



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона

С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),

В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,

А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,

И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,

Л. М. Лобанов, В. Д. Позняков,

И. К. Походня, И. А. Рябцев,

В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

М. Н. Брыков, ЗНТГУ, Запорожье,

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. Ф. Квасницкий, НУК, Николаев,

В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ

Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград

Ун-т Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсен

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

О. И. Стеклов

РНТСО, Москва, РФ

Г. А. Туричин

С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Ответственный секретарь

Б. В. Хитровская

Редакторы

Т. В. Юштина, Н. А. Притула

Электронная верстка

И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

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

Учредители

Национальная академия наук Украины,

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,

МА «Сварка» (издатель)

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

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Кириян В.И., Кучук-Яценко С.И., Казымов Б.И. О требованиях к ударной вязкости соединений трубопроводов, выполняемых контактной стыковой сваркой оплавлением 3
- Позняков В.Д., Костин В.А., Гайворонский А.А., Моссоковская И.А., Жуков В.В., Клапатюк А.В. Влияние термического цикла сварки на структурно-фазовые превращения и свойства металла ЗТВ среднеуглеродистой легированной стали типа 30X2H2MФ 8
- Головко В.В., Степанюк С.Н., Ермоленко Д.Ю. Влияние титаносодержащих инокулянтов на структуру и свойства металла швов высокопрочных низколегированных сталей 16
- Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Коломыцев М.В., Масючок О.П. Сверхзвуковое воздушно-газовое плазменное напыление керметных покрытий системы карбид титана-хрома-нихром 21
- Баевич Г.А., Мышковец В.Н., Максименко А.В. Особенности плавления присадки хрома в зависимости от формы импульса лазерного излучения в процессах сварки и наплавки 28
- Гончаров И.А., Галинич В.И., Мищенко Д.Д., Судацкова В.С. Термодинамические свойства расплавов системы CaO-SiO₂ 32

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Буряк Т.Н., Кацай И.А., Кузнецов В.Г., Новиков А.И., Тараненко А.А., Ярошенко Н.В. Технология производства высококачественных сварных труб из коррозионностойкой стали в Украине 36
- Рыбаков А.А., Гарф Э.Ф., Якимкин А.В., Лохман И.В., Бурак И.З. Оценка напряженно-деформированного состояния участка газопровода с местной потерей устойчивости 42
- Овчинников А.В. Производство прутков из спеченных титановых сплавов с использованием различных способов сварки (Обзор) 50
- Дидык Р.П., Козечко В.А. Многослойные конструкции повышенной трещиностойкости, сформированные сваркой взрывом 54

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Диссертации на соискание ученой степени 58

ХРОНИКА

- Международная конференция «Технологии сварки для морской инженерии» 60
- Ланкину Ю.Н. — 80 62

Информация

- Сварочные аппараты А1567М(М1) для автоматической дуговой сварки под флюсом кольцевых поворотных стыков в глубокую разделку 63

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),

V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,

A. T. Zelnichenko, V. V. Knysh,

I. V. Krivtsun, Yu. N. