _д , %	D _ф , мкм	V _д , %	D _ф , мкм	V _д , %	D _ф , мкм	V _д , %	D _ф , мкм	V _д , %	D _ф , мкм
0,3	20	30/100	80	50/100	20	60/100	60	40/60	20	0,5/2
0,5	40	50/120	60	50/100	15	50/120	80	40/60	5	0,5/2
1,5	60	50/120	40	50/100	40	50/100	60	50/80	—	—
2,2	80	50/100	20	50/80	40	50/100	60	40/80	—	—

ротрещин и их замедленного развития (зона I), участки ускоренного развития микротрещин до макроуровня (зона II) и участки долома (зона III). Распределение зон носит локальный характер, зарождение и развитие трещин происходит одновременно в нескольких местах, участки разрушения чередуются. Исследования на микроуровне показали, что в зависимости от содержания диффузионного водорода в наплавленном металле и

уровня нагружения микрорельеф поверхности разрушения металла ЗТВ разный. Обобщенные результаты исследований представлены на рис. 5, 6 и табл. 2.

Установлено, что зарождение микротрещин в металле ЗТВ соединений колесной стали протекает хрупко по границам зерен. В зоне I изломов, при всех вариантах сварки, наблюдаются локальные участки хрупкого межзеренного разрушения, которые являются местами зарождения микротрещин (рис. 5, а–в). В дальнейшем, под действием напряжений микротрещины развиваются как по границам, так и телу зерен — излом в данной зоне характеризуется как межзеренный и внутризеренный скол. Размер фасеток скола D_ф составляет примерно 30...100 мкм. В зависимости от содержания диффузионного водорода в наплавленном металле изменяется соотношение этих видов излома. С увеличением содержания [Н]_{диф} от 0,3 до 2,2 см³/100 г объемная доля V_д межзеренного скола повышается с 20 до 80 %, а доля внутризеренного скола соответственно уменьшается (табл. 3). В этой зоне выявлены также вторичные трещины, длина которых составляет до 250 мкм при [Н]_{диф} = 2,2 см³/100 г.

При достижении своего критического размера начинается ускоренное развитие микротрещин в макротрещины. При этом, наряду с межзеренным и внутризеренным сколом, по границам некоторых зерен наблюдаются локальные участки вязкого разрушения с размером фасеток D_ф около 0,5...2 мкм (рис. 6, а). При содержании [Н]_{диф} = 0,3 см³/100 г объемная доля вязкого разрушения составляет до 20 %, при 0,5 см³/100 г — 5 %, а при последующем увеличении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле ускоренное развитие трещин протекает исключительно хрупко (рис. 6, б).

На участке долома характер разрушения и размер структурных элементов отличается от других зон излома. Это преимущественно внутризеренное квазихрупкое разрушение с

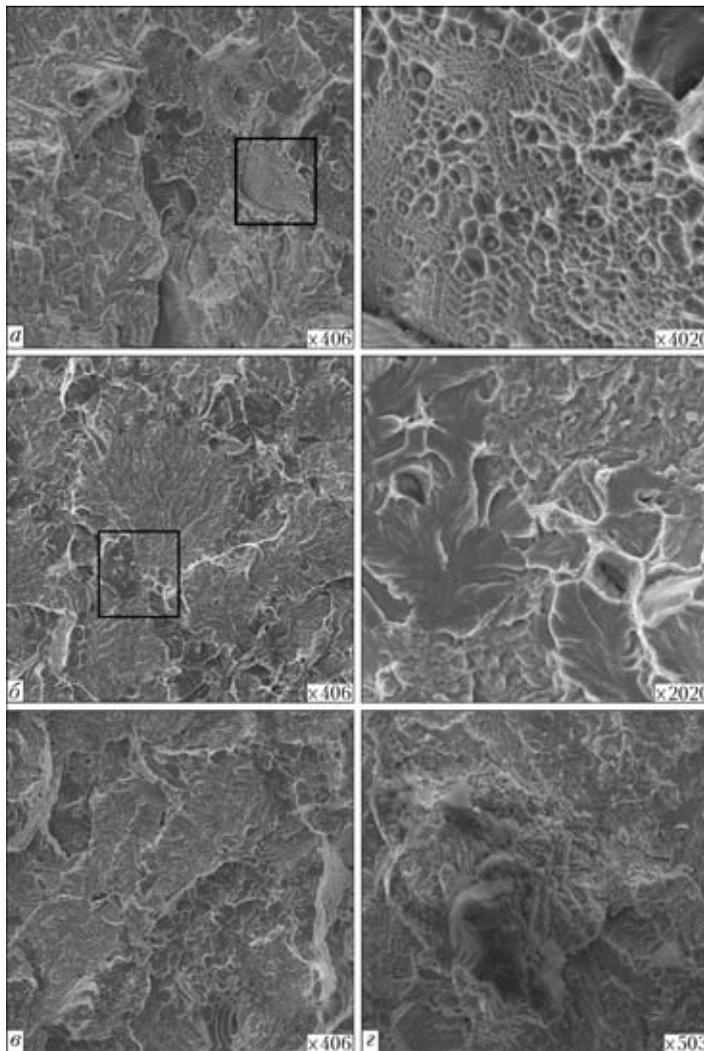


Рис. 6. Фрагменты поверхности разрушения металла ЗТВ на участках ускоренного развития микротрещин (а, б) и долома (в, г): а, в — [Н]_{диф} = 0,3; б, г — 2,2 см³/100 г



размером фасеток D_{ϕ} примерно 10...20 мкм и при увеличении $[H]_{\text{диф}}$ характер излома практически не меняется (рис. 6, в, г).

Таким образом, проведенные исследования позволили установить, что:

– при сварке порошковой проволокой типа ПП-АН180МН возможно обеспечить пониженное содержание диффузионного водорода в наплавленном металле ($[H]_{\text{диф}} = 0,3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, метод «карандашной» пробы), что значительно ниже, чем при сварке проволоками сплошного сечения в среде защитных газов и под слоем флюса. При такой величине $[H]_{\text{диф}}$ сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ соединений высокопрочной колесной стали, содержание углерода в которой 0,58 %, наибольшая. Критические напряжения разрушения, в зависимости от структурного состояния металла участка перегрева ЗТВ, составляют примерно $0,35...0,45\sigma_{0,2}$. Разрушение происходит преимущественно хрупко по границам и телу зерен, доля вязкой структурной составляющей не более 20 %;

– при увеличении диффузионного водорода в наплавленном металле на $0,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (с $0,3$ до $0,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$) металл ЗТВ охрупчивается и сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений резко снижается. Степень этого влияния определяется структурным состоянием металла участка перегрева ЗТВ. При формировании мартенситно-бейнитной структуры повышенной прочности и низкой пластичности (70 % мартенсита, $w_{6/5} = 25...30 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$) критические напряжения разрушения снижаются на 40 %, когда образуется преимущественно бейнитная структура (80 % бейнита, $w_{6/5} = 12...14 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$) — на 20 %. При этом доля вязкой структурной составляющей в изломе не превышает 5 %;

– при повышении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до $1,8...2,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ происходит дальнейшее охрупчивание металла ЗТВ и критические напряжения разрушения снижаются до своих

минимальных значений $0,1...0,25\sigma_{0,2}$. Разрушение происходит исключительно хрупко по границам и телу зерен, доля хрупкого межзеренного скола в зоне зарождения и замедленного развития микротрещин увеличивается с 20 до 80 %.

1. Козлов Р. А. Водород при сварке корпусных сталей. — Л.: Судостроение, 1969. — 175 с.
2. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
3. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
4. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
5. Походня И. К., Швачко И. В. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Там же. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
6. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
7. Швачко И. В., Игнатенко А. В. Модель транспортировки водорода дислокациями // Автомат. сварка. — 2007. — № 2. — С. 27–30.
8. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. С. Синюк // Там же. — 2012. — № 3. — С. 22–27.
9. Походня И. К., Пальцевич А. П. Хроматографический метод определения количества диффузионного водорода в сварных соединениях // Там же. — 1980. — № 1. — С. 37–39.
10. Махненко В. И., Королева Т. В., Лавринцев И. Г. Влияние микроструктурных изменений на перераспределение водорода при сварке плавлением конструкционных сталей // Там же. — 2002. — № 2. — С. 7–13.
11. Исследование тепловых процессов и структурообразования при двухдуговой наплавке колес вагонов на основе компьютерного моделирования / С. Н. Киселев, Н. Н. Воронин, Г. Д. Кузьмина и др. // Свароч. пр-во. — 2000. — № 3. — С. 3–8.
12. Влияние термомодеформационного цикла наплавки на структуру и свойства железнодорожных колес повышенной прочности при их восстановлении / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, В. А. Саржевский и др. // Автомат. сварка. — 2010. — № 5. — С. 22–26.
13. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных железнодорожных колес / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова и др. // Там же. — 2012. — № 8. — С. 18–24.

Поступила в редакцию 06.03.2013

Уважаемые читатели!

Во втором квартале 2013 г. выйдет в свет монография «Детерминированный хаос в нелинейных цепях с электрической дугой» (Сидорец В. Н., Пентегов И. В. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2013. — 288 с. Мягкий переплет, формат 70×100/16).

В монографии изложены результаты исследования фундаментальных свойств электрической дуги как нелинейного элемента электрических цепей. Описаны выявленные закономерности и механизмы возникновения детерминированного хаоса в этих цепях и сценарии его развития. Особое внимание уделено оригинальным математическим методам исследования нелинейных динамических систем.

Заказы на монографию просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»



ПРОБЛЕМЫ ЭКСПЕРТИЗЫ СОВРЕМЕННЫХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

В. И. МАХНЕНКО*

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Важным этапом диагностики состояния ответственных сварных конструкций является прогнозирование их остаточного ресурса на основе прочностных расчетов по предельному состоянию. При отсутствии трещинообразных концентраторов к спонтанному макроразрушению конструктивных элементов в ряде случаев приводит пластическая неустойчивость, связанная с зарождением и развитием пористости. В настоящей работе рассмотрены основные проблемы моделирования вязкого разрушения сварных конструкций и предложены методологические основы описания механизмов их предельного состояния. В частности, разработаны комплексные конечно-элементные модели совместного развития трехмерного напряженно-деформированного состояния упругопластичного материала с упрочнением и порообразованием. Условие зарождения пор вязкого разрушения определяется граничным значением параметра Одквиста, а развитие пор — законом Райса–Трейси. Таким образом, предельное состояние конструкции при развитом пластическом течении металла обуславливается ростом несплошности, локальным перераспределением нагрузки и уменьшением фактического несущего сечения. Использование предложенной методологии проиллюстрировано примерами расчета предельного внутреннего давления трубопроводных элементов с учетом начального напряженно-деформированного состояния при монтажной и ремонтной сварке, структурной неоднородности, поверхностных дефектов локального утонения стенки. Показано, что при отсутствии геометрических концентраторов, физическая неоднородность мало влияет на предельную нагрузку при статическом нагружении рассмотренных сварных конструкций. Это согласуется с имеющимся опытом эксплуатации трубопроводных систем, что доказывает применимость разработанных подходов численного анализа для эффективного решения практических задач диагностики состояния современных сварных конструкций. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: вязкое разрушение, порообразование, математическое моделирование, напряженно-деформированное состояние, предельная нагрузка

Мировая практика показывает, что периодическая техническая экспертиза состояния современных ответственных конструкций является наиболее эффективным мероприятием, обеспечивающим надежность их эксплуатации. Техническая экспертиза таких конструкций состоит из целого ряда этапов, из которых особо выделяют техническую диагностику состояния и соответствующий прогноз остаточного ресурса безопасной эксплуатации. Непрерывное развитие средств и технологии диагностики позволяет получать с каждым годом все более точные данные относительно состояния различных конструкций, в том числе и сварных. Прогресс технической диагностики стимулирует соответствующее развитие методов прогнозирования ресурса безопасной эксплуатации. Большое влияние при этом оказывает современное развитие вычислительной техники, а также численных методов моделирования деформаций сплошных сред и сопутствующих процессов механики разрушения. Для сварных конструкций, прочностные расчеты которых обычно ведутся по предельному состоянию, большое зна-

чение при решении практических задач прогнозирования остаточного ресурса безопасной эксплуатации на основе конкретных данных технической диагностики имеет развитие методов математического моделирования деформационных процессов до состояний близких к предельному и математическое описание механизмов предельного состояния, что далеко не всегда сводится к сравнению расчетных максимальных напряжений либо деформаций с предельными для данного материала конструкции при соответствующих условиях нагружения. Иными словами, в отличие от прочностного расчета по допускаемым напряжениям (деформациям), расчет по предельным нагрузкам требует, как правило, использования более прецизионных методов нелинейной механики деформирования (учет физической либо геометрической нелинейности, либо первого и второго одновременно), а также привлечения соответствующих критериев формирования несплошностей (разрушения) в зависимости от условий нагружения, свойств материала и т. п., определяющих вид разрушения.

За последние десятилетия наиболее изученным в этом направлении считается хрупкое разрушение, что можно связать с рядом факторов, из которых наиболее значительными являются: масштабные негативные последствия таких разруше-

* Под руководством автора в работе также принимали участие Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак.



ний, малое отличие предшествующего деформирования зоны разрушения от упругого, т. е. актуальность при относительно простых исходных параметрах. Тем не менее, на создание современной, достаточно строгой линейной теории механики разрушения твердых тел с трещинами и приближенной нелинейной теории того же назначения понадобилось несколько десятилетий. При прогнозировании остаточного ресурса безопасной эксплуатации ответственных сварных конструкций с обнаруженными (либо гипотетическими) дефектами трещинообразной формы современные теории механики разрушения твердых тел с трещинами позволяют решать комплекс практических задач [1, 2 и др.] при различных условиях нагружения (статические, циклические, температурные, в агрессивной среде и т. п.). Популярность современных теорий механики разрушения твердых тел с трещинами определяется, в первую очередь, отсутствием необходимости рассматривать детально напряженно-деформированное состояние в «горячей зоне» вдоль достаточно неопределенной границы трещины, оперируя соответствующими интегральными характеристиками типа:

коэффициент интенсивности напряжений K_j ($j = I, II, III$) и его критическое значение K_{jc} , МПа·м^{1/2};

высвобождающаяся энергия на единицу длины роста трещины J_j и ее критическое значение J_{jc} , Дж/м;

раскрытие берегов трещины δ и его критическое значение δ_c , мм;

реферативные напряжения σ_{ref} определяющие состояние пластического коллапса вдоль границы трещины при заданном пределе текучести материала σ_T в этой зоне, МПа.

Алгоритмы расчета этих характеристик, также как и экспериментальные методики определения их критических значений, достаточно глубоко проработаны, особенно для K_j и σ_{ref} [2, 3 и др.], а также для J_j , что определяет минимальные отклонения результатов различных исследований по предельным нагрузкам для конкретных задач.

В случае отсутствия трещинообразного дефекта и достаточно вязкого материала сварной конструкции, например, утонение несущей стенки сварного сосуда давления или трубопровода, расчеты по допускаемым напряжениям могут приводить к вязким разрушениям типа пластической неустойчивости [4], что характерно для высокопрочных сталей с малым коэффициентом деформационного упрочнения. Такие расчетные данные далеко не всегда подтверждаются опытом, что обусловлено дополнительными механизмами компенсации уменьшения сечения при растяжении.

Одним из таких механизмов общепризнанно считать процесс порообразования при развитом пластическом течении конструкционных сталей. В общем виде закономерности процессов зарождения и развития пор, а также влияния порообразования на деформационные процессы и разрушение сформулированы, главным образом, на основе экспериментальных исследований еще в 70-е годы прошлого столетия. Но их конкретное использование [5–8 и др.] связано со значительными сложностями и требует целого ряда характеристик материала, которые можно получить пока только сочетанием эксперимента с расчетом (правда, на относительно простых образцах [5]). Тем не менее, реальный прогресс развития вычислительной техники и методов решения деформационных задач в трехмерной постановке с учетом физической и геометрической нелинейности заметно меняет суждения относительно реализации сложных математических моделей. Соответствующие разработки ведутся в различных организациях, в том числе и в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ применительно к сварным конструкциям. Ниже изложены основные положения такой разработки и отдельные примеры ее использования при решении практических задач.

В основу положено совместное рассмотрение деформационных процессов и порообразование в произвольном 8-узловом конечном элементе (КЭ), с помощью которых моделируется сплошная среда в ортогональной системе координат x, y, z . В пределах рассматриваемого КЭ (рис. 1) распределение напряжений, деформаций, температур принимается равномерным.

Пористость возникает при определенном уровне пластических деформаций, характеризуемых параметром Одквиста κ_H :

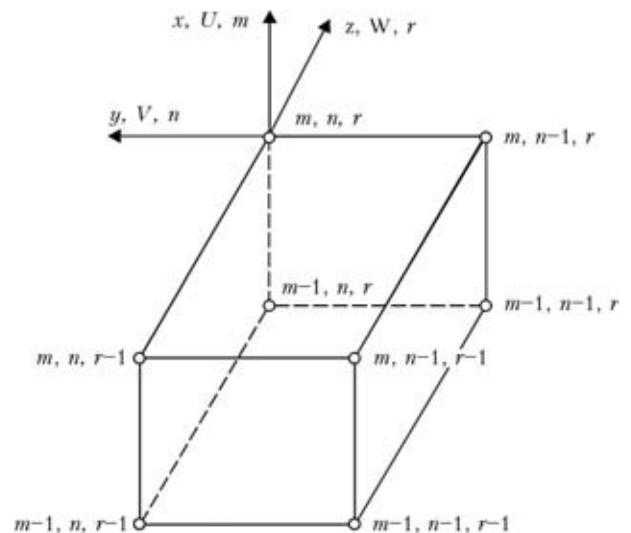


Рис. 1. Схема конечного элемента в системе координат x, y, z с перемещением по соответствующим направлениям V, U, W и нумерацией узлов m, n, r



$$\kappa_n = \int d\varepsilon_i^p, \quad (1)$$

где $d\varepsilon_i^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p}$, $d\varepsilon_{ij}^p$ — компоненты тензора приращений пластических деформаций ($i, j = x, y, z$).

Возникшие в КЭ поры равномерно распределены по его объему $V_{КЭ}$; при этом объемная доля несплошности ρ_V определяется отношением объемов пор $V_{пор}$ и всего конечного элемента $V_{КЭ}$. Соответственно, условие начала процесса порообразования в конкретном КЭ можно описать уравнением

$$\begin{cases} \rho_V = 0 & \text{при } \kappa < \kappa_n \\ \rho_V \geq \rho_V^n & \text{при } \kappa \geq \kappa_n \end{cases}, \quad (2)$$

где ρ_V^n — условная начальная объемная доля пор.

По аналогии с понятием ρ_V вводятся характеристики: ρ_S — относительная площадь пор в поперечном сечении КЭ, т. е.

$$\rho_S = \frac{S_{пор}}{S_{КЭ}} \quad (3)$$

и ρ_l — относительная длина линейного размера КЭ, занимаемая порами, т. е.

$$\rho_l = \frac{l_{пор}}{l_{КЭ}}. \quad (4)$$

Между ρ_V , ρ_S и ρ_l существует связь $\rho_V = 3\rho_p$, $\rho_S = 2\rho_l$ при $\rho_l \ll 1, 0$.

Возникшие в КЭ поры растут по мере развития пластических деформаций по закону Райса–Трейси [5], т. е.

$$d\rho_l = \rho_l K_1 \exp\left(K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) d\varepsilon_i^p, \quad (5)$$

где $\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$ — среднее нормальное напряжение в данном КЭ, $\sigma_i = \sqrt{\frac{1}{2}\sigma_{ij}\sigma_{ij}}$ — интенсивность напряжений в данном КЭ, σ_m/σ_i — характеристика жесткости напряженного состояния, $K_1 = 0,28$, $K_2 = 1,5$.

Из (5) следует, что величина $d\rho_l$ — относительное приращение линейных размеров КЭ за счет пористости, т. е. приращение компонент тензора деформаций можно представить суммой

$$\begin{aligned} d\varepsilon_{ij} &= d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij}(d\varepsilon_T + d\rho_l), \\ \delta_{ij} &= 1 \text{ при } i=j, \delta_{ij} = 0 \text{ при } i \neq j, \end{aligned} \quad (6)$$

где $d\varepsilon_{ij}^e$, $d\varepsilon_{ij}^p$, $\delta_{ij}d\varepsilon_T$, $\delta_{ij}d\rho_l$ — компоненты приращения деформаций за счет напряжений по закону Гука, пластической деформации, изменения температуры, пористости соответственно.

Исходя из метода последовательного прослеживания развития упругопластических деформаций и предположения, что на шаге прослеживания величина σ_m/σ_i меняется незначительно, соотношение (5) принимает вид

$$\ln \frac{\rho_l}{(\rho_l)^*} = K_1 \exp\left[K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right]^* (\kappa - \kappa^*), \quad (7)$$

где индекс * относит величину к предыдущему шагу прослеживания.

Соответственно, после подстановки $\rho_l = (\rho_l)^* + \Delta\rho_l$ в (7):

$$\Delta\rho_l = (\rho_l)^* \left\{ \exp\left[K_1 \exp\left[K_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right]^* (\kappa - \kappa^*) \right] - 1 \right\} \quad (8)$$

($\kappa^* > \kappa_n$).

Замена в (6) оператора d на Δ с учетом (8) позволяет получить для приращения полной деформации $\Delta\varepsilon_{ij}$ выражение, учитывающее рост пор в данном КЭ за шаг прослеживания. Далее алгоритм решения деформационной задачи соответствует таковому из работ [1, 5].

При реализации условий пластического течения используют зависимость

$$\sigma_i = \sigma_s(T, \kappa)(1 - 2\rho_l), \quad (9)$$

где $\sigma_s(T, \kappa)$ — деформирующие напряжения в материале при температуре T и параметре Одквиста κ по (1).

Уравнения связи между тензором σ_{ij} и $\Delta\varepsilon_{ij}$ следующие:

$$\begin{aligned} \Delta\varepsilon_{ij} &= \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m) + \delta_{ij}(K\sigma_m + \Delta\varepsilon_T + \Delta\rho_l) - b_{ij}, \\ b_{ij} &= \frac{1}{2G}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m)^* + (K\sigma_m)^*, \quad (i, j = x, y, z), \end{aligned} \quad (10)$$

где $K = \frac{1-2\nu}{E}$; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$ для материала данного КЭ; ψ — функция состояния материала, определяемая условием текучести, т. е.

$$\begin{aligned} \psi &= \frac{1}{2G}, \text{ если } \sigma_i < \sigma_s(T, \kappa)(1 - 2\rho_l), \\ \psi &> \frac{1}{2G}, \text{ если } \sigma_i = \sigma_s(T, \kappa)(1 - 2\rho_l); \end{aligned} \quad (11)$$



состояние $\sigma_i > \sigma_s(T, \kappa)(1 - 2\rho_l)$ недопустимо.

Пластические деформации определяются из уравнения

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \left(\psi - \frac{1}{2G} \right) (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma_m), \quad (i, j = x, y, z). \quad (12)$$

Реализация условий (11) проводится на каждом шаге прослеживания итерационно с использованием (12), (1), (7), (8) и соответствующей зависимости $\sigma_s(T, \kappa)$ от κ и T [5]. При этом на каждой итерации по ψ напряжения σ_{ij} определяют из (10):

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\psi} \left(\Delta \varepsilon_{ij} + \delta_{ij} \frac{\psi - K}{K} \Delta \varepsilon \right) + J_{ij}, \quad (13)$$

где

$$\Delta \varepsilon = \frac{\Delta \varepsilon_{xx} + \Delta \varepsilon_{yy} + \Delta \varepsilon_{zz}}{3},$$

$$J_{ij} = \frac{1}{\psi} \left[(b_{ij} - \delta_{ij} b) + \delta_{ij} \left(K \sigma^* - \frac{\Delta \varepsilon_r + \Delta \rho_l}{K} \right) \right],$$

$$b = \frac{1}{3} (b_{xx} + b_{yy} + b_{zz}).$$

Тензор $\Delta \varepsilon_{ij}$ и вектор приращений перемещений ΔU_i связаны соотношением

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} (\Delta U_{i,j} + \Delta U_{j,i}), \quad (14)$$

где запятая в индексе соответствует дифференцированию в пределах КЭ, т. е. в системе координат x, y, z (см. рис. 1). Из (14) при $\Delta \varepsilon_{ij} \ll 1,0$ следует

$$\Delta \varepsilon_{xx} = \frac{\Delta U_{m,n,r} - \Delta U_{m-1,n,r}}{x_{m,n,r} - x_{m-1,n,r}},$$

$$\Delta \varepsilon_{yy} = \frac{\Delta V_{m,n,r} - \Delta V_{m,n-1,r}}{y_{m,n,r} - y_{m,n-1,r}},$$

$$\Delta \varepsilon_{zz} = \frac{\Delta W_{m,n,r} - \Delta W_{m,n,r-1}}{z_{m,n,r} - z_{m,n,r-1}}, \quad (15)$$

$$\Delta \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left[\frac{\Delta U_{m,n,r} - \Delta U_{m,n-1,r}}{y_{m,n,r} - y_{m,n-1,r}} + \frac{\Delta V_{m,n,r} - \Delta V_{m-1,n,r}}{x_{m,n,r} - x_{m-1,n,r}} \right],$$

$$\Delta \varepsilon_{xz} = \frac{1}{2} \left[\frac{\Delta U_{m,n,r} - \Delta U_{m,n,r-1}}{z_{m,n,r} - z_{m,n,r-1}} + \frac{\Delta W_{m,n,r} - \Delta W_{m-1,n,r}}{x_{m,n,r} - x_{m-1,n,r}} \right],$$

$$\Delta \varepsilon_{yz} = \frac{1}{2} \left[\frac{\Delta U_{m,n,r} - \Delta U_{m,n,r-1}}{z_{m,n,r} - z_{m,n,r-1}} + \frac{\Delta W_{m,n,r} - \Delta W_{m,n-1,r}}{y_{m,n,r} - y_{m,n-1,r}} \right],$$

где $x_{m,n,r}, y_{m,n,r}, z_{m,n,r}, \dots$ — координаты узлов КЭ (см. рис. 1) с учетом их изменений при дифференцировании, т. е.

$$\begin{aligned} x_{m,n,r} &= x_{m,n,r}^* + \Delta U_{m,n,r}, \\ y_{m,n,r} &= y_{m,n,r}^* + \Delta V_{m,n,r}, \\ z_{m,n,r} &= z_{m,n,r}^* + \Delta W_{m,n,r}. \end{aligned} \quad (16)$$

Компоненты тензора напряжений (13) удовлетворяют уравнениям статики для внутренних КЭ и соответствующим граничным условиям. В свою очередь компоненты вектора $\Delta U_i (\Delta U, \Delta V, \Delta W)$ удовлетворяют соответствующим условиям на границе.

Разрешающая система алгебраических уравнений относительно вектора приращений перемещений в узлах конечных элементов на каждом шаге прослеживания и итерации по ψ определяется в результате минимизации функционала (вариационный принцип Лагранжа) [9]:

$$\Theta_1 = -\frac{1}{2} \sum_V (\sigma_{ij} + J_{ij}) \Delta \varepsilon_{ij} V_{m,n,r} + \sum_{S_p} P_i \Delta U_i \Delta S_p^{m,n,r}, \quad (17)$$

где \sum_V — оператор суммы по внутренним КЭ,

\sum_{S_p} — оператор суммы по поверхностным КЭ,

на которых заданы компоненты силового вектора P_i ($i = x, y, z$), т. е. система уравнений

$$\frac{\partial \Theta_1}{\partial \Delta U_{m,n,r}} = 0, \quad \frac{\partial \Theta_1}{\partial \Delta V_{m,n,r}} = 0, \quad \frac{\partial \Theta_1}{\partial \Delta W_{m,n,r}} = 0 \quad (18)$$

позволяет получить решение относительно приращений вектора перемещений на каждом шаге прослеживания и итерации по ψ для соответствующего КЭ. Состояние пластической неустойчивости для рассматриваемого КЭ на конкретном шаге прослеживания определяется значением функции ψ .

Из (12), (13) следует, что при возрастании функции ψ растут приращения пластических деформаций $\Delta \varepsilon_{ij}^p$ и снижаются напряжения σ_{ij} . Если на предыдущем шаге прослеживания параметр Одквиста κ^* , а пластическая неустойчивость наступает при деформации ε_p то, приравнявая $\kappa^* + \Delta \varepsilon_i^p = \varepsilon_p$, можем оценить значения $\left(\psi - \frac{1}{2G} \right)_{кр}$, выше которых процесс пластической неустойчивости вполне реален в данном КЭ, т. е.



$$\left(\psi - \frac{1}{2G}\right)_{кр} \geq \frac{\varepsilon_f - \kappa^*}{1,5\sigma_i} \approx \frac{\varepsilon_f - \kappa^*}{1,5\sigma_s(\kappa, T)} \quad (19)$$

Таким образом, условие (19) можно считать верхним ограничением для функции ψ с позиции пластической неустойчивости. Иными словами, если итерационный процесс по ψ в рассматриваемом КЭ при данном шаге нагружения дает возрастающие значения ψ выше $\psi_{кр}$ по (19), то можно считать, что элемент не в состоянии воспринимать нагрузку на этом шаге; соответственно значение $\psi \rightarrow \infty$, $\sigma_{ij} \rightarrow 0$.

Возможен и другой вариант потери работоспособности данного КЭ: истинные максимальные

главные напряжения $\frac{\sigma_1}{1 - 2\rho_l}$ превышают напряжения скола S_k , что возможно при высоком деформационном упрочнении материала. В этом случае также следует принимать, что на данном шаге прослеживания и всех последующих этот элемент не может воспринимать нагрузку, т. е. $\psi \rightarrow \infty$, $\sigma_{ij} \rightarrow 0$.

В итоге можно сформулировать два основных условия, когда конкретный КЭ необратимо теряет возможность воспринимать нагрузку:

$$\psi > \frac{1}{2G} + \frac{\varepsilon_f - \kappa^*}{1,5\sigma_s(\kappa, T)} \text{ — пластическая неустойчивость;}$$

$$\frac{\sigma_1}{1 - 2\rho_l} > S_k \text{ — разрушение сколом.} \quad (20)$$

Если процесс указанного «обнуления» по условиям (20) проходит на данном шаге нагружения, охватывая все большее количество соседних КЭ, и не позволяет перейти к следующему, то этот шаг определяет предельную нагрузку «спонтанного разрушения».

Такой подход требует дополнительных знаний параметров процесса:

κ_n, ρ_V^H — параметры зарождения пор;

ε_f, S_k — параметры «обнуления» конечных элементов.

Для конструкционных сталей значения S_k достаточно известные величины [1 и др.]. Что касается ε_f то можно использовать рекомендации [5, 8], связывающие ε_f с жесткостью напряженного состояния σ_m/σ_i эмпирическими зависимостями типа [8]

$$\varepsilon_f = 0,07 + 2,99 \exp(-1,5\sigma_m/\sigma_i) \dots \quad (21)$$

В отсутствие экспериментальных данных относительно κ_n и ρ_V^H можно приближенно принимать $0,005 < \kappa_n < 0,03$ и $0,01 < \rho_V^H < 0,05$. При

этом следует учитывать, что на стадии развитого порообразования (вблизи предельного состояния) влияние возможных погрешностей выбора начальных значений κ_n, ρ_V^H на получаемые решения заметно снижается.

Ниже рассмотрен ряд примеров использования изложенного подхода для трубы $2R \times \delta = 1420 \times 20$ мм из стали X70, нагружаемой внутренним давлением.

Свойства стали приняты следующие: предел текучести $\sigma_T = 490$ МПа, модуль Юнга $E = 2 \cdot 10^5$ МПа, напряжение скола $S_k = 1000$ МПа, $\sigma_s(\kappa) = \sigma_T + A\kappa^m$, где $A = \sigma_T^{1-m} F^m$ и $m = 0,14$ — коэффициенты. Микроструктура металла ферритно-перлитная.

Пример 1. Идеальная геометрически и физически однородная в исходном состоянии труба нагружается внутренним давлением P . Возникающие в стенке трубы напряжения $\sigma_{\beta\beta}, \sigma_{rr}, \sigma_{zz}$ неравномерно распределяются при $P \neq 0$ по толщине стенки, что вызывает определенную физическую неоднородность, которая проявляется при возникновении пор ($\kappa > \kappa_n = 0,01$) и их росте из-за разных значений σ_m/σ_i и механизмов разрушения. Но, как показал расчет, эта разнородность невелика, поэтому при $P = 19,4$ МПа пористость имеет место по всему объему, а при $P = 19,5$ МПа наступает спонтанное разрушение как по механизму пластической неустойчивости, так и микросколом.

Предельная нагрузка $19,4 < P_{пр} < 19,5$ МПа близка к реальной верхней предельной нагрузке для стали X70 в отсутствие концентраторов напряжений как геометрических, так и физических.

Пример 2. Условия те же, что и в примере 1, но в металле трубы имеются остаточные (начальные) уравновешенные напряжения σ_{ij}^{res} , показанные на рис. 2, т. е. максимальные напряжения $\sigma_{\beta\beta}$ на уровне предела текучести (490 МПа), что характерно, в частности, для напряженного состояния в области кольцевых монтажных швов.

Согласно расчетам предельное состояние соответствует предельной нагрузке $19,21 < P_{пр} < 19,22$ МПа, т. е. по сравнению с предыдущим примером снижение на уровне до 2 % (в отсутствие концентраторов и без существенного развития рассеянной поврежденности металла в области сварочного нагрева) подтверждает известное положение, что при статическом нагружении стальных конструкций влияние остаточных напряжений на предельную нагрузку незначительно.

Пример 3. Условия те же, что и в примере 1, но имеется структурная неоднородность (типичное распределение микроструктурных составляющих трубной стали в области кольцевого мон-

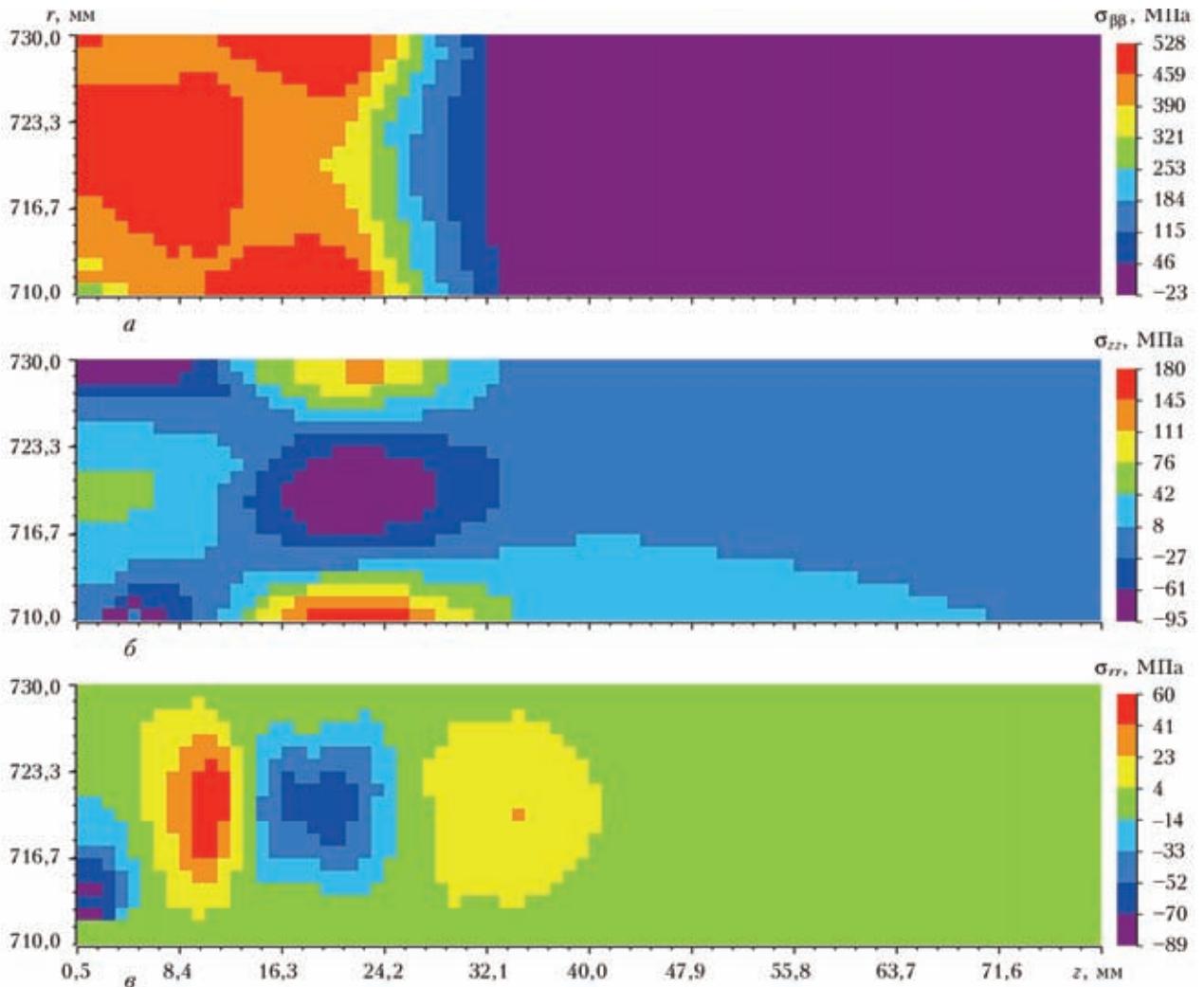


Рис. 2. Распределение остаточных напряжений в зоне сварного кольцевого шва: *a* — окружных $\sigma_{\beta\beta}$; *б* — продольных σ_{zz} ; *в* — радиальных σ_{rr}

тажного шва: мартенсит — 0,32...0,35, бейнит — 0,67...0,64, феррит-перлит — 0,02...0,01 с шириной неоднородности ~15 мм) и связанные с этой неоднородностью изменения механических свойств материала соответствующих КЭ [10]. Результаты расчета предельной нагрузки свидетельствуют о том, что в пределах микроструктурной (фазовой) неоднородности, вызываемой сварочным температурным циклом, заметных изменений в предельной статической нагрузке не происходит, но меняется механизм разрушения: пластическая неустойчивость в объеме структурной неоднородности и микроскол в однородной части конструкции, что также достаточно хорошо согласуется с опытными данными.

В рамках настоящей работы рассматривался еще целый ряд аналогичных примеров варьирования остаточных (уравновешенных) распределений напряжений типа сварочных, а также микроструктурных изменений и их сочетаний, которые, однако, не меняют вытекающий из примеров 1–3 вывод о том, что в отсутствие геометрических концентраторов рассмотренная физическая неод-

нородность мало влияет на предельную нагрузку при статическом нагружении стальных сварных конструкций. Но при этом следует отметить, что фактор влияния структурных превращений и кинетики напряженно-деформированного состояния металла в области шва и зоны термического влияния при сварке на характеристики зарождения пор ($\kappa_H, \epsilon_p, S_K$) и степень рассеянной поврежденности ρ_V^H требует дополнительного исследования.

Пример 4. Типичной задачей является оценка состояния конструкций с геометрической неоднородностью типа утонений стенки трубы, которая в данном примере решается при тех же допущениях, что и в работе [11], но при больших деформациях. Утонение эллипсоидной формы на наружной поверхности трубы описывается следующим уравнением в цилиндрической системе координат r, β, z :

$$\left(\frac{R-r}{a}\right)^2 + \left(\frac{2\beta r}{c}\right)^2 + \left(\frac{2z}{s}\right)^2 = 1, \quad (22)$$

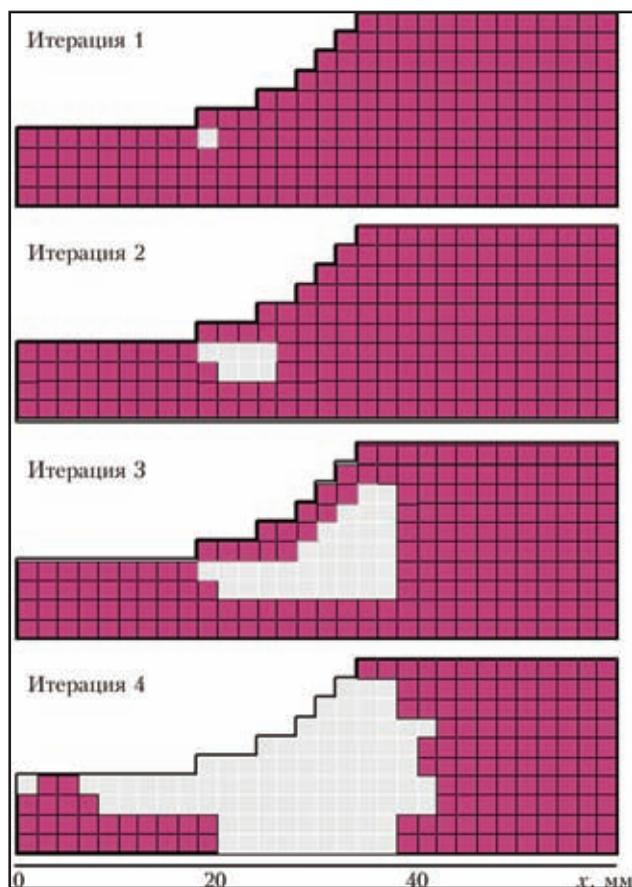


Рис. 3. Развитие макроразрушения по механизму пластической неустойчивости в продольном сечении поверхностного дефекта трубопроводного элемента при давлении 17,7 МПа (конечные элементы, потерявшие несущую способность, обозначены серым): итерация 1 — зарождение макроразрушения; итерация 2, 3 — развитие дефекта; итерация 4 — нарушение целостности стенки трубы

где a , c , s — габаритные размеры утонения: по толщине стенки — a , по окружности — c , вдоль оси трубы — s ; $\beta = 0$ и $z = 0$ — плоскости симметрии.

Для рассматриваемой трубы при рабочем давлении $P = 7,5$ МПа был проанализирован случай внешнего поверхностного дефекта, имеющего размеры $s = 66$ мм, $a = 14$ мм, $c = 40$ мм, что является допустимым [2]. Следует отметить, что указанное значение эксплуатационного давления учитывает коэффициенты запаса, типичные для условий эксплуатации трубопроводных элементов (2,0...3,0), поэтому расчет предельного состояния в этом случае требует детального моделирования процессов разрушения в области концентратора. Как показали исследования в рамках изложенной выше методологии, предельное состояние трубы с дефектом достигается при давлении 17,7 МПа по механизму пластической неустойчивости. Характер спонтанного разрушения в области геометрической аномалии определяется порядком, в котором конечные элементы теряют возможность воспринимать нагрузку согласно (20). Исходя из результатов расчетов (рис. 3), разрушение зарож-

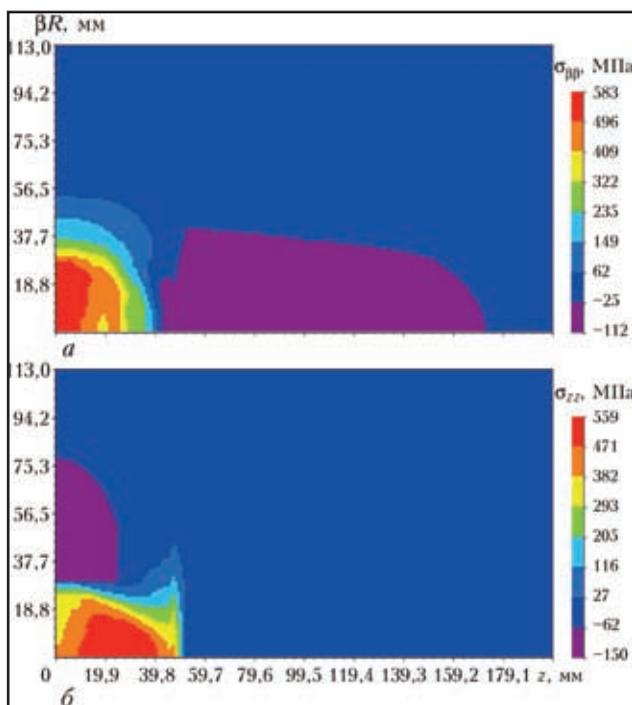


Рис. 4. Остаточные напряжения после дуговой заварки дефекта утонения $s \times c \times a = 66 \times 40 \times 14$ мм в трубе $2R \times \delta = 1420 \times 20$ мм из стали X70 на внешней поверхности $r = 730$ мм: a — окружные $\sigma_{\beta\beta}$; b — продольные σ_{zz}

дается на периферии поверхностного дефекта и развивается в его продольном сечении под действием окружных напряжений в стенке трубы.

Пример 5. Одним из технологических способов восстановления несущей способности труб с обнаруженными дефектами типа локального утонения является сварочная наплавка [12]. В этом случае эксплуатационная потеря металла стенки трубы компенсируется металлом наплавки и габаритные размеры конструкции восстанавливаются до нормативных значений. Но при этом в области устраненного дефекта возникают остаточные сварочные напряжения, влияние которых на несущую способность трубы требует дополнительного исследования. В частности, разработанная методика оценки предельного состояния конструкций по механизму вязкого разрушения позволяет определить предельное давление, которое предшествует спонтанному развитию макроразрушения в области локальной неоднородности напряженного состояния. На рис. 4 приведены результаты расчета характерных остаточных напряжений в области заварки дефекта эллипсоидной формы, параметры которого приведены в примере 4. Эти данные иллюстрируют высокие локальные напряжения, достигающие предела текучести рассматриваемой стали. При этом предельное давление, при котором возникает пластическая неустойчивость такой трубы, составляет по результатам численного исследования $P = 19,4$ МПа, что, наряду с выводами примера 3 о незначительном влиянии структурных неод-



Результаты расчетов предельных нагрузок трубопроводного элемента ($2R \times \delta = 1420 \times 20$ мм) под действием внутреннего давления в зависимости от начального состояния конструкции

Начальное состояние конструкции	Давление разрушения, МПа	Механизм разрушения
Однородная конструкция	19,5	Микроскол
Наличие локальных остаточных напряжений, характерных для монтажных кольцевых швов	19,2	Микроскол
Структурная неоднородность металла	19,5	Пластическая неустойчивость в зоне структурной неоднородности, микроскол — в однородной части
Геометрическая неоднородность типа полуэллиптического утонения стенки	17,7	Пластическая неустойчивость в периферийной части дефекта
Наличие локальных остаточных напряжений от ремонтной сварки	19,4	Пластическая неустойчивость в области остаточных напряжений

нородностей на кинетику зарождения и развития пор вязкого разрушения, подтверждает эффективность ремонта дефектов наплавкой с позиции остаточного ресурса трубопроводного элемента.

В таблице приведены сравнительные результаты расчетов предельного состояния (примеры 1–5), из которых можно сделать общий вывод, что влияние характерных сварочных процессов (монтажная или ремонтная сварка) на металл трубопроводных элементов (структурные превращения, остаточное напряженно-деформированное состояние) с точки зрения величины предельной эксплуатационной нагрузки согласно критериям вязкого разрушения незначительно.

Выводы

1. Разработана численная методика исследования процессов вязкого разрушения конструкций под действием внешних нагрузок. Для этого на основе конечно-элементного подхода расчета сложного напряженно-деформированного состояния конструктивных элементов при развитии пластическом течении материала построена модель зарождения и развития пор, которые обуславливают снижение несущей способности конструкции и, в результате, ее спонтанное разрушение. Предложенный подход позволяет проследить кинетику состояния конструкции вплоть до предельного.

2. Рассмотрены типичные случаи нагрузки трубопроводного элемента внутренним давлением. Показано, что влияние структурной неоднородности стали трубы, а также начального напряженно-деформированного состояния, обусловленного, в частности, монтажной сваркой, на предельную нагрузку, которую может воспринять такая конструкция, незначительно.

3. Исследованы предельные состояния согласно механизму вязкого разрушения участка трубопровода с внешним эллипсоидным дефектом

типа локального утонения стенки, в том числе, после ремонта наплавкой. Показано, что с точки зрения развития вязкого разрушения такой вид ремонта не снижает несущую способность восстановленного конструктивного элемента, несмотря на высокие остаточные напряжения в области устраненного дефекта.

1. *Махненко В. И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
2. *Fitness-for-Service.* American Petroleum Institute. Recommended Practice 579. — First ed., 2000. — 625 p.
3. *Саврук М. П.* Механика разрушения и прочность материалов. Справочное пособие в 2 т. Т.2. Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами / Под общ. ред. В. В. Панасюка. — Киев: Наук. думка, 1988. — 620 с.
4. *Куркин С. А., Лукьянов В. Ф.* О прочности сварных сосудов из высокопрочных сталей // Свароч. пр-во. — 1967. — № 9. — С. 1–3.
5. *Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения. — С.-Пб: Политехника, 1993. — 391 с.
6. *Макклиттон Ф., Аргон А.* Деформации и разрушение материалов. — М.: Мир, 1970. — 443 с.
7. *Рыбин В. В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 224 с.
8. *Hancock I., Mackenzie A. C.* On the mechanism of ductile failure a high strength steel subjected in multi-axial stress state // J. Mech. Phys. Solids. — 1976. — 24, № 213. — P. 147–149.
9. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
10. *Исследование влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко и др.* // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
11. *Учет порообразования при оценке предельного состояния в зоне дефекта утонения стенки сосуда давления / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак* // Там же. — 2012. — № 12. — С. 3–9.
12. *Kiefner J. F., Bruce W. A., Stephens D. R.* Pipeline repair manual. — Houston: Technical Toolboxes, Inc. 1994. — 167 p.

Поступила в редакцию 19.02.2013



К ВОПРОСУ ПЛАНИРОВАНИЯ РЕМОНТА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ОСНОВЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ВНУТРИТРУБНОЙ ДИАГНОСТИКИ*

А. С. МИЛЕНИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В мировой и отечественной практике эксплуатации сухопутных магистральных трубопроводов наблюдается тенденция использования различных методов их ремонта сваркой без сопутствующей остановки транспорта продукта. При этом планирование определенного метода ремонта, являющееся важным этапом гарантирования эффективности и безопасности восстановления несущей способности дефектных участков магистральных трубопроводов, требует разработки соответствующих методологических основ анализа поврежденности конструкции, оценки допустимости эксплуатации и прогнозирования остаточного ресурса. В рамках настоящей работы предложена многоуровневая методика численного анализа результатов внутритрубной диагностики состояния линейных частей магистральных трубопроводов, учитывающая специфику их ремонта без вывода из эксплуатации и позволяющая на основе численного ранжирования дефектов различной природы оптимизировать ремонтно-восстановительные работы на протяженных участках трубопровода. В зависимости от имеющихся данных технической диагностики состояния конкретного линейного участка магистрального трубопровода предлагается использовать различные уровни ранжирования: на основе разделения всех дефектов на группы допустимости посредством оценки остаточного коэффициента запаса прочности в области конкретного дефекта или с помощью расчета вероятности нарушения целостности стенки трубопровода. Различная степень консервативности предложенной методологии в зависимости от полноты входных данных позволяет анализировать результаты внутритрубной диагностики с необходимой точностью и эффективно планировать устранение обнаруженных дефектов методами ремонта трубопроводов без вывода их из эксплуатации. Библиогр. 12, табл. 10, рис. 5.

Ключевые слова: магистральный трубопровод, ремонт без вывода из эксплуатации, внутритрубная диагностика, дефект, планирование, ранжирование

Использование различных методов ремонта без вывода из эксплуатации магистральных трубопроводов (МТ) является одним из современных подходов поддержания их работоспособности. Интерес к подобному рода технологиям прежде всего обусловлен экономической выгодой и незначительным негативным воздействием на окружающую среду. Кроме того, возможно долгосрочное планирование локальных ремонтных работ, которое позволяет непрерывно поддерживать ресурс безопасной эксплуатации трубопровода на необходимом уровне [1–3].

Проведение ремонтных работ на действующем МТ сопряжено со следующими характерными технологическими и методологическими задачами [4]:

— планированием локальных ремонтных работ на протяженных участках МТ с различной степенью эксплуатационной поврежденности с точки зрения минимизации риска аварийных ситуаций;

— выбором параметров ремонта с позиций гарантирования безопасности проведения ремонт-

ных работ на трубопроводе под внутренним давлением;

— обеспечением работоспособности участков МТ, несущая способность которых была восстановлена методами ремонта без вывода из эксплуатации.

Решение этих задач является комплексным и включает как разработку новых методологических основ планирования и оптимизации параметров ремонта, так и реализацию наукоемких технологий ремонта дефектных участков МТ под давлением. Современные нормативные документы и практические рекомендации по большей части ориентированы на капитальный ремонт дефектных сухопутных МТ, что не позволяет учитывать специфику ремонта под давлением и эффективно планировать восстановительные работы, в частности, по результатам внутритрубной диагностики (ВТД) состояния линейных участков МТ. К таким особенностям следует отнести вопросы ранжирования обнаруженных в процессе ВТД дефектов; учет естественного разброса имеющихся данных о размерах и положении дефектов, фактических свойствах металла трубопровода; выбор метода ремонта с точки зрения максимального ресурса эксплуатации отремонтированной конструкции. С целью учета характерных особеннос-

* Публикуется по материалам доклада, представленного на Шестой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 29 мая–1 июня 2012 г., пос. Кацивели.



тей планирования ремонтно-восстановительных работ на магистральных трубопроводах без вывода их из эксплуатации в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины была разработана многоуровневая методика ранжирования обнаруженных при технической диагностике дефектов.

Основными дефектами МТ являются дефекты типа несплошности металла коррозионной, стресс-коррозионной природы (локальная и общая коррозионная потеря металла, трещины стресс-коррозии), дефекты сварных швов (непровары, поры), дефекты формы (вмятины) [5]. Их допустимость определяется различными национальными и отраслевыми стандартами и регламентными нормами, основанными на детерминированных критериальных соотношениях. При этом для учета стохастических отклонений входных данных от известных значений используются различные коэффициенты запаса прочности и надежности [6–8], что является максимально консервативным подходом. Так, предельное состояние участка МТ с дефектом типа коррозионного утонения (рис. 1, а) может быть оценено на основе детерминированного критерия [9]

$$Y = t_{\min} - W\Delta t - t_p R_f \quad (1)$$

где t_{\min} — минимальная остаточная толщина стенки МТ; t_p — минимальная допустимая толщина стенки МТ, определяемая либо конструктивно-эксплуатационными требованиями к МТ на рассматриваемом участке, либо дополнительным расчетом; Δt — рассматриваемый период времени; W — скорость равномерной коррозии (консервативно может быть принята равной 1 мм/год); R_f — функция формы дефекта утонения, определяемая следующим образом (рис. 2, а):

$$R_f = \begin{cases} 0,2 & \text{при } \lambda = \frac{1,285 s}{\sqrt{D} t_p} \leq 0,3475, \\ \left(0,9 - \frac{0,9}{\sqrt{1,0 + 0,48\lambda^2}}\right) \left(1,0 - \frac{0,9}{\sqrt{1,0 + 0,48\lambda^2}}\right)^{-1} & \text{при } \lambda > 0,3475, \end{cases} \quad (2)$$

где D — внутренний диаметр трубы.

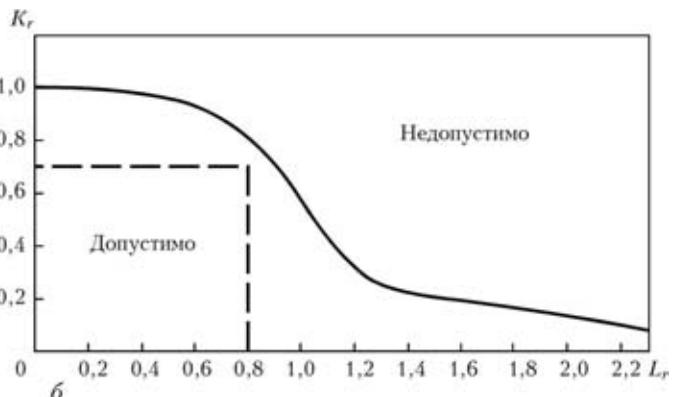
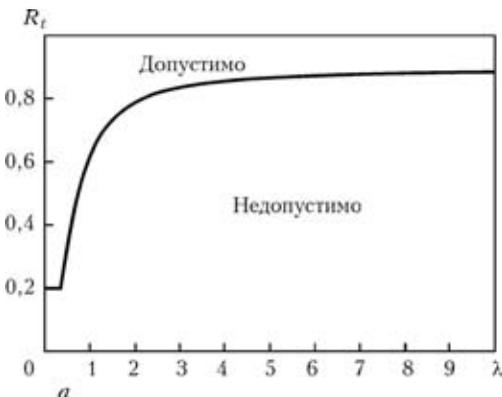


Рис. 2. Критериальные диаграммы допустимости дефектов локальной коррозионной потери металла (а) и трещинообразных дефектов (б)

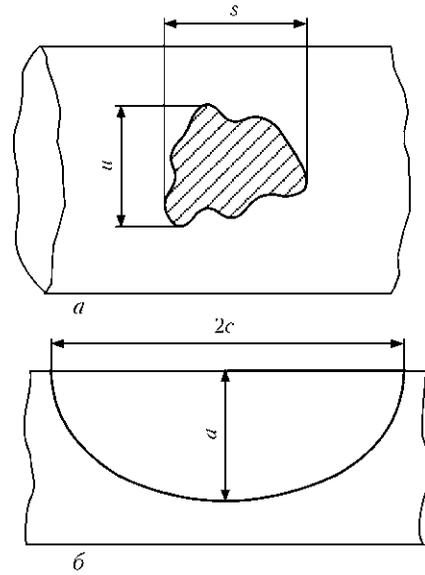


Рис. 1. Схематизация дефектов типа локальной коррозионной потери металла (а) и трещинообразных дефектов (б)

Условие $Y > 0$ гарантирует целостность дефектного участка МТ в рассматриваемых условиях.

В качестве детерминированного критерия допустимости трещинообразного дефекта (рис. 1, б) наиболее применяемым является двухпараметрический критерий хрупковязкого разрушения (рис. 2, б), имеющий следующее выражение [10]:

$$Y = f(L_r) - K_r, \quad (3)$$

где

$$f(L_r) = \begin{cases} (1 - 0,14L_r^2) [0,3 + 0,7 \exp(-0,65L_r^6)] & \text{при } L_r \leq L_r^{\max} = \frac{\sigma_B + \sigma_T}{2\sigma_T}, \\ 0 & \text{при } L_r > L_r^{\max}; \end{cases} \quad (4)$$

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IC}}; \quad L_r = \frac{\sigma_{\text{ref}}}{\sigma_T};$$

K_I — коэффициент интенсивности напряжений в рассматриваемой точке контура поверхностной полуэллиптической трещины; σ_{ref} — реферативное напряжение в области дефекта, методика рас-



чета которого приведена, в частности, в работе [11].

Соответственно условие $Y > 0$ является достаточным для гарантированной допустимости рассматриваемого дефекта.

При анализе допустимости трещинообразного дефекта через определенный период времени Δt необходим учет возможности роста трещины, а именно

$$\begin{cases} a(\Delta t) = a_0 + V_a \Delta t, \\ c(\Delta t) = c_0 + V_c \Delta t, \end{cases} \quad (5)$$

где a_0, c_0 — начальные размеры трещины; V_a, V_c — скорости роста трещины вдоль соответствующего размера, которые могут быть оценены следующим образом:

$$V_{a,c}(K_I) = \begin{cases} V_{\max}, & \text{если } K_I \geq K_{ISCC}; \\ 0, & \text{если } K_I < K_{ISCC}, \end{cases} \quad (6)$$

где V_{\max} — максимальная скорость роста трещины, определяемая по диаграмме статической коррозионной трещиностойкости материала в данных условиях.

Следует отметить, что в сравнении с изложенными детерминированными подходами использование вероятностных методик при анализе состояния дефектных участков МТ позволяет корректно описывать возможный разброс значений входных данных, основываясь как на имеющемся опыте исследований дефектных трубопроводных систем, так и на технологических характеристиках используемой аппаратуры и специфике анализа.

Основными методами ремонта МТ под давлением являются контролируемая шлифовка поверхностных дефектов, заваривание поверхностных дефектов и установка усиливающих конструкций (муфт, бандажей) [12]. Выбор технологии

ремонта определяется степенью поврежденности трубопровода, а также эффективностью каждого конкретного метода. Для этого, в частности, могут быть консервативно использованы подходы актуальных нормативных документов [8] (табл. 1). Для снижения консервативности выбора метода ремонта может быть произведено моделирование процесса ремонта при конкретных технологических параметрах и на основе соответствующих критериев безопасности, требований эффективности и достаточного ресурса отремонтированного участка сделан вывод о возможности использования того или иного метода восстановления несущей способности дефектной конструкции.

Как показывает практика, количество геометрических аномалий, обнаруженных при пропуске серии дефектоскопов ВТД, может достигать нескольких тысяч (рис. 3). При этом порядок их ремонта, основанный на существующих детерминированных регламентных нормах, которые подразделяют дефекты на определенные группы по степени опасности (до четырех), может быть неоднозначным при большом количестве дефектов ввиду необходимости ранжирования геометрических аномалий в рамках одной группы. Поэтому при планировании ремонта без вывода МТ из эксплуатации рационально использовать непрерывное ранжирование. В рамках разработанной методики предлагается использовать следующие уровни оценки порядка устранения дефектов в зависимости от полноты имеющихся данных и требуемой консервативности:

уровень 1. Разделение всех дефектов на четыре группы по степени допустимости: незначительные, умеренные, значительные, критические;

уровень 2. Определение коэффициента запаса прочности участка МТ с конкретным обнаруженным дефектом;

Таблица 1. Выбор метода ремонта дефектных участков магистрального трубопровода в зависимости от степени развития поврежденности [8]

Природа дефекта и параметр	Метод ремонта
Коррозионно-механические повреждения:	Шлифовка
внешние $a \leq 0,2t$	Установка усиливающей конструкции
внешние $0,2t < a \leq 0,5t$	
внешние $0,5t < a \leq 0,8t$	» »
внешние $a > 0,2t; t_{\min} \geq 5 \text{ мм}$	» »
внешние $s \leq 100 \text{ мм}$ или группа близко расположенных язв $a > 0,4t$	» »
дефекты, протяженные в окружном направлении $a > 0,2t; s \geq 1/6\pi D$	» »
в околошовной зоне кольцевых швов $a > 0,4t$	» »
внутренние $a > 0,2t$	» »
Трещины:	» »
внешние $a < 0,2t; 2c \leq 2\sqrt{Dt}$	Шлифовка

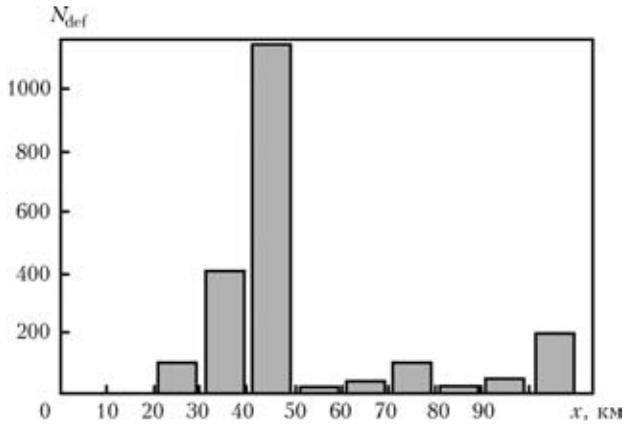


Рис. 3. Диаграмма распределения количества дефектов потери металла N_{def} по данным ВТД участка магистрального газопровода «Уренгой–Центр 2»

уровень 3. Расчет вероятности разрушения стенки трубопровода в области рассматриваемого дефекта.

Согласно уровню 1 ранжирования все дефекты, обнаруженные при ВТД линейного участка МТ, разделяются на четыре группы по степени допустимости в соответствии с национальным стандартом ДСТУ-Н Б В.2.3-21:2008. При этом приоритет ремонта определяется принадлежностью к группе более опасных дефектов. Этот подход применим в случае, если все умеренные дефекты технически возможно удалить в срок до шести месяцев, значительные — в срок до двух месяцев. Наличие критических дефектов предполагает изменение условий эксплуатации трубопровода вплоть до его полной остановки. Определяющим параметром является коэффициент запаса прочности n , который вычисляется на основе критерия допустимости состояния участка с дефектом конкретного типа.

Оценка коэффициента запаса прочности для трехмерного дефекта локальной коррозионной потери металла определяется на основе модифицированной диаграммы предельного состояния участ-

тка (рис. 4, а), где функция R_τ , получаемая нормированием функции R_p имеет следующий вид:

$$R_\tau = \frac{1}{3,87R_l} - 0,292. \quad (7)$$

Если состояние дефекта описывается положением A_1 на диаграмме, то коэффициент запаса прочности определяется отношением

$$n = \frac{OA_1}{OA_2}. \quad (8)$$

Длина отрезка OA_2 оценивается либо графически, либо численным решением следующего уравнения относительно координаты λ точки A_2

$$\frac{R_\tau^{A_1}}{\lambda^{A_1}} - R_\tau(\lambda) = 0. \quad (9)$$

Коэффициент запаса прочности для трещинообразного дефекта определяется аналогично изложенному подходу для локальной коррозионной потери металла, но кривой предельного состояния в этом случае является двухпараметрическая диаграмма допустимости трещин (рис. 4, б). При этом коэффициент запаса прочности оценивается соотношением длин отрезков согласно формуле (8). Длина отрезка OA_2 определяется либо графически, либо численным решением следующего уравнения относительно координаты L_r точки A_2 :

$$\frac{K_r^{A_1}}{L_r^{A_1}} L_r - K_r(L_r) = 0. \quad (10)$$

Для дефектов МТ различной степени допустимости интервалы значений коэффициента запаса прочности n следующие [6]:

- $n > k$ — незначительный;
- $1,1\sigma_B/\sigma_T \leq n < k$ — умеренный;
- $1,1 \leq n < 1,1\sigma_B/\sigma_T$ — значительный;
- $n < 1,1$ — критический,

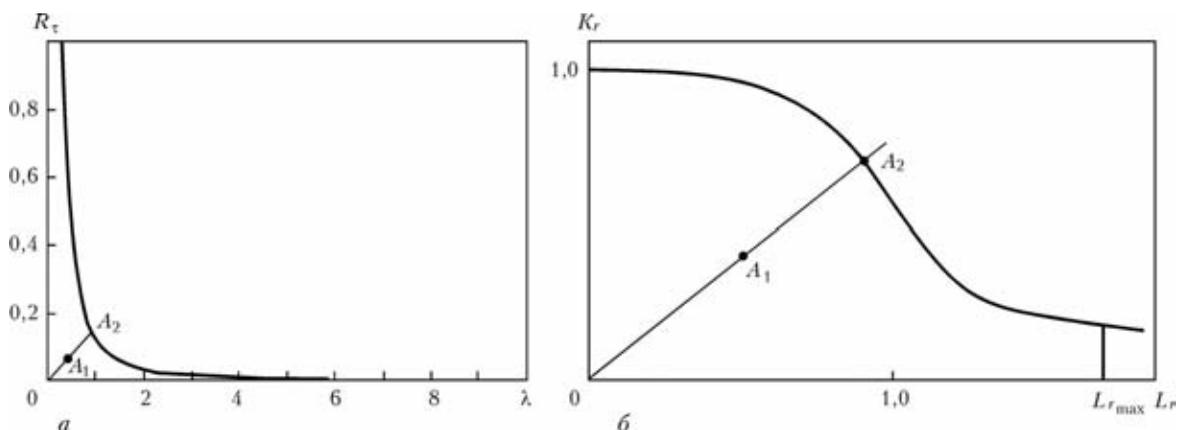


Рис. 4. Определение значения коэффициента запаса прочности участка МТ с дефектом типа локальной коррозионной потери металла (а) и трещинообразным дефектом (б)



где $k = 0,9k_1k_n/m$; m — коэффициент условий работы трубопровода; k_1 — коэффициент надежности по материалу; k_n — коэффициент надежности трубопровода по назначению.

Первый этап уровня 2 ранжирования повторяет уровень 1, посредством которого все дефекты делятся на четыре группы по степени их допустимости на момент диагностики. Планированию ремонта подлежат дефекты, относящиеся к незначительным, умеренным или значительным. В рамках этих групп производится ранжирование на основе значения вычисленного коэффициента запаса прочности с учетом естественного роста дефектов по соответствующим методикам. Рассмотрение ремонта критических дефектов основано на определенном изменении параметров эксплуатации дефектного участка МТ (снижения внутреннего давления) и переводе дефекта в разряд значительных или умеренных. Приоритет устранения каждого изолированного (объединенного) дефекта определяется минимизацией определенных значений коэффициента запаса прочности при конкретных условиях эксплуатации: чем ниже коэффициент запаса прочности дефектного участка, тем выше приоритет его ремонта.

Уровень 3 ранжирования является наименее консервативным и позволяет естественный разброс входных данных с целью более точного определения порядка устранения дефектов, которые в рассматриваемый период могут изменить степень допустимости, а также в случае недостаточной информации о геометрических и эксплуатационных параметрах дефектного участка и/или механических характеристиках материала трубопровода. В данном случае параметром ранжирования является вероятность аварийной ситуации на дефектном участке при фактических условиях эксплуатации, расчет которой проводится на основе метода Монте-Карло посредством следующего алгоритма:

исходя из известных плотностей распределения входных данных находится репрезентативная выборка их конкретных значений в известных диапазонах варьирования; при этом считается, что вероятность характеристики дефекта принять конкретные значения произвольная и варьируется от 0 до 1. Заметим, что под репрезентативной выборкой подразумевается количество N_s равновероятных комбинаций, достаточное для стабильного значения вероятности разрушения конкретного дефекта согласно выбранному критерию предельного состояния;

на основе детерминированных критериев разрушения определяется допустимость обнаруженного дефекта для каждого набора геометрических и эксплуатационных характеристик из репрезентативной выборки;

в рамках репрезентативной выборки производится подсчет количества недопустимых состояний трубопровода с конкретным дефектом N_i . Таким образом, под вероятностью аварийной ситуации P_i в области изолированного или множественного дефекта понимается соотношение $P_i = N_i/N_s$;

в случае необходимости определяется суммарная вероятность аварийной ситуации $P_\Sigma = 1 - \prod(1 - P_i)$ на участке МТ с независимыми дефектами для выявления участка приоритетного ремонта.

Учет стохастического отклонения значений различных входных данных описывается посредством усеченного гауссового распределения (геометрические размеры дефекта, прочностные свойства материала трубопровода, скорость коррозии) и распределения Вейбулла (характеристики трещиностойкости материала). Порядок ремонта в каждый момент времени после диагностики состояния линейного участка МТ определяется вероятностью P_i : чем выше вероятность аварийной ситуации, тем выше приоритет ремонта.

Приведенная методология анализа базы данных о дефектах, обнаруженных при ВТД состояния МТ, была реализована в виде графического пользовательского компьютерного пакета. В качестве примера ее применения было проведено ранжирование модельных дефектов с точки зрения порядка ремонта под давлением (см. табл. 2). Геометрические и эксплуатационные параметры исследуемого линейного участка МТ следующие:

длина участка L	2000 м
внутренний диаметр D	1420 мм
толщина стенки t	20 мм
минимальная допустимая толщина	
стенки t_{\min}	16 мм
материал трубопровода — сталь 17Г1С.....	$\sigma_s = 360$ МПа;
	$\sigma_b = 510$ МПа
давление на входе исследуемого	
участка P_{\max}	7,5 МПа
давление на выходе исследуемого	
участка P_{\min}	6,5 МПа
скорость коррозии на участке 0... 800 м	0,2 мм/год
на участке 800... 1400 м	0,4
на участке 1000... 2000 м	(консервативно принято значение 1)
регулярные нагрузки, обусловленные	
несовершенством геометрии рассматриваемого	
участка, отсутствуют.	

Результаты расчета параметров ранжирования согласно предложенной методике применительно к модельным дефектам с учетом их развития в процессе дальнейшей эксплуатации МТ в различные моменты времени приведены в табл. 3–6 соответственно, приоритет ремонта каждого из дефектных участков МТ согласно различным уровням ранжирования — в табл. 7. Следует отметить, что метод ремонта конкретного участка МТ, определенный согласно табл. 1, меняется в процессе развития дефекта и предельные значения размеров в рамках конкретного метода ремонта могут



Т а б л и ц а 2. Параметры модельных дефектов линейной части МТ

Номер дефекта	Тип дефекта	Положение дефекта		Размер дефекта, мм			Внутреннее давление МТ в области дефекта, МПа
		по длине, м	по окружности, град	аксиальный	тангенциальный	радиальный	
1	Утонение	150	30	160	17	4,7	7,4
2		230	0	200	20	7	7,4
3		680	120	60	8	5	7,2
4		681	60	100	10	15	7,2
5		800	40	120	11	14,7	7,1
6		1150	90	80	15	8	6,9
7		1200	80	25	7	10	6,9
8		1200	10	35	5	13	6,9
9		1200	120	170	13	6	6,9
10		1370	0	95	11	15	6,8
11		1560	140	150	18	6	6,7
12		1710	30	50	26	9	6,7
13		1750	90	75	16	8	6,6
14		1780	0	45	8	8	6,5
15	Продольная трещина	530	50	25	—	2	7,2
16		710	110	15	—	2	7,2
17		750	30	10	—	3	7,1
18		1100	70	6	—	1	7,0
19		1520	20	20	—	2	6,7

Т а б л и ц а 3. Параметры ранжирования модельных дефектов и метод ремонта на момент диагностики МТ

Номер дефекта	Группа допустимости	Коэффициент запаса прочности	Вероятность разрушения	Метод ремонта
1	Незначительная	1,648299	0,011	Шлифовка
2	Критическая	0,885463	0,4	Заваривание
3	Незначительная	2,933383	0	Шлифовка
4	Критическая	0,666297	0,983	Заваривание
5	»	0,603503	0,621	»
6	Значительная	1,523807	0,035	»
7	Незначительная	2,610481	0	Шлифовка
8	»	1,618357	0,0777	»
9	Значительная	1,340008	0,198	Заваривание
10	Критическая	0,694965	0,969	»
11	Незначительная	1,626517	0,125	Шлифовка
12	»	1,893557	0,003	»
13	»	1,686921	0,0255	»
14	»	2,391991	0	»
15	Значительная	1,534515	0,06273	Заваривание
16	Незначительная	1,540512	0,04391	Шлифовка
17	Значительная	1,463110	0,116	Заваривание
18	Незначительная	1,730804	0,005535	Шлифовка
19	»	1,651180	0,0246	»



Т а б л и ц а 4. Параметры ранжирования модельных дефектов и метод ремонта через один год эксплуатации

Номер дефекта	Группа допустимости	Коэффициент запаса прочности	Вероятность разрушения	Метод ремонта
1	Незначительная	1,552745	0,02	Шлифовка
2	Критическая	0,859123	0,43	Заваривание
3	Незначительная	2,756573	0	Шлифовка
4	Критическая	0,652421	0,992	Установка герметичной муфты
5	»	0,592111	0,646	Заваривание
6	Значительная	1,439648	0,0695	»
7	Незначительная	2,511972	0	Шлифовка
8	»	1,547994	0,0837	»
9	Значительная	1,224116	0,25	Заваривание
10	Критическая	0,669225	0,985	Шлифовка
11	Значительная	1,254279	0,273	Заваривание
12	Незначительная	1,699346	0,028	Шлифовка
13	Значительная	1,478064	0,0857	Заваривание
14	Незначительная	2,073059	0,00125	Шлифовка
15	Значительная	1,364442	0,3641	Заваривание
16	»	1,356944	0,22386	»
17	»	1,291293	0,2952	»
18	»	1,484581	0,09594	»
19	»	1,453562	0,18819	»

Т а б л и ц а 5. Параметры ранжирования модельных дефектов и метод ремонта через два года эксплуатации МТ

Номер дефекта	Группа допустимости	Коэффициент запаса прочности	Вероятность разрушения	Метод ремонта
1	Значительная	1,465154	0,0365	Заваривание
2	Критическая	0,839193	0,457	»
3	Незначительная	2,622561	0	Шлифовка
4	Критическая	0,638599	0,992	Установка герметичной муфты
5	»	0,580757	0,672	Заваривание
6	Значительная	1,371563	0,0963	»
7	Незначительная	2,413463	0	Шлифовка
8	Значительная	1,477631	0,162	Заваривание
9	»	1,129953	0,309	»
10	Критическая	0,630616	0,995	Установка герметичной муфты
11	»	1,060068	0,429	Заваривание
12	Значительная	1,529412	0,608	»
13	»	1,317405	0,182	»
14	Незначительная	1,860438	0,0085	Шлифовка
15	Значительная	1,180542	0,7651	Заваривание
16	»	1,285151	0,51537	»
17	Критическая	1,091123	0,7515	»
18	Значительная	1,310414	0,30134	»
19	»	1,256049	0,37066	»



Т а б л и ц а 6. Параметры ранжирования модельных дефектов и метод ремонта через три года эксплуатации МТ

Номер дефекта	Группа допустимости	Коэффициент запаса прочности	Вероятность разрушения	Метод ремонта
1	Значительная	1,393489	0,0632	Заваривание
2	Критическая	0,819303	0,486	»
3	Незначительная	2,489434	0	Шлифовка
4	Критическая	0,624833	0,997	Установка герметичной муфты
5	»	0,569441	0,689	»
6	Значительная	1,319313	0,145	Заваривание
7	Незначительная	2,364209	0,0005	Шлифовка
8	Значительная	1,442449	0,234	Заваривание
9	Критическая	1,05752	0,351	»
10	»	0,604877	0,997	Установка герметичной муфты
11	»	0,930594	0,564	Заваривание
12	Значительная	1,40803	0,137	»
13	»	1,188877	0,308	»
14	Незначительная	1,674394	0,0415	Шлифовка
15	Критическая	0,9414836	1,0	Заваривание
16	Значительная	1,224571	0,96801	»
17	Критическая	0,834522	1,0	»
18	Значительная	1,107456	0,69741	»
19	Критическая	1,014003	0,92865	»

Т а б л и ц а 7. Приоритет устранения модельных дефектов согласно различным уровням ранжирования

Номер дефекта	На момент диагностики			Через 1 год эксплуатации			Через 2 года эксплуатации			Через 3 года эксплуатации			Тип дефекта
	уровень 1	уровень 2	уровень 3	уровень 1	уровень 2	уровень 3	уровень 1	уровень 2	уровень 3	уровень 1	уровень 2	уровень 3	
1	3	12	14	3	15	16	2	14	16	1	14	16	Уто- не- ние
2	1	4	4	1	4	4	1	4	8	1	4	10	
3	3	19	19	3	19	19	3	19	19	3	19	19	
4	1	2	1	1	2	1	1	3	2	1	3	4	
5	1	1	3	1	1	3	1	1	5	1	1	8	
6	2	7	11	2	10	14	2	13	15	1	13	14	
7	3	18	18	3	18	18	3	18	18	2	18	18	
8	3	10	8	3	14	13	2	15	14	3	16	13	
9	2	5	5	2	5	8	1	7	11	1	9	11	
10	1	3	2	1	3	2	1	2	1	1	2	3	
11	3	11	6	2	6	7	1	5	9	1	6	9	
12	3	16	16	3	16	15	2	16	6	2	15	15	
13	3	14	12	2	12	12	2	12	13	2	11	12	
14	3	17	17	3	17	17	3	17	17	3	17	17	
15	2	8	9	2	9	5	2	8	3	1	7	2	
16	3	9	10	2	8	9	2	10	7	2	12	5	
17	2	6	7	2	7	6	1	6	4	1	5	1	
18	3	15	15	2	13	11	2	11	12	2	10	7	
19	3	13	13	2	11	10	2	9	10	1	8	6	



Таблица 8. Характеристики дефектов типа локального утонения на участке газопровода «Уренгой–Центр 2»

Номер дефекта	s, мм	u, мм	t _{min} , мм	Положение по длине дефекта, м
1	330	200	16	2
2	210	200	16,8	250
3	350	350	15,7	450
4	400	350	15,1	600
5	380	460	15,5	900

Таблица 9. Характеристики трещинообразных дефектов на участке газопровода «Уренгой–Центр 2»

Номер дефекта	Трещина	c, мм	a, мм	Положение по длине дефекта, м
6	Продольная	110	1,60	10
7	»	90	1,60	400
8	Окружная	75	1,50	710
9	»	150	1,55	820
10	Продольная	100	1,55	1000

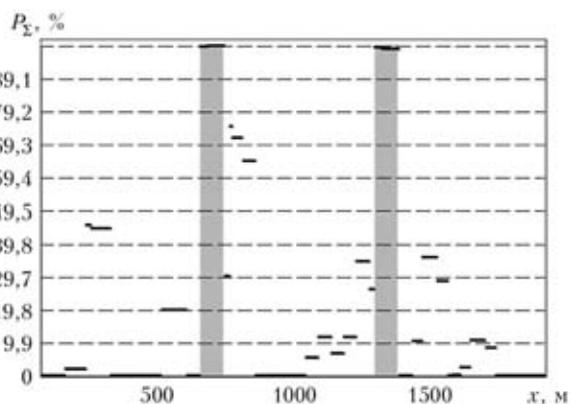


Рис. 5. Распределение суммарной вероятности аварийной ситуации на базовом участке шурфа 10 м по длине исследуемого участка МТ

Предложенная методика была применена к реальным результатам ВТД линейных частей МТ. В частности, в табл. 8, 9 приведены данные о нескольких дефектах участка магистрального газопровода «Уренгой–Центр 2», в табл. 10 — результаты ранжирования согласно уровню 3.

Таблица 10. Вероятность аварийной ситуации обнаруженных дефектов на газопровode «Уренгой–Центр 2»

Номер дефекта	Время эксплуатации, лет				
	0	0,5	1,0	1,5	2
1	0,0 (8)	0,00025 (10)	0,0055 (9)	0,052 (9)	0,179 (9)
2	0,0 (8)	0,0 (12)	0,0015 (11)	0,0142 (10)	0,063 (10)
3	0,0 (8)	0,00125 (9)	0,026 (8)	0,131 (8)	0,338 (7)
4	0,0041 (5)	0,0562 (3)	0,240 (4)	0,490 (4)	0,758 (4)
5	0,0 (8)	0,007 (7)	0,0715 (7)	0,263 (7)	0,494 (7)
6	0,0130 (1)	0,139 (1)	0,436 (1)	0,796 (1)	0,979 (1)
7	0,0050 (2)	0,0962 (2)	0,269 (2)	0,600 (3)	0,864 (3)
8	0,0010 (6)	0,0353 (6)	0,0612 (5)	0,462 (5)	0,720 (5)
9	0,0040 (3)	0,054 (4)	0,251 (3)	0,317 (2)	0,9369 (2)
10	0,0020 (5)	0,0412 (5)	0,177 (6)	0,419 (6)	0,715 (6)
11	0,005 (2)	0,005 (8)	0,005 (10)	0,005 (11)	0,005 (11)
12	0,001 (7)	0,001 (11)	0,001 (12)	0,001 (12)	0,001 (12)

Примечание. В скобках указан приоритет ремонта.

служить ориентиром для определения сроков ремонта с точки зрения минимизации затрат и трудоемкости ремонта, тогда как параметры ранжирования позволяют определить только последовательность устранения дефектов.

Из распределения суммарной вероятности дефектов на базе ремонта 10 м, определенной согласно уровню 3 и представленной на рис. 5, видно, что устранение всех дефектов на двух наиболее опасных участках (отмечены серым) существенно снижает суммарную аварийность МТ.

Выводы

1. В рамках разработки комплексной методики планирования ремонта без вывода из эксплуатации МТ предложен численный подход по ранжированию дефектов, обнаруженных при ВТД. В основу подхода положен многоуровневый анализ степени поврежденности трубопровода на конкретном участке в зависимости от полноты имеющихся данных о фактическом состоянии конструкции и нормативных требований к ее несущей способности.



2. Различная консервативность разработанной методики при необходимости позволяет учитывать специфику методов диагностики состояния линейных частей МТ и характерные особенности их ремонта под давлением. В частности, использование вероятностной оценки допустимости обнаруженных дефектов предполагает анализ естественного разброса данных о свойствах металла трубопровода и параметрах дефектов.

3. На примере модельной задачи ранжирования недопустимых дефектов типа локальной коррозионной потери металла и поверхностных трещин, а также на основе численного анализа результатов диагностики состояния участка магистрального газопровода «Уренгой–Центр 2» показаны границы применимости разработанной методики и специфика прогнозируемого развития поврежденности с позиции последующего устранения дефектов методами ремонта под давлением.

1. Bjoroy O. H., Marley M. J. Assessment of corroded pipelines: Past, present and future // Proc. of 11th Intern. offshore and polar engineering conf., Stavanger, Norway, June 17–22, 2001. — 2001. — 1. — P. 93–101.
2. Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Олейник О. И. Риск-анализ как средство формализации принятия решений о внеплановом ремонте сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2008. — № 5. — С. 5–10.

3. LaMorte C. R., Boring M., Porter N. Advanced welding repair and remediation methods for in-service pipelines // Final Report. Columbus: EWI, 2007. — 283 p.
4. Махненко В. И., Миленин А. С. К вопросу ремонта сухопутных магистральных трубопроводов без вывода их из эксплуатации // Сб. докл. науч.-техн. семинара «Обеспечение эксплуатационной надежности систем трубопроводного транспорта», 10–11 июня 2009, Киев. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2009. — С. 12–18.
5. Трубопроводный транспорт нефти и газа / Р. А. Алиев, В. Д. Белоусов, А. Г. Немудров и др. — М.: Недра, 1988. — 368 с.
6. ДСТУ-Н Б В.2.3-21:2008. Настанова. Визначення залишкової міцності магистральних трубопроводів з дефектами. — К.: Мінрегіонбуд України, 2008. — 91 с.
7. СНиП 2.05.06–85. Магистральные трубопроводы. Строительные нормы и правила. — М.: ВНИИСТ Миннефтегазстроя, 1997. — 146 с.
8. ВБН В.3.1-00013471-07:2007. Магістральні нафтопроводи. Методи ремонту дефектних ділянок. — К.: Мін-во палива та енергетики України, 2007. — 112 с.
9. Fitness-for-service. American petroleum institute. Recommended practice 579. — Washington: API Publications and Distribution, 2000. — First ed. — 625 p.
10. BS 7910:2005. British standard. Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. — London: BSI, 2005. — 306 p.
11. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 619 с.
12. Kiefner J. F., Bruce W. A., Stephens D. R. Pipeline repair manual. — Houston: Technical Toolboxes, Inc., 1994. — 167 p.

Поступила в редакцию 19.02.2013

2-й Международный форум «АЛЮМИНИЙ-21/ТРАНСПОРТ»

01–03 октября 2013

г. Санкт-Петербург

В рамках форума будет проходить конференция и выставка «Алюминий-21/ТРАНСПОРТ». На ней предусматривается обсудить следующие вопросы:

- Потребление алюминия в мировом транспортном секторе
- Алюминий в наземном, воздушном и морском транспорте
- Транспорт и экология
- Снижение веса транспорта
- Деформируемые и литейные сплавы
- Плоский прокат и прессованные полуфабрикаты транспортного назначения
- Литые заготовки и изделий для транспорта
- Полиметаллические и гибридные материалы
- Соединение конструкций в транспортном машиностроении
- Гармонизация требований качества сварных изделий
- Коррозия и защита
- Транспортные инфраструктуры, в том числе мосты
- Стандарт качества IRIS
- Оценка показателей устойчивости по жизненному циклу

www.alusil.ru



СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА ДВУСТОРОННИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ ИЗ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

А. А. РЫБАКОВ, С. Е. СЕМЕНОВ, Т. Н. ФИЛИПЧУК

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

При производстве труб большого диаметра для магистральных газонефтепроводов широко используется дуговая двухпроходная двусторонняя сварка. Очевидно, что металл швов, выполняемых первыми, подвержен повторному нагреву при выполнении последующего прохода. Работа посвящена оценке влияния повторного нагрева на свойства металла шва двусторонних сварных соединений труб из микролегированной стали повышенной прочности. Исследовали металл шва сварных соединений труб категории прочности K56-K60 из ферритно-перлитной стали различного микролегирования (типа 10(09)Г2ФБ, 10Г2ФТ, 10Г2Т и др.). Определяли ударную вязкость, твердость и особенности структурных характеристик металла внутреннего шва сварных соединений труб, подвергнутого повторному нагреву при выполнении наружного шва. Показано, что снижение ударной вязкости при испытании образцов двусторонних двухпроходных сварных соединений труб, испытываемое сечение которых включает металл пересечения внутреннего и наружного швов, обусловлено наличием локальных зон охрупчивания, формирующихся в металле внутреннего шва вследствие его нагрева при выполнении наружного шва. В результате исследований, в том числе с применением просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с микродифракцией, установлено наличие в металле внутреннего шва двух таких зон: низкотемпературной (нагрев до 450...650 °С), обусловленной протеканием процессов дисперсионного твердения, и высокотемпературной (нагрев до 950...1100 °С), связанной с формированием в результате распада негомогенизированного аустенита МАК-фазы, содержащей существенную долю более напряженного пакетного мартенсита. Библиогр. 8, табл. 3, рис. 6.

Ключевые слова: газонефтепроводные трубы, сварное соединение, металл шва, повторный нагрев, ударная вязкость, твердость, структура

В случае двусторонней двухпроходной сварки, повсеместно используемой в технологическом потоке производства труб большого диаметра для магистральных газонефтепроводов, при выполнении второго (наружного) шва отдельные участки ранее сваренного первого (внутреннего) шва подвергаются нагреву до различных температур. При этом соответственно изменяются структура и свойства металла в локальных зонах и сварном соединении в целом.

При оценке ударной вязкости металла швов влияние таких локальных зон в наибольшей степени проявляется на трубах с относительно небольшой толщиной стенки (например, 12...18 мм), когда сечение стандартного ударного образца (10×10 мм) неизбежно включает, кроме металла второго (последнего) наружного шва, также металл первого (внутреннего) шва. Однако и для труб с большей толщиной стенки современные технические требования все чаще предусматривают дополнительные испытания ударных образцов, вырезанных из металла первого шва или в месте пересечения первого и второго швов, где присутствуют участки, подвергнутые повторному нагреву [1].

Хорошо известно снижение вязкости металла шва труб из микролегированной стали, подвергнутого повторному нагреву до температур 450...650 °С. Природа его и влияние отдельных микролегирующих элементов достаточно изучена [2-4]. Общеизвестно, что охрупчивание такого металла шва обусловлено процессом дисперсионного твердения. Данные о свойствах металла швов, подвергнутых нагреву до более высоких температур, крайне ограничены [5].

Цель настоящей работы состояла в исследовании ударной вязкости, структурных параметров и твердости металла внутреннего шва труб из микролегированной стали, подвергающегося повторному нагреву при выполнении наружного шва, в зависимости от его химического состава.

Анализировали результаты исследований швов сварных соединений труб диаметром 1020...1420 мм с толщиной стенки от 15,7 до 30 мм из ферритно-перлитной стали различного микролегирования (типа 10(09)Г2ФБ, 10Г2ФТ, 10Г2Т и др.) категории прочности K56...K60, а также швов сварных соединений стали аналогичного микролегирования, выполненных в лабораторных условиях. Швы сваривали с применением проволоки систем Fe-Mn-Ni-Mo или Fe-Mn-Ni-



Мо–Сг и алюминатного или высококремнистого плавленного флюса (типа АН-60 или АН-67Б). Ударная вязкость KCV_{20} металла шва таких соединений находится в основном в пределах от 30 до 100 Дж/см².

Поскольку в исследованиях использовали достаточное большое количество различных вариантов легирования сварных соединений, для удобства изложения материала данные о химическом составе металла исследованных швов представлены в каждом случае отдельно (табл. 1–3, соответствующие рис. 1–3).

При испытании на ударный изгиб двусторонних сварных соединений труб образцы вырезали со стороны шва, выполненного последним (рис. 1, а, образец Н), а также в зоне пересечения швов (образец С). В ходе испытаний часто фиксировали снижение ударной вязкости металла в случае, когда в сечении испытываемого образца присутствовала определенная доля внутреннего шва, подвергаемого повторному нагреву. В качестве примера на рис. 1 показано характерное изменение уровня ударной вязкости металла шва различного микрولةгирования в зависимости от доли металла первого шва в сечении испытываемого образца. Как следует из приведенных данных, с увеличением этой доли значения ударной вязкости уменьшаются, особенно при относительно высоком содержании карбидообразующих элементов (рис. 1, а, сварное соединение 4 по сравнению со сварным соединением 3). Со снижением температуры испытания эта разница в ударной вязкости увеличивается (рис. 1, б). При этом падение средних значений ударной вязкости достигает 30 Дж/см² (здесь, а также в других аналогичных материалах статьи приведены средние значения KCV по результатам испытания трех–шести образцов).

Выполнены специальные испытания на ударный изгиб металла швов характерного химического состава (с различным содержанием карбидообразующих элементов), при которых образец располагали по толщине сварного соединения таким образом, чтобы дно надреза находилось на различном расстоянии от линии проплавления второго шва, т. е. на участках металла первого шва, подвергнутых нагреву до различных температур. На рис. 2 показан уровень ударной вязкости металла шва различного химического состава в

зависимости от расположения дна надреза в образце. Видно, что в непосредственной близости от границы проплавления второго шва ударная вязкость даже несколько выше уровня, характерного для металла шва, не подвергнутого нагреву. В этой зоне, как правило, наблюдается также небольшое снижение твердости металла (рис. 3).

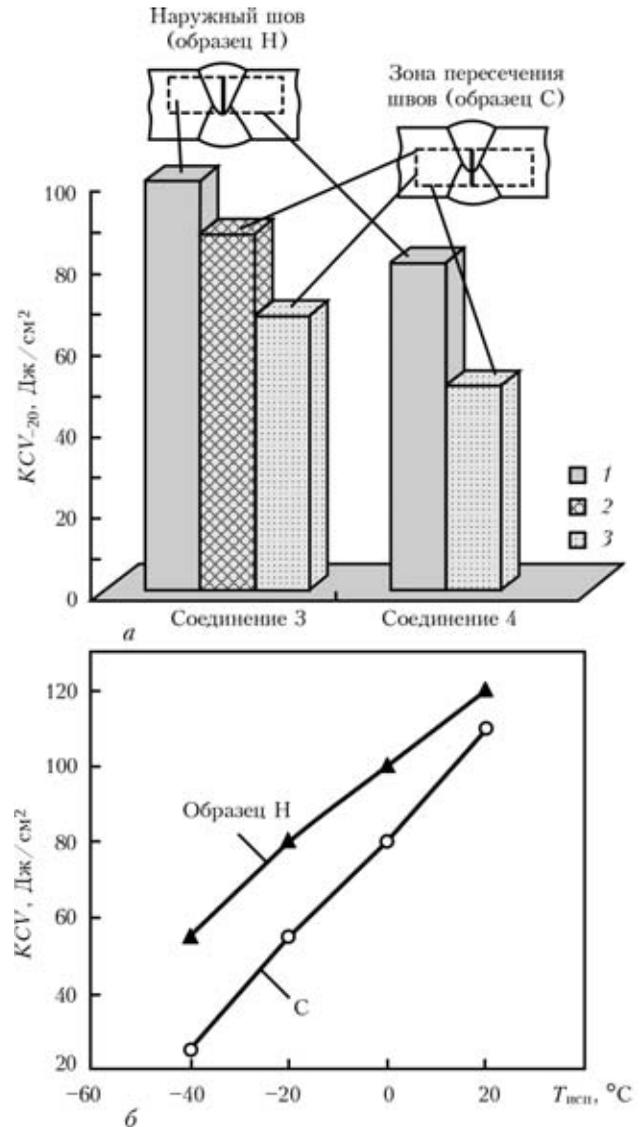


Рис. 1. Ударная вязкость металла швов при различной доле внутреннего шва в сечении испытываемого образца (а) и влияние температуры испытания на значение ударной вязкости (б): а — сварные соединения 3 и 4; б — б (1 — 0 % внутреннего шва; 2 — 15; 3 — 25)

Таблица 1. Экспериментальные составы швов (к рис. 1)

Условный шифр сварного соединения, тип легирования стали/проволоки (толщина стали, мм)	Массовая доля основных легирующих элементов в металле шва, %						
	С	Mn	Mo	V	Nb	Cr	Ti
3, Mn–V–Nb/Mn–Ni–Mo (18,7)	0,080	1,68	0,30	0,020	0,022	0,09	0,011
4, Mn–V–Nb/Mn–Ni–Mo–Cr (15,7)	0,080	1,75	0,20	0,060	0,033	0,24	0,020
6, Mn–V–Nb/Mn–Ni–Mo (30)	0,070	1,72	0,25	0,050	0,032	0,06	Следы



KCV₂₀, Дж/см²

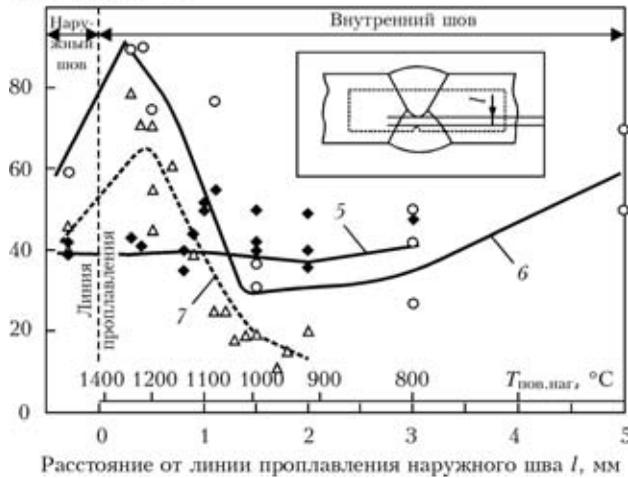


Рис. 2. Влияние расположения надреза на ударную вязкость металла исследуемых швов труб

При дальнейшем удалении дна надреза от границы проплавления второго шва в металле первого шва выявляются зоны пониженной вязкости. Одна из таких зон наблюдается на расстоянии 1,5...3 мм от границы проплавления. Поскольку температура повторного нагрева металла в этой зоне составляет 950...1100 °С, ее можно отнести к условно высокотемпературной зоне охрупчивания (ВТЗО). Установлено, что указанное охрупчивание происходит в основном в металле швов, содержащих относительно повышенное количество молибдена и других карбидообразующих элементов, в первую очередь, ванадия, ниобия или хрома (например, рис. 2, 3, сварные соединения 6–9, когда суммарная массовая доля $V + Nb + Cr + Ti + Mo = 0,38...0,56\%$). В этой зоне ударная вязкость металла на 15...20 Дж/см² ниже, чем металла второго шва, не подвергнутого пов-

HV47

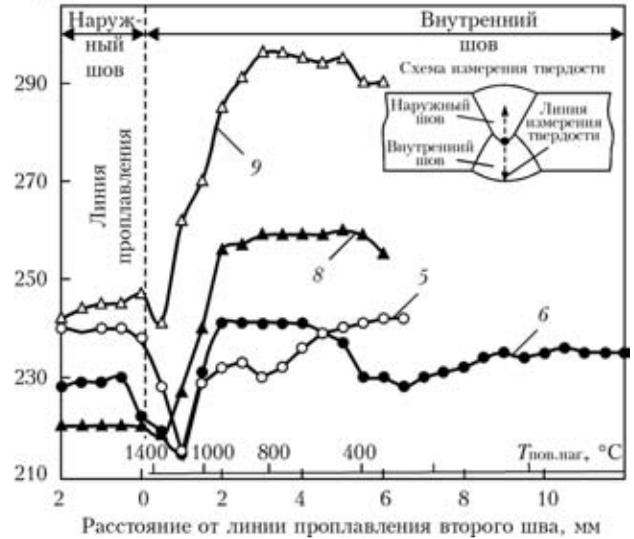


Рис. 3. Распределение твердости в металле швов различного химического состава

торному нагреву, а твердость, как правило, выше на HV 25...35 (рис. 2, 3). В металле шва, легированного только молибденом и титаном (например, рис. 2, сварное соединение 5, $Ti + Mo = 0,225\%$), такое снижение ударной вязкости не зафиксировано.

Другой участок снижения ударной вязкости металла первого шва, где охрупчивание развивается вследствие дисперсионного твердения, расположен на расстоянии 4...6 мм от границы проплавления второго шва. Температура повторного нагрева металла в этой зоне составляет 450...650 °С. Естественно, что степень твердения (охрупчивания) металла в этом случае зависит от содержания углерода и карбидообразующих элементов. Поскольку, как уже указывалось, природа

Таблица 2. Экспериментальные составы швов (к рис. 2)

Условный шифр сварного соединения, тип легирования стали/проволоки (толщина стали, мм)	Массовая доля основных легирующих элементов в металле шва, %						
	C	Mn	Mo	V	Nb	Cr	Ti
5, Mn-Ti/Mn-Ni-Mo (15,7)	0,068	1,80	0,19	Следы	Следы	0,01	0,035
6, Mn-V-Nb/Mn-Ni-Mo (30)	0,070	1,72	0,25	0,050	0,032	0,06	Следы
7, Mn-V-Ti/Mn-Ni-Mo (17,5)	0,082	1,75	0,24	0,075	Следы	0,05	0,010

Таблица 3. Экспериментальные составы швов (к рис. 3)

Условный шифр сварного соединения, тип легирования стали/проволоки (толщина стали, мм)	Массовая доля основных легирующих элементов в металле шва, %						
	C	Mn	Mo	V	Nb	Cr	Ti
5, Mn-Ti/Mn-Ni-Mo (15,7)	0,068	1,80	0,19	Следы	Следы	0,01	0,035
6, Mn-V-Nb/Mn-Ni-Mo (30)	0,070	1,72	0,25	0,050	0,032	0,06	Следы
8, Mn-V-Nb/Mn-Ni-Mo (17,5)	0,065	1,75	0,18	0,056	0,048	0,06	»
9, Mn-V-Nb/Mn-Ni-Mo-Cr (15,7)	0,080	1,78	0,20	0,060	0,033	0,24	0,02

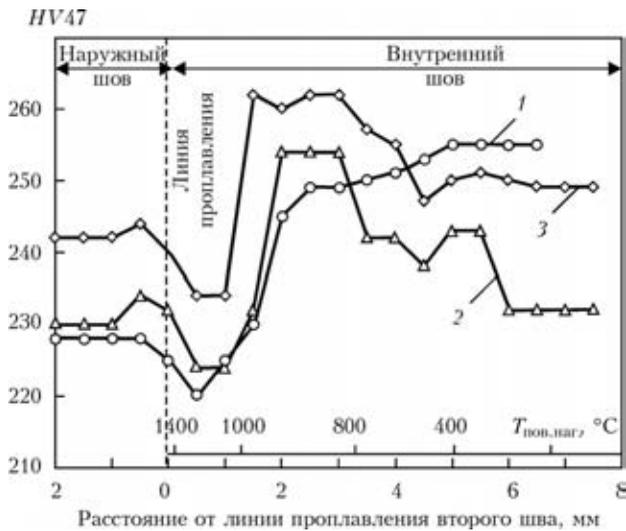


Рис. 4. Влияние ускоренного охлаждения на распределение твердости в металле шва: 1 — охлаждение на воздухе; 2 — водяное охлаждение; 3 — водно-воздушное

снижения вязкости металла шва вследствие процессов дисперсионного твердения достаточно изучена, в дальнейшем более детально исследовали высокотемпературную зону охрупчивания металла первого шва.

Дополнительные испытания показали, что ускоренное охлаждение в процессе сварки усиливает охрупчивание высокотемпературной зоны. Так, при охлаждении металла первого шва с суммарным содержанием ванадия, ниобия, хрома, титана и молибдена на уровне 0,40 % на воздухе, водой и водно-воздушной смесью максимальное твердение металла ВТЗО зафиксировано в случае охлаждения водно-воздушной смесью, т.е. при более высокой скорости охлаждения (рис. 4). Следует также отметить, что в случае испытания на стойкость против образования холодных трещин по методике ЛТП2-6 [6], предусматривающей ускоренное охлаждение, в металле первого шва с близким к указанному химическому составу (суммарное содержание карбидообразующих элементов на уровне 0,39 %) также наблюдали интенсивное твердение и даже образование трещин именно в ВТЗО (рис. 5, кривые 1 и 2). В то же время при аналогичных условиях испытания в металле первого шва, легированного только молибденом и титаном, и по химическому составу близком к шву сварного соединения 5 (суммарное содержание карбидообразующих элементов на уровне 0,23 %) твердение не зафиксировано, а трещины отсутствовали (рис. 5, кривая 3).

При исследовании возможных изменений структуры металла внутреннего (первого) шва в результате повторного нагрева при выполнении наружного (второго) шва методом оптической металлографии существенных отличий параметров структурного состояния металла локальных зон внутреннего шва, подвергнутых нагреву до раз-

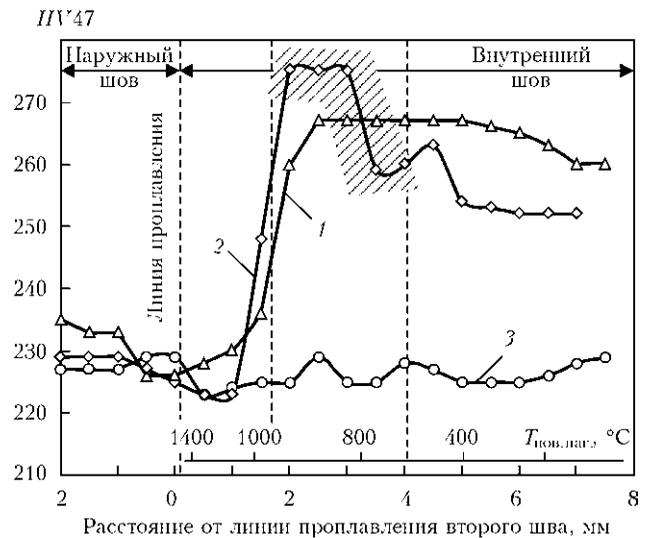


Рис. 5. Распределение твердости в металле швов, подвергнутых испытанию на стойкость против образования холодных трещин: 1 — после сварки; 2, 3 — после испытания на стойкость против холодных трещин; 1, 2 — шов системы легирования Mo-V-Nb; 3 — Mo-Ti (заштрихованная область — зона образования холодных трещин)

ных температур и в которых выявлено заметное повышение твердости металла в высокотемпературной области и в зоне дисперсионного твердения, не установлено. Структурные характеристики, определяющие уровень ударной вязкости металла шва [7, 8] (доля различных структурных составляющих — игольчатого феррита, межзеренного полигонального или пластинчатого доэвтектоидного феррита, верхнего бейнита и размеры этих образований, морфология и распределение микрофазы, представляющей собой мартенситно-аустенитно-карбидные комплексы (МАК-фазы), количество, размер и морфология неметаллических включений) типичны для применяемых сварочных и свариваемых материалов. Исключение составили только швы с максимальным содержанием молибдена и ниобия, где на указанных участках по границам кристаллитов зафиксированы значительные образования углеродистых фаз и структурных составляющих (МАК-фаза, перлит, карбиды). Поэтому эти локальные зоны охрупчивания дополнительно изучали методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием фольг в сочетании с микродифракцией.

Исследовали преимущественно швы, выполненные с применением флюса АН-60 и проволоки Св-08ГНМ на сталях с углеродом на уровне 0,1 % и различным содержанием микролегирующих элементов и азота. Оценивали в основном такие характеристики структурно-фазового состояния металла швов, как особенности игольчатого феррита и дислокационную структуру, наличие других продуктов превращения аустенита, морфологию и распределение фазовых выделений.

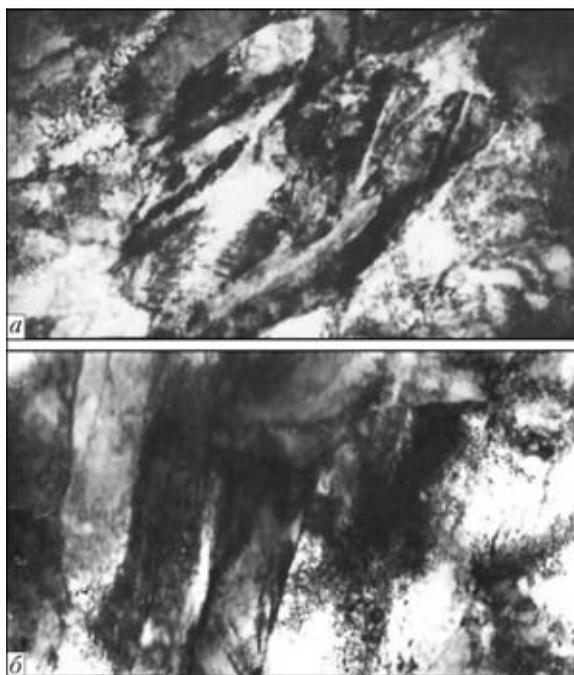


Рис. 6. Микроструктура ($\times 15000$) микрофазы в высокотемпературной зоне охрупчивания металла внутреннего шва при различном его легировании: *a* — $Ti + V + Nb = 0,04\%$ ($Ti = 0,03\%$); *b* — $Ti + V + Nb > 0,06\%$ (Ti практически отсутствует)

Проведенные исследования показали, что при относительно низком содержании азота (до $0,006\%$) и карбидообразующих элементов ($Ti + V + Nb = 0,04\%$, где $Ti = 0,03\%$) в металле внутреннего шва как в ВТЗО, так и в зоне отпуска формируется микроструктура игольчатого феррита с достаточно развитой субструктурой (размеры субструктурных элементов составляют примерно $0,6 \dots 1,5 \times 2,0 \dots 7,0$ мкм, а коэффициент формы χ порядка $2 \dots 4$). Плотность дислокаций ρ находится на уровне 10^{10} см^{-2} . Характерным для структуры является упорядоченное распределение дислокаций объемных равновесных конфигураций. Границы субструктурных элементов, имеющие вид дислокационных сеток и стенок (границы наклона и кручения) свидетельствуют о протекании релаксационных процессов в металле шва. Кроме игольчатого и небольшого количества полигонального доэвтектоидного феррита ($10 \dots 15\%$) выявлены также микроучастки продуктов промежуточного превращения (рис. 6, *a*), которые имеют нечетко выраженные тонкопластинчатые диспергированные карбидные выделения (очевидно в составе МАК-фазы). В зоне отпуска в ферритных зернах наблюдаются фазовые выделения размером $d_{ф.в} \sim 0,006 \dots 0,012$ мкм. Расстояние между отдельными частицами фазовых выделений $l_{ф.в}$ составляет примерно $0,06 \dots 0,16$ мкм. Микродифракционный анализ состава фазовых выделений позволил идентифицировать их как карбиды титана, железа и ванадия.

Повышение содержания карбидообразующих в металле внутреннего шва ($Ti + V + Nb = 0,05\%$, где титан практически отсутствует) приводит к формированию игольчатого феррита, зерна которого более вытянуты (коэффициент формы χ составляет $3 \dots 5$, у отдельных субзерен — до 10), местами сходно ориентированы. Размеры субструктурных элементов порядка $0,8 \dots 1,2 \times 3,5 \dots 5,0$ мкм. В участке ВТЗО увеличивается количество микрообъемов бейнита и появляется двойниковый мартенсит (в составе МАК-фазы). Плотность дислокаций находится на уровне 10^{10} см^{-2} . Размер фазовых выделений в зоне отпуска, представляющих собой в основном карбиды ванадия, ниобия, железа находится на уровне $0,02 \dots 0,03$ мкм. Расстояние между частицами $0,1 \dots 0,2$ мкм.

Одновременное повышение содержания азота (до $0,010 \dots 0,012\%$) и микролегирующих ($Ti + V + Nb > 0,06\%$) приводит к более существенным изменениям в дислокационной структуре и распределении фазовых выделений. В этом случае формируется также дисперсная фрагментированная структура игольчатого феррита с коэффициентом формы χ — в среднем порядка $3 \dots 5$, отдельные субзерна до 11. Для структуры характерна высокая плотность дислокаций ρ — до 10^{11} см^{-2} и выше. Распределение дислокаций в основном хаотическое. В структуре наблюдается больше микрообъемов со структурой мартенсита (рис. 6, *b*). Отличительная особенность структуры такого шва в зоне отпуска — весьма высокая плотность фазовых выделений и их дисперсность. Размеры фазовых выделений составляют порядка $0,003 \dots 0,007$ мкм. Расстояние между отдельными частицами не превышает $0,007$ мкм, что практически соизмеримо с размерами самих выделений. Выделения представляют собой в основном нитриды (карбонитриды) титана, алюминия, ниобия, ванадия. Такое структурное состояние приводит к появлению более напряженной структуры металла швов, что связано с развитием дислокационного, субструктурного механизмов упрочнения, а также упрочнения по механизму Орована (мелкодисперсными частицами).

Таким образом, исследования подтвердили, что в низкотемпературной зоне твердения первого шва образуется большое количество дисперсных (размером $0,003 \dots 0,005$ мкм) частиц типа $VNb(CN)$, располагающихся на расстоянии около $0,007$ мкм друг от друга, что свидетельствует о протекании процесса дисперсионного твердения в зоне отпуска.

Применительно к ВТЗО зафиксировано увеличение количества МАК-фазы, в составе которой преобладают микроучастки пакетного (реечного) мартенсита. Наблюдаемые в этой зоне карбиды молибдена и карбонитриды ванадия и ниобия от-



носителем крупные, поэтому как упрочняющие частицы неэффективны.

Исходя из полученных данных, представляется возможным предложить следующую версию о природе ВТЗО: она образуется при температуре повторного нагрева порядка 950...1100 °С, когда в металле шва растворяются карбонитриды ванадия и ниобия, а также карбиды молибдена. В этих условиях еще негомогенизированный аустенит в локальных зонах, особенно при повышенном уровне легирования, в процессе последующего охлаждения при пониженных температурах распадается, образуя микрофазу, содержащую, кроме продуктов бейнитного превращения, более напряженный пакетный мартенсит, что усиливает склонность данной зоны к охрупчиванию. При определенных условиях это может привести к образованию в швах холодных трещин.

Выводы

1. Снижение ударной вязкости при испытании образцов двусторонних двухпроходных сварных соединений труб, испытываемое сечение которых включает металл пересечения внутреннего и наружного швов, обусловлено рядом факторов, определяющим из которых является наличие локальных зон охрупчивания, формирующихся в металле внутреннего шва вследствие его нагрева при выполнении наружного шва. В металле внутреннего шва присутствуют две такие зоны: в высокотемпературной и низкотемпературной области нагрева.

2. Образование низкотемпературной зоны охрупчивания обусловлено процессом дисперсионного твердения металла при повторном нагреве до температур примерно 450...650 °С, а его про-

явление пропорционально увеличению содержания углерода и карбидообразующих элементов.

3. Исследования, в том числе с применением просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с микродифракцией, позволили предположить, что снижение вязкости в высокотемпературной зоне охрупчивания, образующейся при повторном нагреве внутреннего шва до температур 950...1100 °С, обусловлено формированием вследствие распада негомогенизированного аустенита неблагоприятных структурных составляющих, в частности, МАК-фазы, содержащей заметную долю более напряженного пакетного мартенсита.

1. *Offshore Standard Norske Veritas DNV-OS-F101. Submarine pipeline systems. Det.-Oct. 2010. — 238 p.*
2. *Ito G., Nakanishi M. Study on Charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding. — S.I., [1975]. — 20 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-A-113-75).*
3. *Farrar R. A., Wong S. Y., Watson M. W. How stress relief affects SA weld metal containing niobium // Weld. Metal. Fabr. — 1980. — № 1/2. — P. 21-23.*
4. *Yoshino Y., Stout R. D. Effect of microalloys on the notch toughness of line pipe seam welds // Welding J. — 1979. — № 58, № 3. — P. 59-69.*
5. *Сварка толстостенных труб большого диаметра из стали с контролируемой прокаткой / И. И. Франтов, С. А. Голованенко, Б. А. Моисеев и др. // Свароч. пр-во. — 1981. — № 6. — С. 11-13.*
6. *Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.*
7. *Garland J. G., Kirkwood P. R. Towards improved submerged arc weld metal // Metal Constr. — 1975. — № 5. — P. 275-283.*
8. *Морфологические особенности структуры низколегированного металла шва и их влияние на свойства сварных соединений / А. В. Денисенко, В. Ф. Грабин, А. О. Корсун, Т. Г. Соломийчук // Автомат. сварка. — 1990. — № 10. — С. 32-37.*

Поступила в редакцию 27.02.2013

«ЗОРЯ»—«МАШПРОЕКТ» ПОСТАВИЛ АГРЕГАТ ДЛЯ РОССИЙСКОГО ФЛОТА

ГП «Зоря»—«Машпроект» завершило приемо-сдаточные испытания и отгрузило заказчику из России дизель — газотурбинный агрегат морской силовой установки, которая предназначена для эксплуатации на кораблях класса «фрегат». Первый агрегат установки был поставлен заказчику в декабре 2012 г.

Предприятие располагает уникальными испытательными стендами, позволяющими производить полный цикл испытаний не отдельных составляющих, а агрегатов в целом. На ГП «Зоря»—«Машпроект» проходят испытания не только газотурбинных двигателей и редукторов, произведенных предприятием, но и других составляющих агрегатов.



ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ НА СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА ШВОВ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

К. А. ЮЩЕНКО¹, И. С. ГАХ¹, Б. А. ЗАДЕРИЙ¹, А. В. ЗВЯГИНЦЕВА¹, О. П. КАРАСЕВСКАЯ²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ. 03680, г. Киев-142, бульв. Акад. Вернадского, 36.
E-mail: Karas@imp.kiev.ua

Основным дефектом, который препятствует реализации преимуществ монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов при создании сварных узлов и деталей газотурбинного двигателя, являются зерна случайной ориентации в металле шва. Целью настоящей работы было изучение особенностей структуры металла шва в зависимости от кривизны макрофронта кристаллизации сварочной ванны и определение допустимых отклонений направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста кристаллов. Эксперименты выполнялись с использованием электронно-лучевой сварки на монокристаллических образцах из промышленных жаропрочных никелевых сплавов ЖС26 и ЖС32, содержащих более 60 % упрочняющей γ' -фазы. Структуру сварных соединений исследовали с помощью методов оптической металлографии и рентгеновской дифрактометрии. Показано, что основными условиями сохранения монокристаллической структуры при сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов являются соответствие плоскости сплавления осям высокой симметрии монокристалла и совпадение направления максимального теплоотвода по фронту кристаллизации сварочной ванны с ориентацией преимущественного роста кристалла $\langle 001 \rangle$. Установлены предельные отклонения для исследуемых сплавов и условий сварки. Библиогр. 15, рис. 9.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, монокристалл, жаропрочный никелевый сплав, кристаллографическая ориентация, сварной шов, геометрия сварочной ванны, распределение дислокаций, направление роста кристалла, направление максимального теплоотвода, угол отклонения, зерна случайной ориентации

На основе анализа температурных и ориентационных условий выращивания монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов и экспериментальных работ по сварке, проведенных ранее [1–4], установлено, что основными критериями качества сварных соединений являются сохранение металлом шва исходной кристаллографической ориентации и монокристаллической структуры. Последнее оценивается наличием в металле шва зерен случайной ориентации, которые отличаются от исходной кристаллографической ориентации свариваемого материала. Наилучшие результаты достигаются при условии, когда поверхность сплавления совпадает с осями высокой симметрии [4–8]. В этом случае кристаллографическая ориентация плоскости кромок свариваемого стыка должна быть близка к $\{100\}$, что достигается при соответствии плоскости и направления сварки: $\{001\}$, $\langle 100 \rangle$ и $\{110\}$, $\langle 011 \rangle$ (рис. 1). Установлено, что при таких кристаллографических условиях зерна случайной ориентации могут составлять до 2...10 % объема сварного шва. По мере отклонения больше чем на 4° от симметричных условий количество зерен может возрастать до 60...80 %.

Следует отметить, что даже при строгом соблюдении указанных условий симметрии в шве

возможно появление от 2 до 4 % зерен случайной ориентации. Такие нарушения монокристалличности сварного шва могут быть обусловлены тем, что сварочная ванна имеет кривизну, поэтому по фронту кристаллизации направление максимального температурного градиента G изменяется относительно направления преимущественного роста кристаллов $\langle 001 \rangle$ (рис. 2). Это влечет за собой нарушение одного из основных условий направленной кристаллизации, а именно ориентационного влияния подложки на рост монокристалла. Поэтому разориентация между G и направлением преимущественного роста $\langle 001 \rangle$ на фронте кри-



Рис. 1. Микроструктура металла шва сварного соединения сплава ЖС26 с симметричной кристаллографической ориентацией



таллизации приводит к формированию высокоугловых зерен.

Целью настоящей работы являлось изучение особенностей структуры металла шва в зависимости от кривизны макрофронта кристаллизации сварочной ванны и определение допустимых отклонений направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста кристаллов.

Эксперименты по сварке выполняли на монокристаллических образцах из промышленных жаропрочных никелевых сплавов ЖС26 и ЖС32 размером $50 \times 40 \times 1,5 \dots 2,5$ мм, вырезанных из лопаток или заготовок, которые получены методом высокоскоростной направленной кристаллизации, с содержанием более 60 % γ' -фазы. Место реза перед сваркой шлифовали. Образцы перед сваркой термообработывали по стандартным режимам. Сварку выполняли электронным лучом в вакууме на скоростях 20...80 м/ч. Конкретные значения параметров сварки выбирали из условий получения швов требуемой геометрии. Для создания более однородного температурного поля и снижения сварочных напряжений сварку осуществляли с предварительным подогревом 300...600 °С.

Структуру сварных соединений исследовали на продольных и поперечных шлифах с применением методов оптической металлографии и рентгеновской дифрактометрии [5–9]. Оценивали распределение интенсивности рассеянного рентгеновского излучения вблизи узлов обратной решетки. Изучали участки при облучении площади размерами $0,3 \times 2$ мм и положении рефлекса в направлении, перпендикулярном плоскости стыка, переходя последовательно все характерные зоны сварного соединения (ОМ–ЗТВ–шов–ЗТВ–ОМ), при этом (облучаемая) исследуемая область оставалась параллельной кромке стыка. Изучали 36 участков на поверхности образца шириной 10 мм. Шаг перемещения составлял 0,28 мм. Более подробно методика изложена в работах [4–9].

С помощью рентгеновского анализа образцы ориентировали и выбирали направление сварки. О кристаллографической ориентации металла шва, наличии и количестве зерен случайной ориентации, их относительной площади судили исходя из анализа полюсных фигур. Плотность дислокаций и их распределение оценивали по ширине, форме и однородности распределения интенсивности, т. е. почернению рентгеновских рефлексов.

Выполненные металлографические и рентгеновские исследования позволили выделить отдельные структурные зоны металла шва, связанные с кривизной сварочной ванны (рис. 2, 3).

Зона А представляет собой часть шва возле линии сплавления, которая характеризуется пре-

валирующим совпадением направления максимального температурного градиента с ориентацией преимущественного роста кристалла $\langle 001 \rangle$. Непосредственно возле линии сплавления можно различить узкую (0,3...0,5 мм) полоску эпитаксиального роста. Дальше в глубине шва наблюдается мелкодендритная структура направленной кристаллизации с достаточно точным наследованием ориентации исходной кромки (см. рис. 4), высокоугловые границы зерен отсутствуют (см. рис. 3, 5). Металл этой зоны характеризуется незначительной степенью деградации монокристаллической структуры. Несмотря на заметное возрастание плотности дислокаций, распределение интенсивности рентгеновского отражения $I_{q\perp}$ относительно плавное, близкое к основному металлу. Изоинтенсивные линии имеют вид плавных эллипсоподобных кривых (см. рис. 3, б), что отвечает монокристаллическому состоянию металла с равномерным распределением краевых дислокаций.

Зона Б представляет собой зону критического отклонения максимального температурного градиента от направления преимущественного роста кристалла, где первая часть сварного шва наследует ориентацию исходного монокристалла, а в другой имеет место нарушение направленной кристаллизации и формирование зерен случайной ориентации с возможным образованием по границам зерен трещин (см. рис. 3). Рентгенографически это проявляется в дополнительных отражениях на полюсных фигурах (см. рис. 5), наличием в распределении $I_{q\perp}$ отклонений интенсивности на значительные угловые значения от максимального (см. рис. 3). Для металла этой зоны, наследующей исходную ориентацию свариваемого монокристалла, характерным является заметная неоднородность и локализация дислокаций, о чем свидетельствуют нерегулярные ломаные изоинтенсивные кривые $I_{q\perp}$. Расширение распределения отражений $I_{q\perp}$ по разным азимуталь-

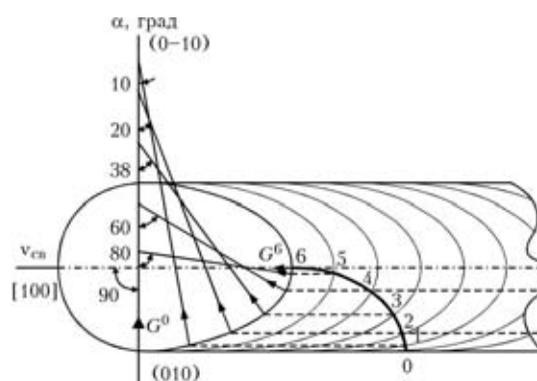


Рис. 2. Схематическое изображение смены направления максимального температурного градиента G по фронту кристаллизации сварочной ванны: А, Б, В — характерные структурные участки сварного шва; α — угол отклонения G

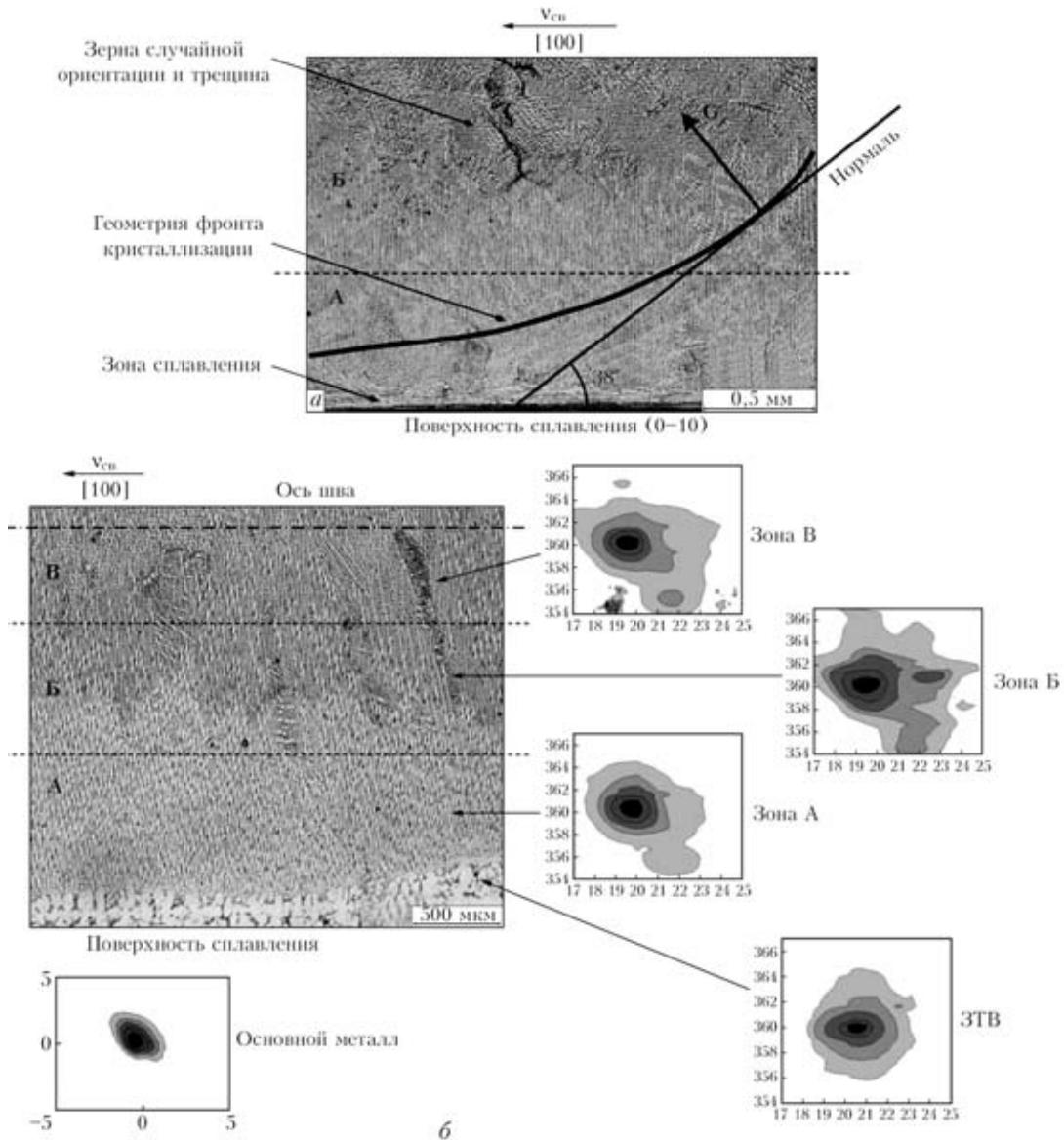


Рис. 3. Микроструктура (а) и изоинтенсивные кривые $I_{q\perp}$ (б) участков металла шва, отвечающих разному отклонению максимального температурного градиента по фронту кристаллизации сварочной ванны (см. рис. 2) (численные значения по осям зоны даны в градусах)

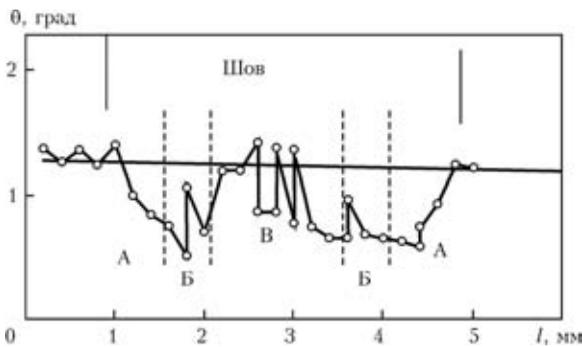


Рис. 4. Изменение кристаллографической ориентации, близкой к $\{100\}$, по ширине сварного соединения

ным направлениям связано с появлением систем вторичных дислокаций и увеличением их общей плотности. В металле этой зоны формируется многоуровневая дислокационная структура, кото-

рая приводит к локализации напряжений в неоднородных дислокационных ансамблях. В результате в сварном шве образуются зерна случайной ориентации с высокоугловыми границами. Развитие неоднородных разориентировок вызывает ускорение деформаций и разрушение монокристаллов, а также образование трещин в сварных швах этих материалов [10–15]. В зоне Б, кроме формирования зерен случайной ориентации, в части, которая наследует исходную ориентацию, наблюдается последовательное с удалением от свариваемых кромок отклонение кристаллографической ориентации на $1...2^\circ$ от исходной (рис. 4). Изменение ориентации характеризует уровень макро- и микронапряжений, компенсация которых за счет значительного разворота кристаллической решетки более чем на 5° также может приводить к нарушению монокристаллического стро-



ения металла и образованию большеугловых границ [10–15].

Зона В представляет собой участок металла сварного шва, в котором направление максимального температурного градиента практически совпадает с кристаллографической ориентацией легкого роста. В этой зоне возможно формирование отдельных большеугловых границ в результате несогласованности стыковки растущих дендритов с разных сторон сварочной ванны.

Для сварных соединений с отличающейся от высокой симметрии кристаллографической ориентацией указанные структурные зоны проявляются более четко. В этом случае ширина зоны Б становится намного больше, а ее положение относительно оси шва, как и количество зерен случайной ориентации, кроме кривизны фронта кристаллизации сварочной ванны, зависят от того, насколько исходная ориентация монокристалла отличается (рис. 6) от высокой симметрии [7].

Таким образом, формирование монокристаллической структуры металла сварного шва обеспечивается при постоянстве направления температурного градиента в каждой точке сварочной ванны — условие плоского макрофронта кристаллизации — и его совпадения с ориентацией преимущественного роста кристаллов $\langle 001 \rangle$.

Путем вариации параметров режимов электронно-лучевой сварки, сканирования пучка на монокристаллических образцах сплавов ЖС26 и ЖС32 с различной кристаллографической ориентацией было достигнуто формирование сварных швов с плоским макрофронтом кристаллизации, при котором ориентация максимального температурного градиента в процессе кристаллизации была постоянной. В зависимости от ориентации свариваемого монокристаллического образца и плоскости сплавления значение отклонения максимального температурного градиента от направления преимущественного роста кристалла $\langle 001 \rangle$ варьировалось от 0 до 30° .

Изучение структуры соответствующих швов показало, что нарушение кристаллографической ориентации и монокристаллической структуры в основном концентрируется на тех участках металла шва, где направление максимального температурного градиента на фронте кристаллизации сварочной ванны отклоняется от ориентации преимущественного роста на углы примерно 15° . Это позволило установить допустимую разориентацию, которая обеспечивает формирование шва с монокристаллической структурой.

Исходя из анализа результатов, полученных в ходе изучения формирования структуры металла шва при сварке монокристаллов, было предло-

жено управлять геометрией сварочной ванны таким образом, чтобы направление температурного градиента по всему макрофронту кристаллизации не отклонялось от $\langle 001 \rangle$ на углы, превышающие допустимый уровень, что позволит исключить зо-

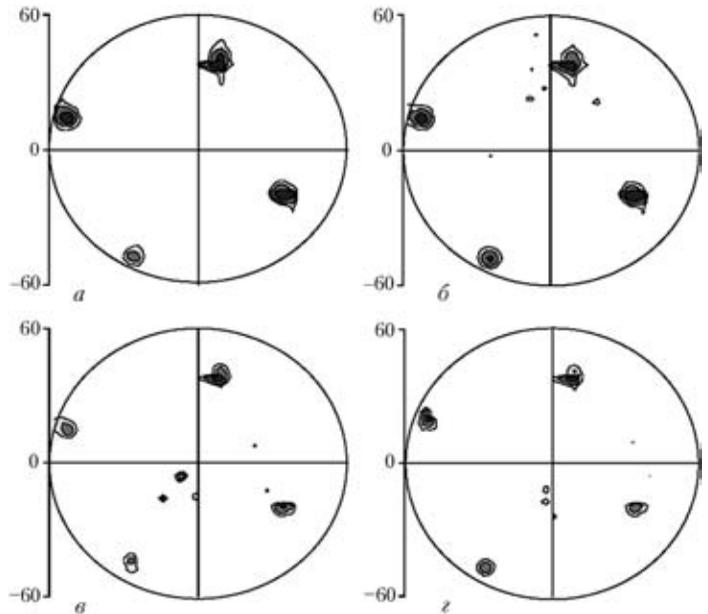


Рис. 5. Полусные фигуры для металла шва сварного соединения с кристаллографической ориентацией, близкой к $\{100\}$: а — основной металл; б–г — зона соответственно А, Б, В (см. рис. 3, 4)

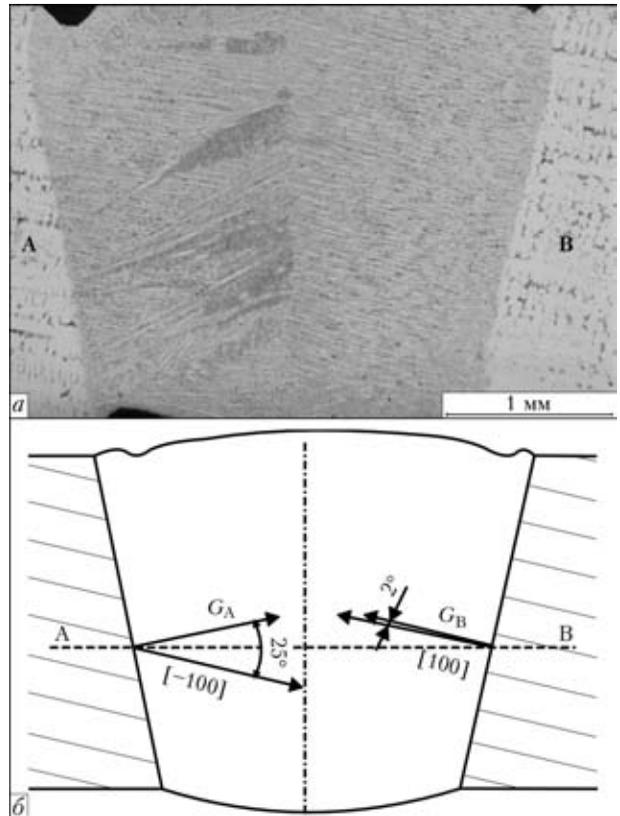


Рис. 6. Асимметрия кристаллизации металла сварного шва сплава ЖС26: а — микроструктура; б — ориентационная схема

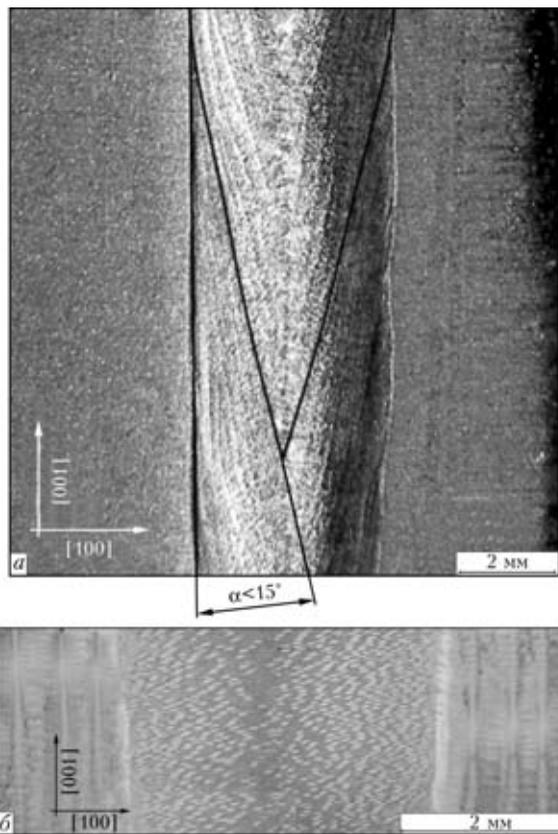


Рис. 7. Внешний вид (а) и микроструктура монокристаллического сварного шва (б) сплава ЖС32, полученного при управлении кристаллизацией сварочной ванны (α — угол отклонения макрофронта кристаллизации сварочной ванны от $\{100\}$)

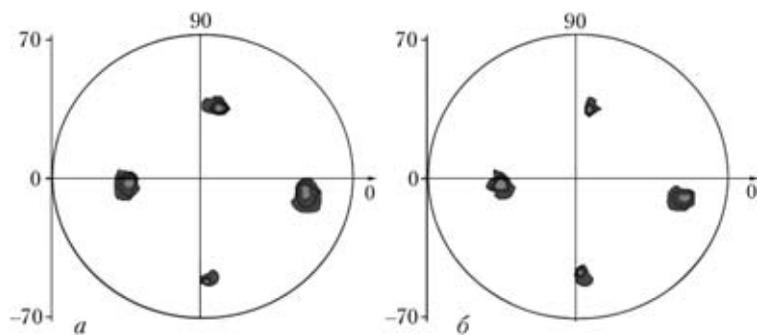


Рис. 8. Полусные фигуры $\{220\}$ основного металла (а) и металла сварного шва (б), полученного при управлении кристаллизацией сварочной ванны

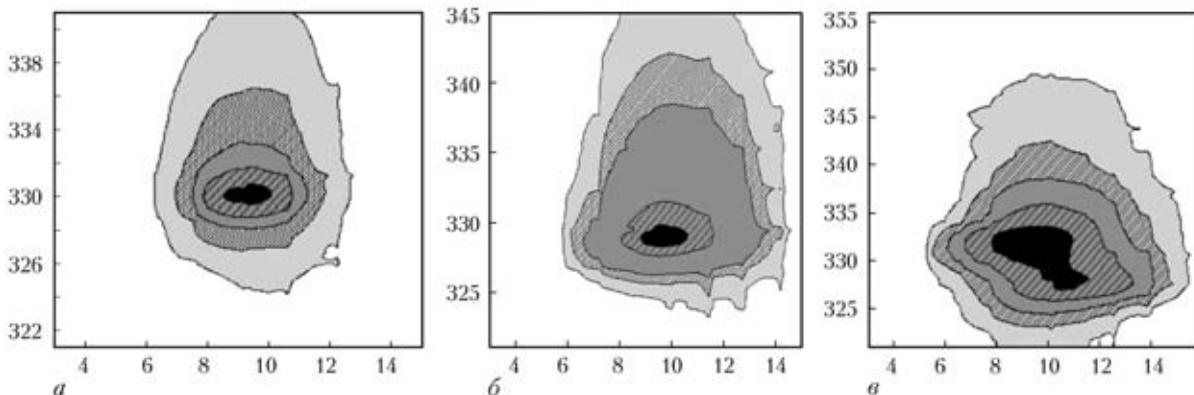


Рис. 9. Распределение $I_{q\perp}$ отражения (200) в различных зонах сварного соединения: а — основного металл; б — металл ЗТВ; в — металл шва (численные значения по осям даны в градусах)

ну критичного отклонения зоны Б (см. рис. 3), в которой формируются зерна случайной ориентации. Технологически это можно достичь за счет параметров режима электронно-лучевой сварки и ориентации стыка соединения в допустимых пределах с кристаллографической плоскостью (100).

Металло- (рис. 7) и рентгенографические (рис. 8, 9) исследования иллюстрируют положительный результат такого подхода, который выражается в формировании металла шва с достаточно высоким кристаллографическим совершенством и сохранением ориентации исходного свариваемого материала. Сравнение полюсных фигур основного металла и металла сварного шва (рис. 8) показывает сохранение положения основных рефлексов отражений при отсутствии рефлексов другой ориентации. Распределение $I_{q\perp}$ отражения (200) в различных зонах сварного соединения свидетельствует (рис. 9) об однородном распределении дислокаций в объеме шва несмотря на повышение их плотности. Если не существует разделения рентгеновского отражения $I_{q\perp}$, то отсутствуют и высокоугловые границы. Уровень разориентации структурных составляющих металла шва находится в пределах 2° и не превышает допустимого значения для жаропрочных монокристаллов (порядка 5°), при котором нарушается монокристалличность материала. Принципы выбора и управления формой сварочной ванны апробированы при восстановлении монокристаллических рабочих лопаток из сплава ЖС32.

Таким образом, при электронно-лучевой сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов основными кристаллографическими параметрами сварного соединения являются не только соответствие плоскости сплавления осей высокой симметрии монокристалла, но и кристаллографическая ориентация на макрофронте затвердевания сварочной ванны. Существует крити-



ческий угол отклонения направления максимального теплоотвода по отношению к направлению преимущественного роста кристаллов $\langle 001 \rangle$. Для исследуемых сплавов и условий сварки критический угол отклонения находится в пределах 15° .

Выводы

1. Эксперименты по сварке электронно-лучевым способом монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС с содержанием более 60 % γ' -фазы позволили установить, что характерными дефектами сварных швов является частичное наследование кристаллографической ориентации основного металла с образованием зерен случайной ориентации и возможным образованием зернограничных трещин.

2. Изучено влияние кривизны макрофронта затвердевания сварочной ванны на наследование исходной кристаллографической ориентации металлом сварного шва и совершенство его структуры. Показано, что для предупреждения образования зерен случайной ориентации и трещин необходимо обеспечить форму сварочной ванны, при которой исключается возможность отклонения направления прохождения температурного градиента по фронту кристаллизации от направления на угол, превышающий допустимый.

3. Результаты выполненных исследований использованы при разработке принципиальной технологии электронно-лучевой сварки жаропрочных никелевых сплавов, позволяющей обеспечить сохранение монокристаллической структуры с разориентацией субструктуры $\leq 2^\circ$, а также отсутствия трещин и зерен случайной ориентации в металле сварного шва.

1. *Монокристаллы* никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1977. — 336 с.
2. *Каблов Е. Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технология, покрытия. — М.: МИСИС, 2001. — 650 с.

3. *Pollock T. M., Murphy W. H.* The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys // *Metal. Mater. Trans. A.* — 1996. — **27**. — P. 1081–1094.
4. *Гах І. С.* Фізико-технологічні особливості електронно-променевого зварювання високонікелевих жароміцних сплавів з монокристалічною структурою: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — К., 2011. — 20 с.
5. *Структурные* изменения в процессе сварки монокристаллов никелевых суперсплавов при кристаллографически асимметричном расположении сварочной ванны / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, О. П. Карасевская и др. // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2006. — **28**, № 11. — С. 1509–1527.
6. *Особенности* структуры металла торцевых наплавов монокристаллических лопаток из никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева и др. // *Автомат. сварка.* — 2009. — № 8. — С. 46–53.
7. *Сварка и наплавка* жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева и др. // Там же. — 2008. — № 11. — С. 217–223.
8. *О возможности* наследования монокристаллической структуры сложнолегированных никелевых сплавов в неравновесных условиях сварки плавлением / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева, И. С. Гах // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2009. — **31**, № 4. — С. 473–485.
9. *Склонность* к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, С. С. Котенко и др. // *Автомат. сварка.* — 2008. — № 2. — С. 10–19.
10. *Mughrabi H.* Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals // *Acta met.* — 1983. — **31**. — P. 1367–1379.
11. *Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В.* Структурные уровни деформации твердых тел. — Новосибирск: Наука, 1985. — 226 с.
12. *Лихачев В. А., Панин В. Е., Засимчук Е. Э.* Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. — Киев: Наук. думка, 1989. — 320 с.
13. *Малыгин Г. А.* Самоорганизация дислокаций и локализация скольжения в пластически деформируемых кристаллах // *Физика твердого тела.* — 1995. — **37**, вып. 1. — С. 3–42.
14. *Сарафанов Г. Ф.* К теории образования неоднородных дислокационных структур // *Физика мет. и металловедение.* — 1998. — **85**, вып. 3. — С. 46–53.
15. *Конева Н. А., Козлов Э. В.* Физическая природа стадийности пластической деформации // *Изв. вузов. Физика.* — 1990. — № 2. — С. 89–106.

Поступила в редакцию 01.03.2013

Уважаемые читатели!

Во втором квартале 2013 г. выйдет в свет сборник «Сварка и наплавка меди и сплавов на ее основе» (Киев: Международная ассоциация «Сварка», 70×100/16, 224 с.).

Сборник включает статьи ученых и специалистов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, опубликованные с 1953 по 2013 гг. в основном в журнале «Автоматическая сварка» по проблеме сварки и наплавки меди и сплавов на ее основе в производстве, при ремонте и восстановлении оборудования ответственного назначения.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»



РАЗВИТИЕ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ИЭС им. Е. О. ПАТОНА (Обзор)

В. Ю. ХАСКИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Работы, связанные с созданием прецизионных технологий сварки конструкций из алюминиевых сплавов, позволяющих минимизировать остаточные сварочные деформации, являются актуальными. К ним, например, относятся технологии, предусматривающие использование лазерной сварки. Целью настоящей статьи является обзор исследований по сварке алюминия и его сплавов с применением лазерного излучения, проводившихся в ИЭС им. Е. О. Патона с конца 1960-х годов до настоящего времени. Показано поэтапное развитие этих исследований в зависимости от прогресса лазерной техники и роста уровня знаний исследователей. Выделены три основных этапа работ по лазерной сварке: с применением маломощных импульсных лазеров (с конца 1960-х по конец 1970-х гг.), с применением мощных непрерывных лазеров (с начала 1980-х по начало 2000-х гг.) и с применением гибридных лазерно-дуговых и лазерно-плазменных процессов (с начала 2000-х гг. до настоящего времени). Для каждого этапа отмечены наиболее интересные в научном и технологическом плане результаты исследований. Предложенный обзор иллюстрирует достаточно высокий уровень исследований сварки алюминиевых сплавов с использованием лазерного излучения, проводившихся в ИЭС им. Е. О. Патона в разные годы. Показано, что на сегодня такие исследования продолжаются. Отмечены их перспективы, в том числе промышленные применения описанных способов сварки для изготовления тонкостенных корпусных конструкций автомобилей, скоростных железнодорожных вагонов, судов различного назначения, самолетов, ракет и космической техники. Библиогр. 16, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, лазерное излучение, гибриды, дуга плавящегося электрода, плазма прямого действия, скорости сварки, остаточные деформации, механические свойства

Алюминий и его сплавы широко применяются в современном промышленном производстве. Разнообразие конструкций, изготавливаемых из алюминиевых сплавов, потребовало разработки различных способов их сварки [1]. Среди них особое внимание уделяется тем, в которых используется лазерное излучение. В ИЭС им. Е. О. Патона с конца 1960-х годов проводили исследования лазерной сварки алюминиевых сплавов. Обзору этих исследований и посвящена данная работа.

В конце 1960-х – начале 1970-х годов стали эффективно применяться импульсные твердотельные лазеры для производства изделий приборостроения, радиотехники, электровакуумных систем и в других отраслях мелкого машиностроения. Это способствовало развитию в ИЭС исследований и разработки промышленных технологий сварки, которые использовали для нагрева и сварки металлических заготовок лазерный импульсный источник нагрева.

Проведение технологических исследований возглавил О. А. Величко, ответственным за аппаратную часть являлся В. П. Гарашук, а общее руководство работами осуществлял В. Э. Моравский. В экспериментах использовали лазерные установки типов УЛ-2м, СЛС-10, позже — Квант-10. В связи со сравнительно низкими энергиями импульса (до 10 Дж) образцы изготавливали преимущественно из фольг толщиной 0,1...0,5 мм.

Непрерывные швы получали путем перекрытия сварочных точек, образующихся за один импульс. Коэффициент перекрытия обычно составлял от 50 до 75 %. Сварку вели в защитных газах, зачастую отдавая предпочтение гелию. Отличительной чертой данного этапа работ являлось тщательное изучение металлографических особенностей получаемых соединений, а также их влияние на механические свойства соединений.

Примером таких исследований является работа [2]. В ней впервые были опубликованы данные о механических свойствах стыковых соединений разнородных металлов, выполненных лазерной сваркой. В том числе была исследована свариваемость технически чистого алюминия с такими материалами, как медь М1, бронза Бр. Б2, аустенитная нержавеющая сталь 1Х18Н9Т и углеродистая сталь 08кп. Было установлено, что во всех случаях разрушение сварного соединения происходит по шву и является хрупким. Для соединения алюминия с медью М1 отношение предела прочности σ_B металла шва к соответствующему показателю менее прочного металла (σ_B алюминия) составляло 40 % при угле загиба 60°. Для соединения Al–Бр. Б2 отношение пределов прочности составляло 60 % при угле загиба 30°. Для соединения Al–1Х18Н9Т отношение пределов прочности составляло 10% при угле загиба 5°. Для соединения Al–08кп отношение пределов прочности составляло 66 % при угле загиба 80°.

Для повышения механических характеристик разнородных соединений и улучшения геометрии шва в работе [2] был предложен такой технологический прием лазерной сварки, как смещение пятна нагрева от оси стыка в сторону одного из соединяемых металлов. Так были получены высококачественные стыковые соединения с расплавлением только одного из металлов — так называемый процесс сваркопайки. Среди таких соединений были отмечены соединения алюминия с вольфрамом, молибденом и сталью.

Постепенно все большее внимание стало уделяться изучению технологических особенностей процесса импульсной лазерной сварки алюминиевых сплавов. Так, в работе [3] впервые были приведены данные о лазерной сварке алюминия. В ней рассматривались вопросы возникновения различного рода дефектов, связанных с изменением режимов процесса — как дефектов формирования соединения (раковин, пор, подрезов, утонений), так и металлургического происхождения (структурных и химических изменений металла сварной точки и ЗТВ, трещин). Было установлено, что при импульсной лазерной сварке в режиме теплопроводностного проплавления механические свойства металла сварной точки практически не зависят от интенсивности излучения, а при переходе в режим глубокого проплавления структура и механические характеристики сварной точки могут ухудшаться с увеличением интенсивности излучения. Так же при этом возрастает склонность к образованию раковин, пор, микротрещин и других дефектов. Установили, что алюминий в весьма малой степени реагирует на изменение интенсивности излучения (рис. 1).

Еще на начальном этапе работ по лазерной сварке алюминия в ИЭС им. Е. О. Патона большую заинтересованность к полученным результатам проявил Д. М. Рабкин. К концу 1980-х годов, когда начался переход на мощные лазеры непрерывного действия, развитие технологических приемов лазерной сварки позволило получать протяженные бездефектные швы, он дал высокую оценку этому способу сварки и предсказал дальнейшее его развитие.

В отличие от импульсной лазерной сварки лазерная сварка алюминиевых сплавов непрерывным излучением считалась крайне проблематичной примерно до 1978–1979 гг. В то время эксперименты проводили на установке ОБ-1617, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона под руководством В. П. Гарашука. При сварке сплава АМг6 излучением этого CO_2 -лазера мощностью 1,4 кВт в шве наблюдалась значительная микропористость, оксидные пленки и скопления продуктов взаимодействия металла шва с газами воздуха в виде хрупких игольчатых фаз. При защите

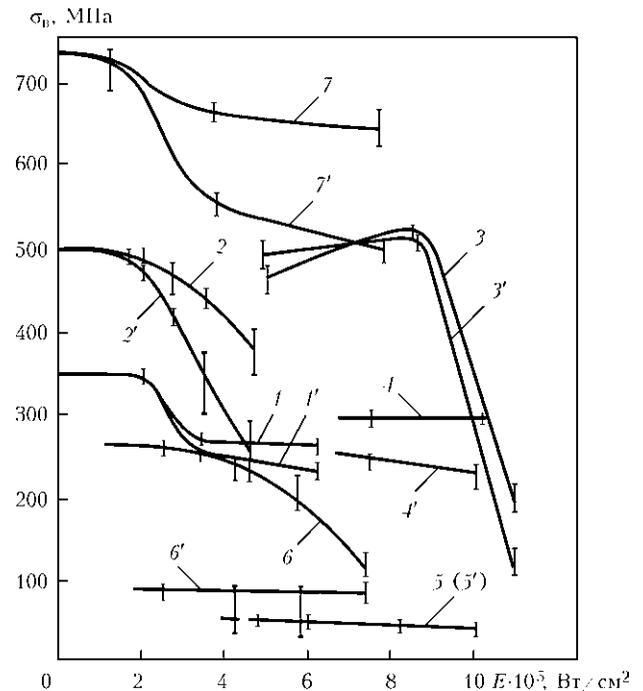


Рис. 1. Экспериментально полученные кривые зависимости прочности металла шва от интенсивности сфокусированного излучения при выполнении стыковых соединений [2]: 1 — сталь 08кп ($\delta = 0,3+0,3$ мм); 2 — титан ($\delta = 0,3+0,3$ мм); 3 — тантал ($\delta = 0,3+0,3$ мм); 4 — ниобий ($\delta = 0,2+0,2$ мм); 5 — алюминий ($\delta = 0,3+0,3$ мм); 6 — никель ($\delta = 0,3$ мм) и ниобий ($\delta = 0,2$ мм); 7 — ниобий ($\delta = 0,5+0,5$ мм); 1–7 — сварка в аргоне; 1'–7' — сварка на воздухе

сварочной ванны аргоном глубина проплавления уменьшалась до нуля [4].

В конце 1970-х годов начался переход на мощные CO_2 -лазеры, генерирующие непрерывное излучение, что позволило значительно расширить технологические возможности процесса лазерной сварки [5]. Например, в ИЭС в 1981 г. была установлена принципиальная возможность сварки сплава АМг6 ($\delta = 4$ мм) непрерывным лазерным излучением [4]. Использование защитной среды гелия при мощности излучения 5 кВт позволило на скорости 120 м/ч получить качественные кинжальные сварные швы, а по характеру и дисперсности микроструктура металла шва на сплаве АМг6 была идентична металлу шва, полученному при электронно-лучевой сварке. Достигнутый результат был впервые отмечен среди лидеров освоения лазерной сварки в промышленном производстве аэрокосмической техники.

Описанные исследования дали возможность в наши дни выполнять сварку тавровых соединений из сплава АМг6 с присадочной проволокой СвАМг6 (диаметром 1,2...3,0 мм) при изготовлении стрингерных панелей. В этом случае к листу толщиной 8 мм двусторонними угловыми швами приваривали ребра жесткости толщиной 5 мм при помощи излучения CO_2 -лазера мощностью до 5 кВт [5]. Для устранения остаточных сварочных напряжений и деформаций использовали предва-



рительное растяжение свариваемых элементов с максимальным усилием до 750 кН. Было установлено, что в условиях проводившихся экспериментов для получения качественных швов оптимальная мощность излучения составляла 3,8...3,9 кВт. Определено также, что наиболее эффективным является равномерное предварительное растяжение листа и ребер с усилием, величина которого находилась на уровне остаточных напряжений в шве, который выполнялся без предварительного растяжения свариваемых элементов [6].

Проведенные технологические исследования доказали эффективность и актуальность применения для сварки алюминиевых сплавов мощных CO₂-лазеров с непрерывным излучением. В связи с этим в начале 1990-х годов в ИЭС им. Е. О. Патона под руководством В. П. Гарашука был создан CO₂-лазер ЛТ-104 с ВЧ-накачкой мощностью излучения до 10 кВт [7]. Источник питания этого лазера был разработан в отделе, руководимым В. Д. Шелягиным.

Дальнейшие эксперименты по сварке алюминиевых сплавов стали проводиться с применением этой установки. Так, в конце 1990-х годов были исследованы особенности лазерной сварки алюминий-литиевых сплавов 1410, 1420, 1460, а также сплавов 1201, АМг6 и Д16 [8]. Возникший интерес к сварке высокопрочных алюминий-литиевых сплавов был вызван тем, что их применение в конструкциях позволяет уменьшить массу последних на 10...15 %, что особенно актуально при создании авиакосмической техники. Проведенные в ИЭС сотрудниками отделов № 7 (сварки алюминиевых сплавов) и № 77 (лазерной сварки) исследования показали, что при лазерной сварке заготовок из указанных сплавов при толщине кромок 2...5 мм ширина зоны термического влияния уменьшается в 3-4 раза по сравнению со сваркой дуговыми способами и на 10...20 % по сравнению с электронно-лучевой сваркой [8]. При исполь-

зовании лазерной сварки наблюдаются меньшие изменения химического состава металла швов [9, 10].

Наиболее существенные достижения в области сварки алюминиевых сплавов с применением лазерного излучения были получены в результате объединения лазерного и дугового источников энергии [11]. Так, было показано, что повышение тока дуги приводит к повышению скорости сварки (рис. 2). Важным здесь является переход от сравнительно малых токов (в районе 100 А) к пороговому значению 130...150 А, после которого достаточно небольшое увеличение тока приводит к значительному увеличению скорости сварки. По мнению авторов работы [11] это связано с пороговым значением поглощения лазерного излучения, требующим достижения определенного уровня плотности мощности. При превышении порогового значения становится возможной стабильная сварка алюминиевых сплавов. Для излучения CO₂-лазера этот порог соответствует плотности мощности близкой к $3 \cdot 10^6$ Вт/см². Очевидно, дуговой источник на токах свыше 150 А создает условия для лучшего поглощения сварочной ванны лазерного излучения.

Эксперименты по гибридной лазерно-дуговой сварке сплавов АМг5, АМг6, 1915 и технически чистого алюминия с диапазоном толщин $\delta = 2...6$ мм проводили с использованием электродной проволоки СвАМг6 диаметром 1,0...1,2 мм в защите аргона [11]. Было установлено, что эффект взаимного влияния лазерного и дугового тепловых источников проявляется, в первую очередь, в возможности значительного (в 2...4 раза) повышения скорости процесса. Также важным аспектом явилось определение того, что в случае гибридной сварки 1 кВт дуговой мощности способен заменить от 0,5 до 1,0 кВт мощности лазерного излучения. При этом качество получаемых швов может приближаться к лазерному.

Дальнейшие исследования в области лазерно-дуговой сварки показали, что в сравнении с обычной МИГ сваркой гибридная сварка стыковых соединений из тонколистового сплава АМг6 ($\delta = 1,9$ мм) способствует значительному уменьшению поперечных остаточных деформаций и напряжений за счет шестикратного увеличения скорости сварки (до 250...300 м/ч), 40%-го снижения ее погонной энергии и двукратного уменьшения сечения шва [12]. Установлено, что значения поперечных остаточных напряжений в околошовной зоне при гибридной сварке не превышают ± 20 МПа, что в 4...5 раз меньше напряжений, образующихся при МИГ сварке. Дополнительные поперечные остаточные напряжения от остаточного изгиба образца находятся в пределах

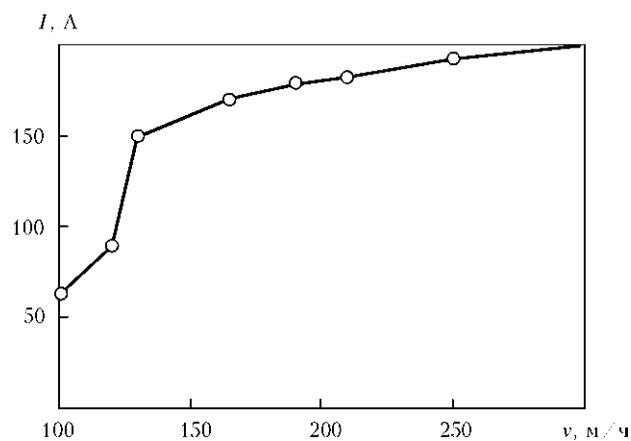
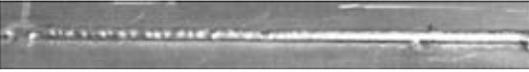
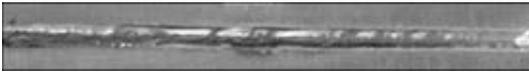
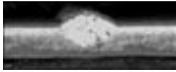
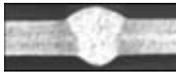


Рис. 2. Зависимость скорости гибридной сварки сплава АМг6 толщиной 2 мм от тока дуги при вложенной в металл мощности излучения CO₂-лазера 2,8 кВт [10]

Режимы сварки, внешний вид лицевой части шва и поперечные макрошлифы стыковых и нахлесточного соединений сплава АМг3 толщиной 1,5 мм, выполненных лазерной, плазменной и гибридной сваркой [12]

Режимы сварки		Внешний вид шва с лицевой стороны	Поперечный макрошлиф
P , Вт	$I_{\text{п}}/I_{\text{о}}$, А		
Скорость сварки 108 м/ч; лазер — диодный DF020HQ; диаметр сфокусированного пятна 1,2 мм; заглупление фокуса 1,0 мм; напряжение плазменной дуги 20 В			
2000	—		
—	100/50		
1000	50/50		
1500	100/50		
Скорость сварки 130 м/ч; CO ₂ -лазер ЛТ-104; диаметр сфокусированного пятна 0,5 мм; заглупление фокуса 1,0 мм; напряжение плазменной дуги 20 В			
1500	—		—
—	100/50		
1000	60/50		

Примечание. P — мощность лазера; $I_{\text{п}}/I_{\text{о}}$ — соотношение тока прямой и обратной полярности.

± 40 МПа, что в 2,0...2,5 раза ниже значений, соответствующих МИГ сварке. Зона с продольными растягивающими остаточными напряжениями сужается в 1,5 раза по сравнению с МИГ сваркой.

Для случая гибридной сварки алюминиевых сплавов путем совмещения действия лазерного излучения с дуговой плазмой прямого действия в ИЭС были проведены исследования лазерно-плазменной сварки сплавов АМц, АМг3, АМг5м, АМг6 толщиной 0,5...3,0 мм с использованием присадочной проволоки СвАМг6 диаметром 1,2 мм и без нее. При этом использовали излучение диодного лазера модели DF 020 HQ (Рофин-Синар, Германия) мощностью до 2 кВт с длинами волн 0,808/0,940 мкм и CO₂-лазер ЛТ-104 с длиной волны 10,6 мкм [7] (таблица). Было установлено, что применение гибридной лазерно-плазменной сварки алюминиевых сплавов позволяет в 2...4 раза повысить глубину проплавления по сравнению с лазерной сваркой и примерно также повысить скорость сварки по сравнению с плазменной [13]. При этом важным фактором является использование явления катодной очистки поверхности от оксидной пленки. Времен-

ное сопротивление разрыву для полученных соединений составило 0,85...0,90 прочности основного металла, что превышает свойства аналогичных соединений, выполненных дуговыми способами сварки. Структуры сварных соединений, полученных лазерно-плазменным способом, характеризуются более мелкой дисперсностью металла шва и узкой зоной сплавления по сравнению с дуговыми способами сварки, что приближает их к соединениям, полученным лазерным способом.

Помимо экспериментов по сварке проводили исследования лазерно-дуговой наплавки алюминиевых сплавов [14]. Была установлена возможность достижения качественного заплывания узких полостей в алюминиевых изделиях без их механической разделки за счет фиксации электрической дуги на дне полости при помощи сфокусированного лазерного излучения. Лазерно-дуговая наплавка позволила устранить такие характерные для дугового процесса недостатки, как наличие пор и несплавлений в нижней части заплываемых полостей, а также снизить перегрев наплавляемых образцов.

В работе [15] было показано, что увеличение глубины проплавления при лазерной сварке прямо

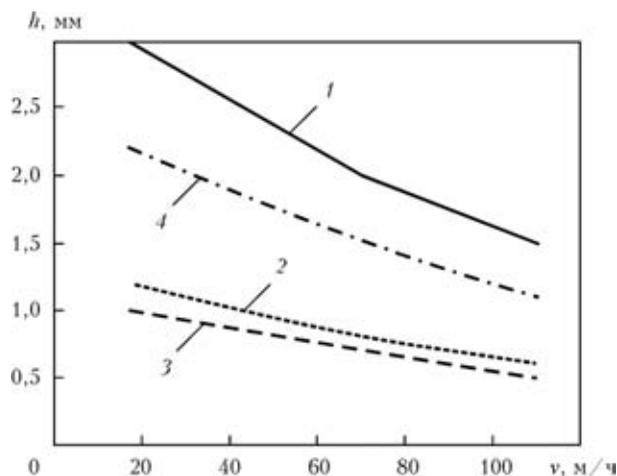


Рис. 3. Зависимости глубины провара от скорости сварки алюминиевого сплава АМг6 ($\delta = 1,0 \dots 3,0$ мм): 1 — гибридная лазерно-плазменная сварка; 2 — лазерная сварка; 3 — плазменная сварка; 4 — сумма глубин проваров, полученных лазерной и плазменной сваркой ($P = 1,2$ кВт; $I_{II}/I_0 = 50/50$ А; $U_d = 18$ В)

пропорционально уменьшению длины волны излучения. Как для лазерной, так и для плазменной сварки в диапазоне скоростей 18...330 м/ч наблюдается монотонное убывание глубины проплавления с увеличением скорости процесса. Сравнение арифметической суммы глубин проплавления для лазерного и для плазменного процессов с глубинами проплавления, полученного при гибридном лазерно-плазменном процессе, показало наличие синергетического эффекта при одновременной сварке в общую ванну лазерной и плазменной составляющими (рис. 3). Этот эффект заключается в неаддитивном возрастании глубины провара и демонстрирует преимущество гибридной сварки по сравнению со сваркой, осуществляемой отдельно лазерным и плазменным способами.

Исследования гибридной лазерно-дуговой сварки алюминиевых сплавов, при которой использовалась дуга на плавящемся электроде, показали, что интенсивность испарения отдельных элементов из основного металла и электродной проволоки, а также состав защитной газовой среды существенно влияют на прохождение лазерного излучения к свариваемому металлу [16]. Использование дуги в аргоне или высоком сварочном токе приводило к экранированию излучения и, как следствие, значительному уменьшению глубины проплавления. Для устранения этого эффекта оказалось целесообразным применять для защиты сварочной ванны смеси аргона с гелием или чистый гелий, а также использовать импульсную модуляцию лазерного излучения. При этом гибридная сварка в диапазоне скоростей 30...60 м/ч позволила по сравнению с импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом повысить в 1,8...2,6 раза скорость сварки металла

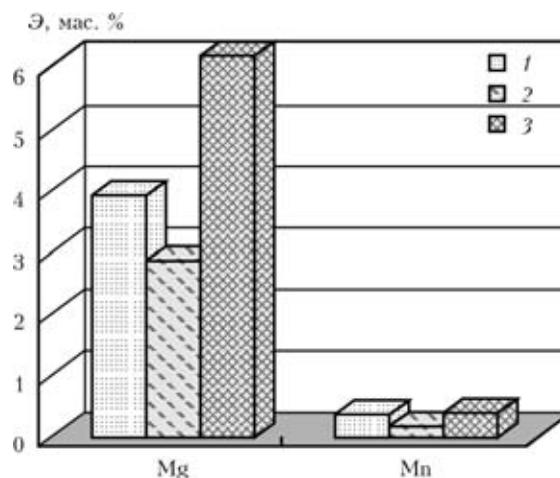


Рис. 4. Влияние погонной энергии $E_{\text{пог}}$ лазерной сварки сплава АМг6 ($\delta = 1,2$ мм) с плотностью мощности излучения $W_p = 2 \cdot 10^7$ Вт/см² на содержание легирующих элементов Э в литом металле шва: 1 — лазерная сварка ($E_{\text{пог}} = 50$ Дж/мм); 2 — лазерная сварка ($E_{\text{пог}} = 120$ Дж/мм); 3 — основной металл

толщиной 6 мм, уменьшить в 1,3...1,6 раза тепловложение в свариваемый металл и значительно снизить деформации соединений толщиной 4 мм. Исследование характера формирования сварных швов позволило заключить, что при гибридной сварке алюминиевых сплавов толщиной 6 мм и более целесообразно применять лазерное излучение мощностью более 4 кВт.

В настоящее время проводятся исследования интенсивности потерь легирующих элементов в алюминиевых сплавах при их расплавлении в процессе сварки с использованием лазерного или лазерно-дугового источников нагрева. Установлены области режимов лазерной и гибридной сварки, при которых такие потери от испарения отрицательно влияют на механические свойства соединений (рис. 4). Устранение этого недостатка предложено путем управления величиной энергозложения, в том числе за счет применения импульсной модуляции излучения и его сканирования, использования гибридных лазерно-дуговых процессов внутри канала проплавления (например, путем создания и применения систем защиты с дифференцированной подачей газа непосредственно в парогазовый канал), а также процессов легирования металла шва путем подачи присадочных материалов.

Предложенный обзор отмечает достаточно высокий уровень исследований сварки алюминиевых сплавов с использованием лазерного излучения, проводившихся в ИЭС им. Е. О. Патона в разные годы. На сегодня такие исследования продолжаются. Они включают разработку и создание более эффективных способов сварки для изготовления тонкостенных корпусных конструкций автомобилей, скоростных железнодорожных

вагонов, судов различного назначения, самолетов, ракет и космической техники.

1. Рабкин Д. М. *Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов*. — Киев: Наук. думка, 1986. — 256 с.
2. Величко О. А., Гаращук В. П., Моравский В. Э. *Лазерная сварка стыковых соединений разнородных металлов // Автомат. сварка*. — 1972. — № 3. — С. 71–73.
3. Величко О. А., Гаращук В. П., Моравский В. Э. *Зависимость качества соединений от режимов лазерной сварки // Там же*. — 1973. — № 3. — С. 24–27.
4. *Информационное письмо / АН УССР. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона*. — Киев, 1979. — № 37: Технологические возможности лазерной сварочной установки ЛТ1-5 / О. К. Назаренко, О. А. Величко, П. Ф. Аврамченко и др. — [4] с.
5. Аврамченко П. Ф., Молчан И. В. *Сварка сплава АМг6 непрерывным лучом лазера // Автомат. сварка*. — 1983. — № 5. — С. 68–69.
6. *Сварка тавровых соединений из алюминиево-магниевого сплава АМг6 излучением СО₂-лазера / О. А. Величко, П. Ф. Аврамченко, И. В. Молчан и др. // Там же*. — 1987. — № 6. — С. 34–37.
7. *Технологический СО₂-лазер ЛТ104 мощностью 10 кВт / В. П. Гаращук, В. Д. Шелягин, О. К. Назаренко и др. // Там же*. — 1997. — № 1. — С. 36–39.
8. *Особенности лазерной сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов / А. А. Бондарев, А. А. Болдин, В. Д. Шелягин, В. П. Гаращук // Сварка и родственные технологии — в XXI век*. — Киев, ноябрь 1998 г.: Тез. докл. ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. — Киев, 1998. — 168 с.
9. Бондарев А. А., Бондарев Андр. А. *Лазерная сварка алюминиевых сплавов (Обзор) // Автомат. сварка*. — 2001. — № 12. — С. 21–29.
10. Бондарев А. А., Бондарев Андр. А. *Устройство защиты фокусирующей линзы от напыления и нагрева при лазерной сварке // Там же*. — 2001. — № 12. — С. 70–73.
11. *Гибридная лазерно-дуговая сварка углеродистых сталей и алюминиевых сплавов / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, Т. Н. Набок и др. // Доп. НАН України*. — 2005. — № 7. — С. 97–102.
12. *Остаточные напряжения в соединениях тонколистового сплава АМг6, вызванные дуговой и лазерно-дуговой сваркой / В. А. Шонин, В. С. Машин, В. Ю. Хаскин, Т. Н. Недей // Автомат. сварка*. — 2006. — № 9. — С. 26–31.
13. *Гибридная лазерно-плазменная сварка алюминиевых сплавов / И. В. Кривцун, В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин и др. // Там же*. — 2007. — № 5. — С. 49–53.
14. Хаскин В. Ю. *Использование лазерно-дуговой наплавки для заплавления полостей в алюминиевых сплавах // Там же*. — 2009. — № 2. — С. 41–45.
15. *Hybrid laser-plasma and laser-arc welding of various aluminum alloys / I. V. Krivtsun, V. D. Shelyagin, V. Yu. Khaskin et al. // Laser technologies in welding and materials processing*. — Kyiv: E. O. Paton Electric Welding Institute NASU, 2009. — P. 47–49.
16. *Особенности лазерно-дуговой сварки плавящимся электродом высокопрочных алюминиевых сплавов / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, В. С. Машин и др. // Автомат. сварка*. — 2009. — № 12. — С. 28–35.

Поступила в редакцию 25.01.2013

ОАО «ТУРБОАТОМ» ИЗГОТОВИЛО ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ КАХОВСКОЙ ГЭС

В марте 2013 г. ОАО «Турбоатом» предъявило заказчику и сдало под отгрузку рабочее колесо и детали направляющего аппарата гидротурбины для Каховской ГЭС № 6 (Украина).

На Каховской ГЭС начата установка камеры рабочего колеса, после чего будут смонтированы закладные части, нижнее и верхнее кольцо направляющего аппарата, направляющий аппарат и другие узлы турбины. Специалисты «Турбоатома» также выполняют шефмонтаж и пусконаладочные работы. Пуск гидроагрегата намечен на 2013 г.

На Каховской ГЭС осуществляется модернизация поворотной лопастью гидротурбины с установкой нового экологически чистого рабочего колеса и направляющего аппарата. После реконструкции мощность гидроагрегата возрастет с 51,8 до 54 МВт.

Это последний шестой гидроагрегат Каховской ГЭС, который модернизировал «Турбоатом».



УДК 621.791.14

СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ В АВИАКОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ (Обзор)

Е. В. СЕРГЕЕВА

«HSC Consulting». Ginsterweg, 1a, 21407, Deutsch Evern, Germany. E-mail: sergeev.dr@t-online.de

Сварка трением с перемешиванием (СТП) находит все более широкое применение в промышленности, особенно при производстве новой техники. В обзоре представлены примеры современного применения СТП в авиакосмической отрасли. Они дают представление о существующих сегодня возможностях процесса и основных направлениях развития технологии СТП. Применение СТП в авиакосмической отрасли позволяет снизить вес летательных аппаратов, сократить на 65 % число заклепочных соединений, соединять не свариваемые известными способами материалы, автоматизировать контроль соединений. Библиогр. 10, рис. 7.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, алюминиевые сплавы, авиакосмическая отрасль, преимущества применения, снижение веса, гибкость и автоматизация, повышение производительности

Говоря о применении сварки трением с перемешиванием (СТП) в авиакосмической промышленности, можно взять данные о любой из ведущих мировых корпораций, связанной с производством самолетов, ракет, космических станций, и найти многочисленные упоминания о применении этой технологии сварки и ее преимуществах.

Почему именно СТП находит все более широкое применение в авиакосмической промышленности? Почему мировые концерны вкладывают немалые средства в эту технологию? Например, корпорация «Boeing» инвестировала 15 млн дол. США в СТП только для сварки баков ракет-носителей. В публикуемом обзоре автор делает попытку ответить на поставленные вопросы и систематизировать существующие на сегодняшний день применения и основные направления развития технологии СТП в авиакосмической промышленности (рис. 1).

Процесс СТП. СТП была изобретена и запатентована The Welding Institute (TWI) в декабре



Рис. 1. Первый испытательный полет самолета «Eclipse 500» (при изготовлении использовали СТП) [1]

1991 г. TWI успешно подал заявки на патенты в Европе, США, Японии и Австралии.

Принцип СТП предельно прост (рис. 2). Цилиндрический вращающийся инструмент особой формы с заплечиками и штырем в центре погружается в линию соединения подлежащих сварке и плотно прижатых друг к другу деталей. Получаемое при этом количество тепла достаточно для пластической сварки деталей без плавления. Нагретый до пластического состояния металл перемещается из зоны перед штырем в зону за ним, формируется заплечиками и при охлаждении образует сварное соединение.

Применение СТП в авиакосмической промышленности. В аэрокосмической промышленности СТП находит все большее применение для сварки корпусных деталей, приварки поперечных и продольных ребер жесткости, а также производства:

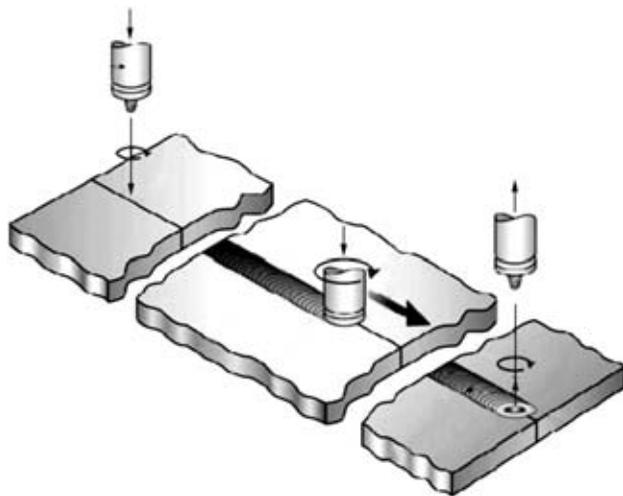


Рис. 2. Схема процесса СТП согласно DIN EN ISO 25239-1

© Е. В. Сергеева, 2013

крыльев, фюзеляжей, хвостового оперения самолетов;

криогенных топливных баков космических кораблей;

топливных авиационных баков;

внешних топливных баков одноразового использования для военных самолетов;

деталей ракет военного и научного назначения.

Еще одна область применения СТП — исправление дефектов сварных швов, полученных дуговой сваркой.

Производство этих конструктивных компонентов с применением способа СТП является более экономичным по сравнению с заклепочными соединениями и фрезерованием из цельного металла. Возможна сварка листов из доступных материалов с последующим формообразованием.

Применение СТП существенно повышает конкурентоспособность изделий, поэтому информация о практических приложениях этой технологии сварки и фактических прибылях широко не афишируется. Однако из материалов конференций и симпозиумов по сварочным технологиям [2, 3] можно получить общее представление о преимуществах использования СТП, основные из которых перечислены ниже:

возможность промышленного изготовления сборочных узлов с высокой степенью готовности;

высокий уровень повторяемости и воспроизводимости, а также обеспечение качества при минимальных отклонениях;

гибкость и функциональные возможности промышленного оборудования, позволяющие разрабатывать новые решения в кратчайшие сроки.

Как правило сварные узлы и изделия в целом могут быть проверены и утверждены такими компетентами учреждения, как DNW, RINA и «Germanischer Lloyd».

Причины все более широкого применения СТП в аэрокосмической промышленности.

Снижение веса летательных аппаратов. Основным фактором, определяющим все более широкое применение СТП в авиакосмической промышленности, является снижение веса. Чем выше скорость летательного аппарата, тем более выгодным является снижение его веса. Можно установить практически прямо пропорциональную зависимость между весом летательных аппаратов и экономичностью их применения (рис. 3) [4]. На графике показана зависимость потенциальных сбережений за счет экономии топлива из расчета один или два доллара за галлон на 100 тыс. миль пути.

Экономичность самолетов повышается за счет экономии топлива. Расчет был сделан на 100000 — часовой срок службы фюзеляжа. Для космических кораблей стоимость фунта полезного груза на орбите составляет 20 тыс. дол. США. Для корабля многократного использования «Space Shuttle» эта стоимость уменьшается до 10 тыс. дол. США за фунт.

Использование СТП при производстве коммерческого самолета «Eclipse 500» [5, 6] позволяет снизить его вес на 50 фунтов. Стоимость топлива этого самолета составляет 89 дол. США на фунт веса в час. Таким образом, минимизация средств на каждом сэкономленном сваркой фунте из расчета на 100 тыс. ч составляет 7 тыс. дол. США, за 50 фунтов — 350 тыс. дол. США. Те же расчеты можно провести для военных самолетов.

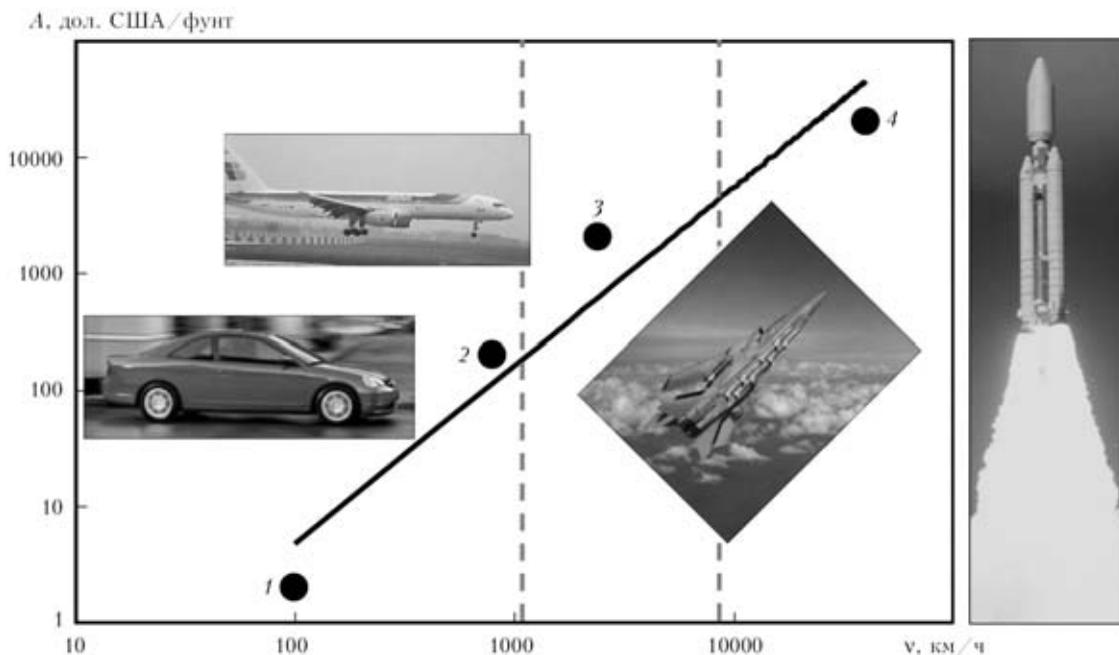


Рис. 3. Влияние снижения массы на экономичность эксплуатации A автомобиля и авиакосмической техники в зависимости от скорости их полета v , [4]: 1 — автомобиль; 2 — самолет; 3 — военный самолет; 4 — ракета



Использование алюминий-литиевых сплавов при производстве топливных резервуаров ракет-носителей «Space Shuttle» позволило снизить их вес на 7500 фунтов, что в переводе на денежные средства означает экономию 75 млн дол. США за запуск. Эта цифра определяется увеличением полезного груза [7].

СТП: сварные швы вместо заклепочных соединений. К числу особо важных для авиакосмической промышленности преимуществ СТП следует отнести тот факт, что ее применение делает ненужными миллионы заклепок.

Технология СТП была впервые применена в 2002 г. при производстве реактивного воздушного судна «Eclipse 500» (рис. 1, 4, 5) [6].

Согласно сообщениям руководства, применение СТП позволило на 65 % сократить число заклепочных соединений. При производстве каждого самолета СТП используется для сварки 135-ти погонных метров сварных швов кабины, фюзеляжа, крыльев, мотора. СТП применяют также в местах крепления ребер жесткости и стрингеров. Сварку производят в автоматическом режиме. В результате устраняют в общей сложности 30 тыс. заклепок, при этом возможно конструктивное исполнение с более быстрым и простым монтажом. Технология СТП позволяет соединять конструктивные компоненты корпуса самолета в четыре раза быстрее, чем автоматизированная клепка, и в 20 раз быстрее, чем ручная. Внутреннее обустройство кабины и салона до состояния готовности к полету занимает не более полутора часов, в готовый каркас корпуса самолета остается только установить кресла.

Время монтажа самолета «Eclipse 500» от момента установки деталей корпуса в крепежные приспособления оборудования СТП до момента выезда готового изделия (с мотором, интерьером и т. д.) из двери ангара сокращается до девяти

дней. Если добавить к этому время на производственные испытания и окрасочные работы, общее время производственного цикла от старта первого сварного шва до полной готовности к взлету составляет три недели.

Еще более важное сообщение от корпорации «Boeing»: СТП была успешно применена в 73-х проектах. Обычные способы сварки связаны с применением заклепок и материалов-наполнителей, что неизбежно связано с увеличением веса летательных аппаратов. Корпорация «Boeing» использует миллионы заклепок. Каждый день нужно просверлить и заполнить 1,1 млн отверстий. Стоимость каждого отверстия с учетом затрат на разработку конструкции, сверление, заполнение и контроль составляет 5...10 дол. США. Экономичность СТП очевидна [8].

Применение СТП при сварке двух различных материалов, не свариваемых другими способами. Снижение веса летательных аппаратов, в производстве которых была применена СТП, связано не столько с отсутствием заклепок, сколько с возможностью сварки сплавов алюминия, не свариваемых другими способами. С помощью СТП можно сваривать высокопрочные сплавы алюминия 7XXX и 2XXX. При использовании более прочных сплавов требованиям прочности корпусов летательных аппаратов отвечают более легкие компоненты конструкции со стенками меньшей толщины и фланцами меньшей ширины.

Развитие технологии СТП с начала 90-х годов является одной из причин все более широкого распространения сплавов Al-Li в авиакосмической промышленности, например, AA2195 и AA2198. Литий имеет более низкий по сравнению с алюминием удельный вес, его присутствие снижает удельный вес сплава при одновременном улучшении механических характеристик. Сплавы Al-Li используют в производстве топливных резервуаров ракет-носителей «Space Shuttle» и «Falcon 9» (рис. 6), а также в производстве конструктивных компонентов фюзеляжа «Airbus A350 XWB».

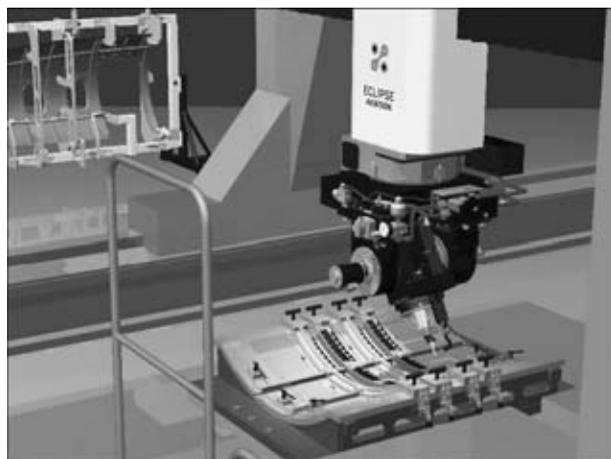


Рис. 4. СТП конструктивных компонентов «Eclipse 500» на порталном станке (режим доступа: http://www.plm.automation.siemens.com/en_us/Images/Eclipse-fsw_tooling_tcm1023-21267.jpg)



Рис. 5. Устранение заклепочных соединений швов внахлестку при применении СТП (режим доступа: <http://www.dvs-ev.de/lvmv/downloads/schweibote0207.pdf>)



Рис. 6. Резервуар ракеты-носителя «Falcon 9» из алюминиево-литиевого сплава (предприятие «SpaceX»), продольные и круговые швы которого сделаны с помощью СТП. При этом полностью исключается формирование водородных пузырей (режим доступа: http://en.wikipedia.org/wiki/File:SpaceX_factory_Falcon_9_booster_tank.jpg)

Исключение дорогостоящих операций контроля сварных соединений. Газовая дуговая сварка связана с плавлением металлов и возникновением газовых пузырей внутри сварных швов. Это, в свою очередь, требует больших затрат на устранение дефектов. Поэтому, например, корпорация «Boeing» решила заменить газовую дуговую сварку СТП, использование которой полностью исключает возникновение внутри металла шва водородных пузырей. Применение СТП исключило дорогостоящий рентгенографический контроль, так как проверка 8900 м сварных швов, полученных с применением СТП, показала полное отсутствие дефектов [9].

Контроль параметров процесса СТП для предотвращения дефектов сварных швов. Актуальность задач снижения стоимости и веса летательных аппаратов, улучшения качества сварных швов очевидна. Человеческий фактор при производстве ракет и самолетов может иметь необратимые последствия, поэтому понятно стремление автоматизировать процесс сварки и контролировать его параметры, увеличивая при этом скорость сварки и радикально снижая время производственного цикла. Параметры процесса СТП аналогичны параметрам процесса обработки резанием: скорость вращения шпинделя, подача — скорость сварки, толщина свариваемых деталей, наклон инструмента к поверхности детали, геометрия инструмента, а также предварительный подогрев деталей, конструкция зажимных устройств.

Задача контроля параметров процесса резания успешно решена в современном машиностроении. Существует достаточное количество предприятий, которые выпускают системы контроля перечисленных выше параметров процесса резания, их обрабатывающие центры надежно работают в составе автоматических линий. При любом выходе параметров из поля допуска предусмотрены



Рис. 7. Отслеживание сварного шва на портальном обрабатывающем центре HAGEMATIC 305 FSW для обработки резанием и СТП

эффективные действия по выяснению и устранению причин сбоя. Процесс СТП можно контролировать с помощью тех же методов и систем, которые применяют для контроля параметров процесса резания.

Так, например, на оборудовании фирмы «HAGE Sondermaschinenbau GmbH», управление процессом СТП проводят посредством контроля осевой нагрузки или скорости подачи сварочной головки (рис. 7).

При сварке с постоянной нагрузкой измерительная система контролирует заданное значение действующей осевой нагрузки. При этом ведется наблюдение за отклонением перемещений от заданных значений, при превышении допуска обрабатывающий центр останавливается.

При сварке с постоянной подачей сварочной головки сварку проводят с постоянной скоростью, как при фрезеровании. Возникающие силы меняются в зависимости от неравномерности свойств материала. При этом с помощью измерительной системы ведется наблюдение за отклонением осевой нагрузки от заданных значений, при превышении допуска обрабатывающий центр останавливается.

Переключение режимов контроля проводят вручную или с помощью управляющей программы ЧПУ. Например, в начале и конце сварного шва, когда сварку проводят с постоянной силой. Ограничивающим фактором применения СТП являются высокие осевые нагрузки и высокие силы прижима свариваемых деталей. Необходимы специальные прижимные устройства и специальная оснастка. Для решения этой проблемы идеально подходит опыт «HAGE Sondermaschinenbau GmbH» по разработке и производству пятиосевых портальных обрабатывающих центров для обработки деталей из сплавов стали и алюминия. Необходимые устройства загрузки, зажима, подачи, разжима и разгрузки деталей конструируют и изготавливают «под ключ» на одном предприятии. Каждое сконструированное зажимное устройство обеспечивает надежность при длительной эксплуатации.



Гибкость процесса СТП и простота монтажа конструктивных компонентов после сварки. Оптимизированная к материалу и форме деталей геометрия инструмента, параметры процесса сварки и специальная оснастка позволяют производить сварку швов практически любой пространственной конфигурации. Одно из наиболее убедительных преимуществ СТП — конструктивные компоненты готовы к сборке сразу после сварки. Затраты на шлифование, полирование, выравнивание исключены.

Применение СТП позволило более чем наполовину снизить затраты на сварочные работы при производстве ракет «Delta II» и «Delta IV» [10]. Из материалов отчета фирмы «Boeing» для TWI следует, что применение СТП при производстве ракет «Delta IV» и «Delta II» позволило сократить их стоимость на 60% и уменьшить время производственного цикла с 23-х до 6-ти дней.

СТП также применяют для сварки внешнего бака «Шаттла», для «Ares I» и для стенового образца «Orion Crew Vehicle» в НАСА, а также для сварки ракет от «Falcon 1» до «Falcon 9» в «SpaceX». В авиастроении СТП была впервые применена для «Boeing C-17 Globemaster III» и «Boeing 747 Large Cargo Freighter». Панели перекрытия военного самолета «Airbus A400M» также сварены с применением СТП.

Federal Aviation Administration на год раньше запланированного срока одобрила применение СТП для сборки самолета «Eclipse 500».

По сообщениям руководства «Airbus», применение СТП позволило уменьшить вес сварных элементов летательных аппаратов на 40 % и снизить время производственного цикла на 20 %.

По сообщениям «Eclipse 500» СТП сокращает время производственного цикла и производственные затраты. Время производственного цикла СТП снижается на 40 % относительно времени производственного цикла с заклепочными соединениями. Высокоавтоматизированная сварка СТП позволяет сэкономить от 50 до 100 тыс. дол. США на каждом самолете.

1. <http://www.twi.co.uk>.
2. <http://www.aluplanet.com/documenti/InfoAlluminio/AlGenFeb06Volpone.pdf>.
3. [http://techcon.ncms.org/Symposium2005/presentations/Tra](http://techcon.ncms.org/Symposium2005/presentations/Track%202/0810%20Florence.pdf)
4. <http://eagar.mit.edu/EagarPapers/Eagar192.pdf>.
5. www.eclipseaviation.comhttp://www.avbuyer.com/PDFs/Eclipse_500_june04.pdf.
6. http://www.avbuyer.com/PDFs/Eclipse_500_june04.pdf.
7. <http://eagar.mit.edu/EagarPapers/Eagar184.pdf>.
8. [http://www.boeing.com/news/frontiers/archive/2004/septem](http://www.boeing.com/news/frontiers/archive/2004/september/i_tt.htm)
9. http://www.iiwelding.org/TheIIW/Organization/Document/ISO%20Focus%2010-11_E%20-%20SR-NoMeltMiracle2.pdf.
10. [http://en.wikipedia.org/wiki/Friction_stir_welding#Applicat](http://en.wikipedia.org/wiki/Friction_stir_welding#Applications)

Поступила в редакцию 06.03.2013

«ЭР ЛИКИД» ЗАПУСКАЕТ НОВОЕ БЕСПЛАТНОЕ ПРИЛОЖЕНИЕ «ГАЗОВАЯ ЭНЦИКЛОПЕДИЯ» для IPAD

Это приложение позволяет пользователям быстро получать доступ к информации хост-системы о физических и химических свойствах 64 молекул газа (кислород, азот, водород и т. д.) в твердом, жидком и газообразном состояниях, показывает совместимость различных газов и описывает основные виды их применения в промышленности. Информация подготовлена экспертами «Эр Ликид».

Являясь ключевым ресурсом для научного сообщества, исследователей, студентов и преподавателей, она предназначена не только для клиентов «Эр Ликид», но и широкой общественности. «Газовая энциклопедия» для iPad предлагает многочисленные удобные функции: инструмент сравнения молекул для лабораторных работ, фильтры для исследований, эквивалентный преобразователь и систему просмотра в 3D. Приложение выпущено на французском и английском языках. «Газовая энциклопедия» для Android будет выпущена в июне этого года. Версия энциклопедии в Интернете (encyclopedia.airliquide.com) уже давно пользуется огромной популярностью у пользователей — 1,4 млн посещений в 2012 г.

«Способность адаптироваться к новым мобильным пользователям, продемонстрировать нашу научную и техническую компетенцию, вносить вклад в обмен информацией, устанавливать контакты с широкой аудиторией — это важные для нас задачи, с которыми мы успешно справляемся», — объясняет Оливье Делабруа, вице-президент по научно-исследовательской работе группы «Эр Ликид», — «и именно поэтому мы сделали данный ресурс бесплатным».

МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Л. Д. ДОБРУШИН, Е. Д. ПЕКАРЬ, А. Г. БРЫЗГАЛИН, С. Ю. ИЛЛАРИОНОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Предложен метод измерения динамических деформаций с использованием тензорезисторов, включаемых по мостовой схеме. Рабочее питание подается генератором импульсов постоянного тока напряжением 23 В длительностью 14 мс. Кратковременная подача питания позволяет увеличить рабочий ток с 25...50 до 200...250 мА, что почти на порядок увеличивает чувствительность метода. Измерительная система включает генератор импульсов постоянного тока и цифровой осциллограф, подключаемый к компьютеру. Проведены тарировочные испытания и исследована работоспособность измерительной системы в области упругих и упругопластических деформаций. Показано, что динамические деформации от взрывного нагружения металлоконструкций могут быть измерены с удовлетворительной точностью в диапазоне $-0,6...0,6\%$ во временном интервале 0...14 мс. Кроме того, система позволяет фиксировать остаточные деформации металла конструкции после динамического воздействия. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 8.

Ключевые слова: динамическая нагрузка, деформации, тензорезистор, измерение, мостовая схема, генератор импульсов, чувствительность метода

Наиболее распространенным на сегодня способом измерения динамических деформаций является тензометрический с использованием тензорезисторов, включаемых в схему измерения по мостовой схеме. Достоинства и недостатки его практического применения достаточно хорошо известны [1].

В случае использования тензорезисторов для измерения напряженно-деформированного состояния (НДС) при взрывном нагружении металлоконструкций их приходится располагать в непосредственной близости от заряда. Длина проводов подключения рабочего и компенсационного тензорезисторов может достигать нескольких десятков метров и их активным и реактивным сопротивлением уже нельзя пренебречь — они вносят существенные погрешности в измерения. Кроме того, в этом случае схема измерений становится более чувствительной к помехам. При проведении практических измерений амплитуда полезного сигнала мало отличается от величины помех и становится проблематичной его идентификация [2]. Увеличение величины полезного сигнала может быть достигнуто увеличением рабочего тока питания моста. Но одним из существенных факторов, влияющих на точность измерения, является разогрев тензорезисторов при протекании по ним рабочего тока. Корректная работа выпускаемых промышленно тензорезисторов при постоянно включенной измерительной цепи возможна при значении тока 20...50 мА [3].

В конструкциях, подвергаемых взрывному нагружению, а также в металле при сварке взрывом

максимальные деформации реализуются в течение нескольких миллисекунд [4]. Таким образом, питание схемы измерения может осуществляться подачей импульсного напряжения длительностью 10...15 мс. В этом случае необходимо синхронизировать инициирование заряда взрывчатого вещества (ВВ), запуск осциллографа и подачу измерительного импульса напряжения. Кратковременность подачи питания на тензорезисторы позволяет поднять значение рабочего тока до 200...250 мА, что почти на порядок повышает чувствительность метода измерения.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан метод измерения динамических деформаций, при котором рабочее питание подается генератором импульсов постоянного тока напряжением 23 В длительностью 14 мс [5]. Генератор изготовлен специалистами Волгоградского технического университета. Для оценки возможностей нового метода и пригодности его для измерения деформаций, создаваемых в металлоконструкциях при взрывном нагружении, проведены исследования его работоспособности в области упругих и упругопластических деформаций.

Тарировочные испытания разработанного метода в области упругих деформаций проводили на специально изготовленном тарировочном устройстве (рис. 1) по схеме четырехточечного изгиба призматической стальной балки размером 400×40×5 мм, а также на растяжной машине. В качестве регистрирующей аппаратуры использовали осциллограф «Dataman», позволяющий выводить данные измерений непосредственно на мо-



Рис. 1. Внешний вид тарировочного устройства

нитор компьютера. Полученные тарировочные зависимости приведены на рис. 2. Здесь же приведена зависимость механических напряжений от напряжения разбалансировки моста, полученная расчетным путем по выражению:

$$\sigma = 4E \frac{\Delta U}{s(U - 2\Delta U)} \quad (1)$$

где σ — напряжения; E — модуль упругости стали балки; ΔU — напряжение разбалансировки измерительного моста; U — напряжение, подаваемое на мост; s — коэффициент тензочувствительности тензорезистора, определяемый заводом-изготовителем.

Полученные тарировочные зависимости имеют линейный вид, тарировочный коэффициент при испытаниях на растяжной машине равен 17,7 МПа/мВ ($56,5 \cdot 10^{-3}$ мВ/МПа), при испытаниях на тарировочном устройстве — 17,2 МПа/мВ ($58 \cdot 10^{-3}$ мВ/МПа), при расчете напряжений по выражению (1) — 17,5 МПа/мВ ($57,25 \cdot 10^{-3}$ мВ/МПа).

Различие в коэффициентах, полученных при тарировочных испытаниях на растяжной машине и

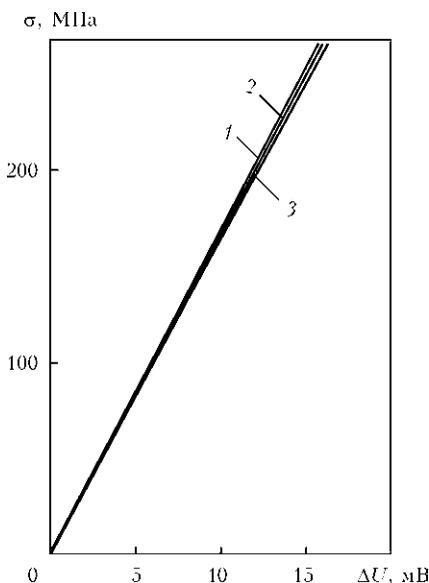


Рис. 2. Тарировочные зависимости, полученные экспериментально на растяжной машине (1); расчетным путем по коэффициенту тензочувствительности (2); экспериментально на специальном устройстве (3)

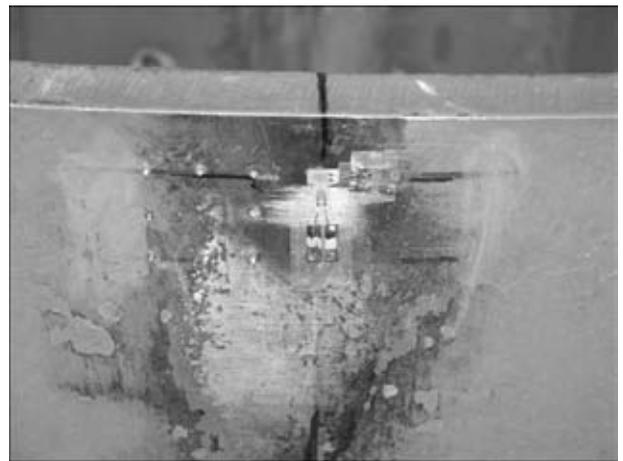


Рис. 3. Измерение деформаций в опоре для сварки взрывом (цена деления шкалы 2 мкм)

специальном устройстве, связано в основном с тем, что при проведении испытаний на специальном устройстве используется большее количество геометрических параметров, каждый из которых измеряется с некоторой погрешностью, а также неизбежным округлением расчетных величин.

Работоспособность метода в области упруго-пластических деформаций проверяли при исследовании деформаций, происходящих в специальной опоре для сварки взрывом. Опора представляет собой вертикально расположенный стальной цилиндр высотой 500 мм диаметром 2 м с днищем. Внутренний объем был заполнен стальной дробью. На дробе располагались заготовки под сварку взрывом. Масса заряда ВВ варьировалась от 20 до 50 кг. На стенку опоры вблизи верхнего края было наклеено два измерительных тензорезистора: в окружном и вертикальном направ-

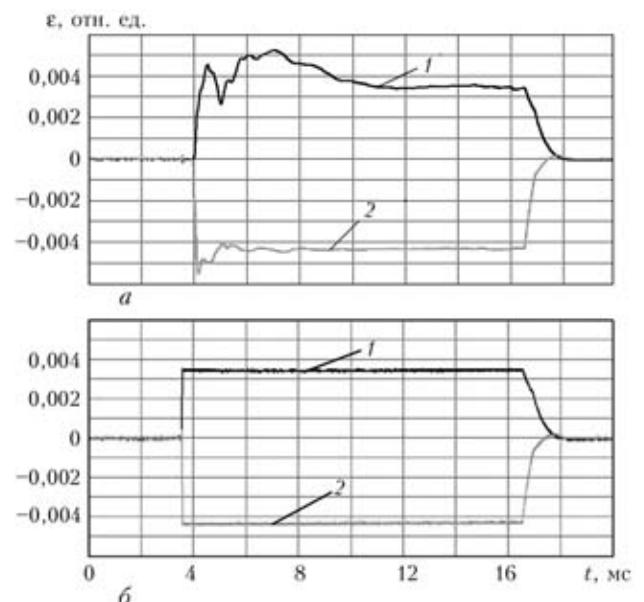


Рис. 4. Деформации стенки опоры для сварки взрывом: а — в момент подрыва заряда массой 50 кг; б — после взрыва (1 — горизонтальные деформации; 2 — вертикальные)

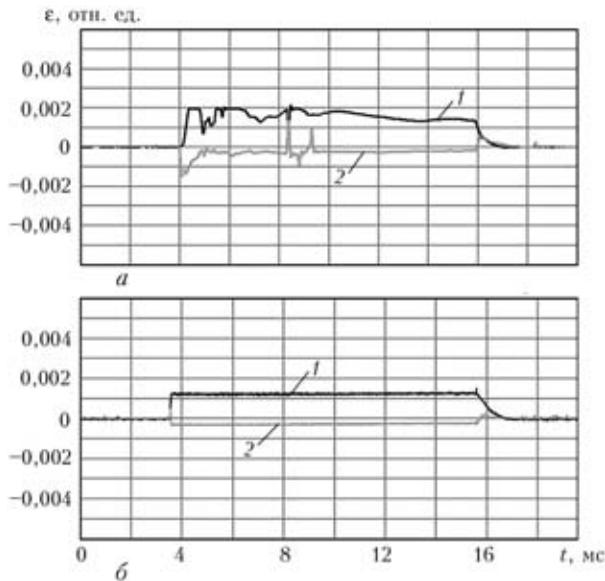


Рис. 5. Деформации стенки опоры во время (а) и после взрыва (б) заряда массой 20 кг (обознач. те же, что и на рис. 4)

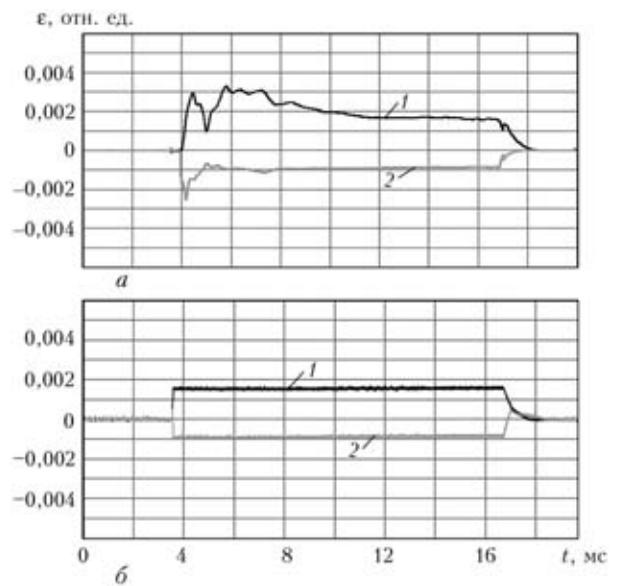


Рис. 6. Деформации стенки опоры во время (а) и после взрыва (б) заряда массой 35 кг (обознач. те же, что и на рис. 4)

лении. Рядом с тензорезисторами были нанесены базы для проведения измерений механическим деформометром с индикатором часового типа (рис. 3). Деформометром фиксировалась остаточная деформация стенки опоры после взрывов. Следует отметить, что разработанный метод также позволяет измерять остаточные деформации исследуемой конструкции путем повторного включения измерительной цепи после взрыва. На рис. 4 приведены примеры регистрации деформаций, развивающихся во времени в момент подрыва заряда и в стационарном состоянии после взрыва.

На рис. 5, 6 представлены аналогичные осциллограммы деформаций, произошедших в опоре после взрыва зарядов массой 20 и 35 кг.

В таблице представлены сравнительные результаты измерения остаточных деформаций.

Оценивая результаты проведенных измерений, необходимо учитывать то, что остаточные деформации образуются вследствие создания взрывом пластических деформаций стенки опоры. Пластические деформации отличаются от упругих существенно большей неравномерностью распределения. Измерения деформометром и тензорезисторами проводили в разных, хотя и близко расположенных, местах стенки опоры, разброс накопленной деформации (последняя строка таблицы) меньше, чем у большинства отдельных измерений, поэтому имеющийся разброс показаний, полученных двумя разными методами, можно считать вполне приемлемым. Полученные результаты свидетельствуют о том, что разработанный метод позволяет оценивать деформации, превышающие упругие.

Исследования по оценке достоверности фиксируемых временных интервалов проводили пу-

тем регистрации волны нагрузки, создаваемой в прямолинейном цилиндрическом стальном стержне ударом свободно падающего стального бойка. На стержне длиной 720 мм диаметром 18 мм на расстоянии 30 мм от торца, по которому осуществлялся удар бойка, был наклеен тензорезистор (длина рабочей части 3 мм, сопротивление 100 Ом). Стержень крепился вертикально зажимом через резиновую прокладку. Боек, представляющий собой цилиндрический стержень длиной 100 мм диаметром 10 мм, через направляющую трубку бросался на стержень с высоты 1 м (рис. 7). Он выполнял также функцию датчика запуска. Пример регистрируемой волны нагрузки приведен на рис. 8

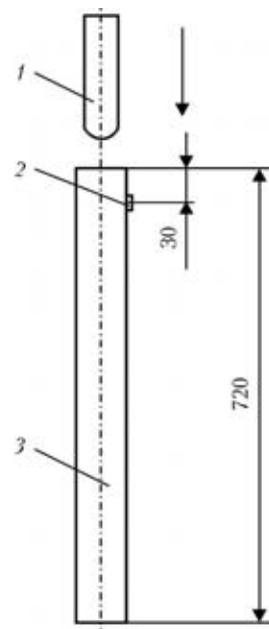


Рис. 7. Схема создания волны нагрузки в стержне: 1 — боек; 2 — тензорезистор; 3 — стержень



Сравнительные результаты измерения остаточных деформаций в опоре для сварки взрывом

Номер взрыва	Деформации, %			
	горизонтальные		вертикальные	
	деформометр	тензорезистор	деформометр	тензорезистор
1	—	0,12	—	-0,02
2	—	0,16	—	-0,09
3	—	0,35	—	-0,43
4	0,42	0,39	-0,27	-0,33
5	0,54	0,30	-0,17	-0,12
6	0,23	0,25	-0,29	-0,36
7	0,55	0,60	-0,55	-0,60
8	0,17	0,23	-0,25	-0,30
9	0	0	-0,27	-0,18
10	0	0	-0,56	-0,42
11	0	0	-0,56	-0,33
Сумма строк 4-11	1,91	1,77	-2,92	-2,64

В момент соударения бойка со стержнем происходит их пластическая деформация, о чем свидетельствуют образующиеся вмятины, следовательно теоретически рассчитать длину создаваемой волны нагрузки довольно проблематично, соответственно сопоставить время t_1 , t_2 с расчетными величинами не представляется возможным (t_1 — время от момента соударения бойка со стержнем до схода созданной волны нагрузки (сжатия) с тензорезистора; t_2 — время от момента входа отраженной от дальнего торца стержня волны нагрузки (растяжения) на тензорезистор до момента схода с него отраженной от торца соударения волны нагрузки (сжатия). Время прохождения расстояния 1380 мм уже упругой волны, распространяющейся со скоростью звука, характеризует t_3 — период прохождения волны нагрузки от тензорезистора до дальнего торца стержня и обратно после отражения. Приняв стержневую скорость звука в стали равной 5100 м/с [6], определим, что $t_3 = 271$ мкс. Среднее измеренное по десяти эк-

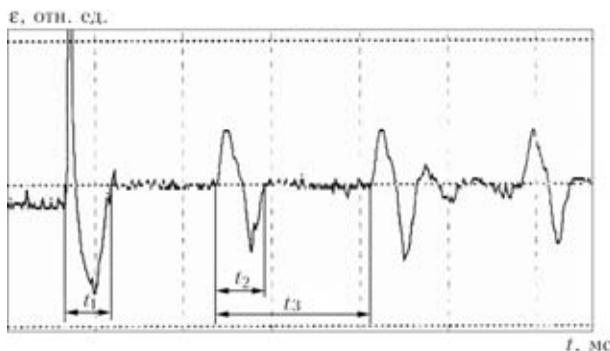


Рис. 8. Волна нагрузки в стержне (обознач. см. в тексте)

спериментам и по трем периодам в каждом эксперименте (всего 30 значений) время t_3 составило 275 мкс. Максимальное измеренное время t_3 — 279, минимальное 272 мкс. Хорошее совпадение расчетных и экспериментальных результатов и малый разброс показаний позволяют считать точность измерения времени достаточной для решаемого круга задач.

Выводы

1. Разработанный новый метод измерения динамических деформаций пригоден для исследований НДС металлоконструкций, подвергаемых взрывному нагружению.
2. Система измерения позволяет оценивать остаточные деформации, создаваемые в конструкциях импульсным приложением нагрузки.

1. Недосека А. Я. Основы расчета и диагностики сварных конструкций. — Киев: «ИНДПРОМ», 2001. — 815 с.
2. Колодяжный А. В., Севрюков В. И. Ударные и импульсные воздействия на конструкции и материалы. — Киев: Наук. думка, 1986. — 167 с.
3. ТУЗ.06 Украины 7710-0001-93. Тензорезисторы. Назначение и область применения.
4. Скоростное деформирование элементов конструкций / Ю. С. Воробьев, А. В. Колодяжный, В. И. Севрюков, Е. Г. Янютин. — Киев: Наук. думка, 1989. — 220 с.
5. О возможности применения импульсного генератора тока для измерения динамических деформаций металлоконструкций / Л. Д. Добрушин, А. Г. Брызгалин, Е. Д. Пекарь и др. // Изв. Волгоград. гос. техн. ун-та. Сер. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. — 2012. — 5, № 14. — С. 78–82.
6. Кухлинг Х. Справочник по физике / Пер. с нем. 2-е изд. — М.: Мир, 1985. — 520 с.

Поступила в редакцию 13.02.2013



Л. Д. ДОБРУШИНУ — 60



В мае исполнилось 60 лет заведующему отделом сварки, резки и обработки металлов взрывом Института электросварки им. Е. О. Патона, доктору технических наук Леониду Давидовичу Добрушину.

Л. Д. Добрушин является одним из наиболее известных специалистов в области теории и практики применения взрыва для резки металла, обработки металлоконструкций, получения соединений разнородных металлов. Им разработаны научные основы и технологические процессы прецизионной сварки взрывом, позволяющие проводить уникальные работы по восстановлению, продлению срока службы и обеспечению долговечности сложных изделий ответственного назначения. Под его руководством активно развивается перспективное направление проектирования ремонтпригодных взрывных камер с низкой металлоемкостью, методы измерения дина-

мических деформаций в условиях взрывного нагружения. Сочетание высокой эрудиции с тщательностью и методичностью подготовки к выполнению работ позволяют успешно решать Л. Д. Добрушину самые сложные, порой кажущиеся невыполнимыми, задачи.

Многолетняя плодотворная научная и производственная деятельность Леонида Давидовича отмечена золотой медалью Всемирной организации интеллектуальной собственности в области изобретательства, медалью «За трудовое отличие», присвоением звания лауреата премии Ленинского комсомола.

Научные достижения Л. Д. Добрушина отражены в более чем 100 печатных работах, в том числе одной монографии и 25 авторских свидетельствах и патентах.

Желаем юбиляру крепкого здоровья и творческих успехов.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «АВТОМАТИЗАЦИЯ СВАРКИ» (Программа)

В рамках 66-й ежегодной сессии Международного института сварки (МИС) и Международной торговой ярмарки «Соединение. Резка. Напыление», проходящих 11–17 сентября 2013 г. в Эссене, 16–17 сентября будет проведена Международная конференция «Автоматизация сварки».

Пленарные доклады

ОБЕСПЕЧЕНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ БЛАГОДАРЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЮ НОВЫХ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ АВТОМАТИЗАЦИИ. С. Fink, EWM Hightec Welding Automation GmbH (Oelsnitz, Germany)

ВНЕДРЕНИЕ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ ОБУЧЕНИИ И ПОДГОТОВКЕ К СВАРКЕ — НЕПРЕМЕННОЕ УСЛОВИЕ ОБЕСПЕЧЕНИЯ БУДУЩЕГО СВАРКИ. С. Ahrens, Gesellschaft fuer Schweißtechnik International GmbH (Duisburg, Germany); S. Keitel, SLV Halle GmbH (Halle, Germany); Ö. Akcam, GSI SLV TR (Ankara, Turkey); Y. Xie, WTI Harbin (P. R. China)

Лекция, посвященная памяти Портевена. АВТОМАТИЗАЦИЯ ЭЛС — КЛЮЧ К ОБЕСПЕЧЕНИЮ КАЧЕСТВА И ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ. D. von Döbeneck, pro Beam AG & Co. KGaA (Planegg, Germany)

Секционные доклады

Секция 1. ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ И ДУГОВОЙ СВАРКИ

Автоматизированное лазерное производство гидравлических баков, распределительных коробок и шкафов управления. N. Хоерре, Reis GmbH & Co. KG (Obernburg/Germany)

Применение технологии дистанционной лазерной сварки с 3D датчиками в судостроении и гражданском строительстве. G. Serwenka, C. Emmelmann, M. Kirchhoff, J. Wollnack, Hamburg University of Technology (Hamburg/Germany)

Современные технологии МИГ/МАГ на переменном токе и их применение. T. Dennison, Institute of Modern Welding (Des Moines/United States of America); C. Paul, K.-P. Schmidt Carl Cloos Schweißtechnik GmbH (Haiger/Germany); M. Wege, CLOOS Innovations-GmbH (Herborn/Germany)

Автоматизированный контроль сварного шва и оптимизация шва в рабочем режиме. P. Mayr, Chemnitz University of Technology (Chemnitz/Germany)

Секция 2. СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И СВАРКА СОПРОТИВЛЕНИЕМ

Эффективное производство крупных деталей с использованием новой трехкоординатной головки для СТП. G. Figner, T. Weinberger, Stirzone GmbH (Graz/Austria); P. Freigassner, F. Hampel, S. Hampel, HAGE Sondermaschinenbau GmbH (Obdach/Austria)

Роботизированный комбинированный процесс точечной сварки и склеивания для деталей корпуса в автомобильной промышленности. T. Buschhaus, Reis GmbH & Co. KG (Obernburg/Germany); C. Clark, Reis Robotics (Elgin/United States of America); W. Tu, Reis Robotics (Shanghai/P.R. China)

Соединение алюминия: точечная сварка трением и сварка сопротивлением — новые возможности для успешного получения соединений, опыт и применение. F. Luidhardt, A. Oelkers, Harms & Wende GmbH & Co. KG (Hamburg/Germany)

Роботизированная сварка трением с перемешиванием основных элементов конструкций самолетов средних размеров. M. Cruz, F. Fernandez, M. Miyazaki, A. Viliotti (EM-

BRAER, Sao Jose dos Campos/Brazil), J. F. dos Santos, A. Roos, Helmholtz-Zentrum Geesthacht GmbH (Geesthacht/Germany)

Автоматизация сварки — изготовление крупных конструкций роботизированной сваркой — большая номенклатура — малый объем. D. Akey, C. Boyer, M. Davis, D. Rhoda, Wolf Robotics (Fort Collins/United States of America)

Секция 3. МИРОВЫЕ РЫНКИ

Автоматизация — мировой рынок, основные технические достижения и будущее развитие североамериканского роботизированного производства по сварке и резке. M. Oxlade, ABB Robotics (Auburn Hills/United States of America)

Последние разработки по сварке и автоматизации в КНР. Y. Shang, D. Sun, W. Wang (Jilin University, Changchun/P.R. China)

Секция 4. ПРОИЗВОДСТВО ТРУБ И СВАРКА ТРУБОПРОВОДОВ

Использование автоматизации и роботизации в новом сварочном оборудовании в Турции. E. Erdem, H. D. Genckan, M. Kocak, Gedik Welding Inc. (Istanbul/Turkey)

Термографический контроль сварного шва при производстве труб малого диаметра. V. Schauder, HKS Prozesstechnik GmbH (Halle/Germany); B. Wenzel, Wuppermann Austria GmbH (Judenburg/United States of America); M. Prassek, Rafter Equipment Corporation (Strongsville/United States of America)

Новые процессы дуговой сварки удовлетворяют потребности заказчика по автоматизированной сварке стали. B. Jaeschke, G. Wilhelm, Lorch Schweißtechnik GmbH (Auenwald/Germany); B. Stacey, M. Stacey, Lorch Schweisstechnik Ltd. (Cannock/United Kingdom); M. Weglowski, RYWAL-RHC (Warsaw/Poland)

Усовершенствования в области сварки трубопроводов. S. Rajagopalan, CRC-Evans Pipeline International Inc. (Houston/United States of America)

Секция 5. МЕТОДИКИ И ПРОЦЕССЫ

Роботизированная дуговая сварка под флюсом в узкий зазор с использованием лазерных сканеров. A. Gadalov, ASG Robotics OÜ (Narva/Estonia).

Обеспечение гибкости систем сварочного производства путем применения дуговой сварки металлическим электродом в защитных газах без кондукторов и использования совместно работающих роботов. A. Kampker, U. Reisingen, K. Willms, RWTH Aachen University (Aachen/Germany)

Применение технологии электронно-лучевой сварки для взаимосвязанных производственных линий в автомобильной промышленности. J. Rugh, PTR Precision Technologies, Inc. (Enfield/United States of America); K.-R. Schulze, Schulze Consulting (Neuberg/Germany).

Современная дуговая сварка — квантовый скачок процесса для улучшения автоматизации сварки. S. Egerland, H. Hackl, Fronius International GmbH (Wels/Austria)

Секция 6. МИРОВЫЕ РЫНКИ

Автоматизация сварки в промышленности при производстве конструкций — опыт Индии. R. Easwaran, A. Raja, N. Rajasekaran, Welding Research Institute (Tiruchirappalli/India).

Исследование и разработка процессов дуговой сварки для автоматизации сварки в Японии. Y. Hirata, Osaka University (Osaka/Japan)

ПОДПИСКА — 2013 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Прессцентр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайтах:
www.patonpublishinghouse.com; <http://www.rucont.ru>.

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.

Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2012 гг. и текущие выпуски 2013 г.

Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
- Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
- Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
- Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
- 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм
- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации
- **Все файлы в формате IBM PC**
- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0

• Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
 E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Подписано к печати 15.04.2013. Формат 60Ф84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,12. Усл.-отт. 9,94. Уч.-изд. л. 10,40 + 6 цв. вклеек.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕПЛОБМЕННЫЕ УСТРОЙСТВА

Специалистами ИЭС им. Е. О. Патона и НТУУ «КПИ» разработаны конструкции новых элементов теплообменных устройств с развитой поверхностью теплообмена для применения в энергосберегающих устройствах.

Элементарной основой, которая максимально приспособлена для реализации широкого класса энергоэффективных устройств для теплообмена с промышленными газовыми потоками, являются плоскоовальные трубы с неполным поперечным оребрением (рис. 1, 2).

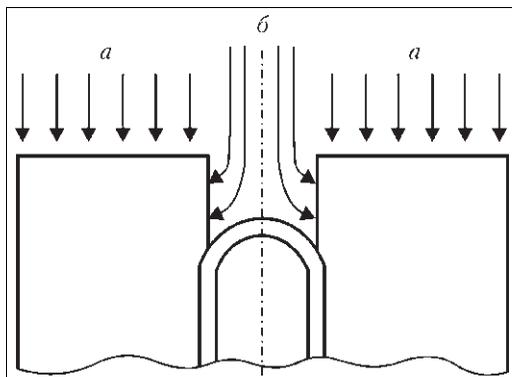


Рис. 1. Схема протекания потока в передней части плоскоовальной трубы с неполным оребрением: а — фронтальная часть; б — часть потока, попадающая в межреберные пустоты с незанятого ребрами пространства перед лобовой частью несущей трубы

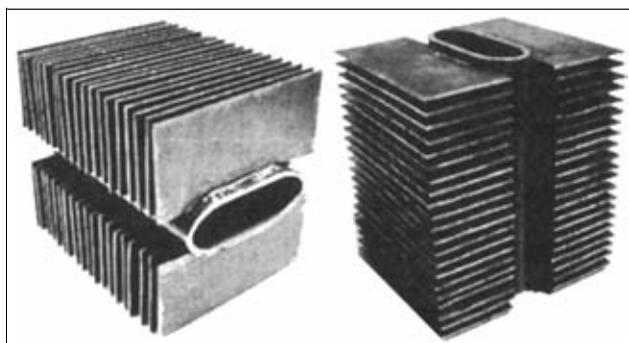


Рис. 2. Плоскоовальные трубы с неполным оребрением

На мировом рынке теплоэнергетики крайне мало применяют теплообменные устройства на основе плоскоовальных оребренных труб, а с неполным поперечным оребрением, выполненным способом контактной сварки, вообще нет.

Немецкий концерн «GEA International» изготавливает плоскоовальные трубы с полным оребрением путем насадки ребер на трубу механическим способом с последующей фиксацией ребра на трубе окунаем труб в каталитические ванны (гальванический способ). Это ухудшает термический контакт ребра с трубой и значительно увеличивает стоимость таких труб.

В ГП «ГКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» разработана технология контактной приварки ребер к плоскоовальной трубе, изготовлена опытно-промышленная автоматизированная установка УД734 УХЛ4 (рис. 3) для оребрения плоскоовальных труб способом контактной сварки и системой управления СУ 400.

Неполное поперечное оребрение плоскоовальных труб способом контактной сварки имеет следующие преимущества:

- высокую технологичность, обусловленную использованием контактной сварки, которая не требует специальных затратных материалов и больших затрат электроэнергии;

- высокую интенсивность конвективного теплообмена, обусловленную отсутствием «плохо работающих» участков оребрения с турбулизацией потока в межреберных каналах;

- практически идеальный термический контакт между ребрами и трубой, обусловленный использованием технологии контактной сварки;

- низкое аэродинамическое сопротивление, связанное с использованием труб плоскоовального профиля;

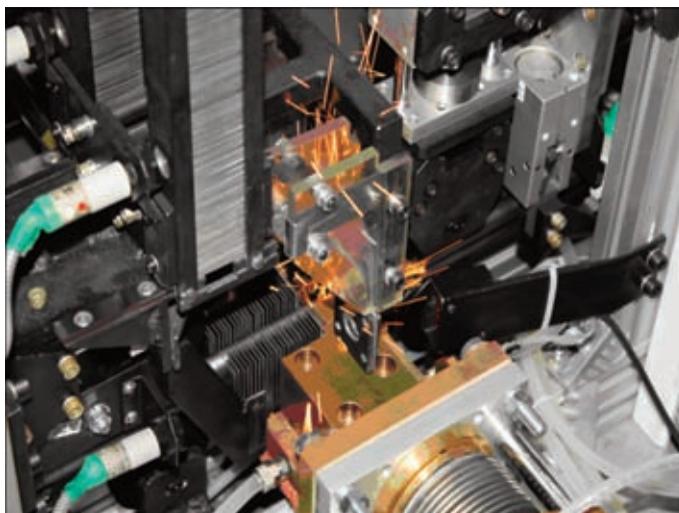


Рис. 3. Рабочий участок автоматизированной установки для контактной сварки плоскоовальных труб



Рис. 4. Экономайзеры-утилизаторы разной мощности: а — мощность 0,2 МВт для котла КПВИ 3000; б — мощность 0,68 МВт для котла газопоршневой электроустановки FG WILSON PG 1259 В; в — мощность 1,2 МВт для котла ПТВМ-30М

— более низкое по сравнению с круглыми трубами термическое сопротивление теплоотдачи при конденсации внутри трубы пара технологических жидкостей благодаря уменьшению толщины пленки конденсата.

Используя плоскоовальные трубы с неполным оребрением в ГП «ГКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» совместно с НПФ «Ганза» были разработаны и изготовлены экономайзеры-утилизаторы различной мощности (рис. 4).

При использовании выносного экономайзера из плоскоовальных труб с неполным оребрением в котельных Запорожья были получены следующие результаты: на протяжении 1056 ч работы (44 календарных дня) экономия топлива (природного газа) составила 14,615 тыс. м³, что при цене на газ 872,784 грн. за 1000 м³ в денежном измерении отвечает экономии в сумме 100,034 тыс. грн. за этот период. Отопительный сезон в Украине длится 183 календарных дня, т. е. экономия топлива за этот период составит 476,694 тыс. м³, что при сегодняшней цене на газ 3200 грн. за 1000 м³ в денежном измерении будет отвечать экономии в сумме 1525,421 тыс. грн.

Сварочное и вспомогательное оборудование, изготовленное в ГКТБ, позволяет обеспечить плоскоовальными оребренными трубами 20-22 подобных экономайзеров в год при односменной работе.

Таким образом, если обеспечить экономайзерами на основе плоскоовальных оребренных труб только половину котельных Запорожья, где установлено больше 40 котлов ПТВМ-30М, то экономия топлива в денежном измерении составит 1 525,421 тыс. грн. × 20 экономайзеров = 30 508,42 тыс. грн. в год, а срок окупаемости — 4700 тыс. грн. (инвестиции): 30508,42 тыс. грн. = 0,15 лет, или 1,8 месяцев.

В Украине насчитывается больше 20 тыс. котлов малой и средней мощности, которые нуждаются в модернизации в части экономии топлива при эксплуатации, и одним из эффективных средств модернизации может быть установка на этих котлах выносных экономайзеров, изготовленных с использованием плоскоовальных оребренных труб. При этом потенциальная экономия топлива на котлах малой мощности до 3,15 кВт может составить 140 млн м³ газа в год, что при цене 3200 грн. за 1000 м³ газа составит около 450 млн грн. в год, а на котлах средней мощности от 3 до 20 кВт — 160 млн м³ газа, соответственно 512 млн грн. в год.

Разработки защищены авторскими свидетельствами и патентами Украины.

В. С. Романюк, Е. Н. Письменный,
А. А. Пасынок, В. Д. Черниенко,
С. И. Великий, П. И. Багрий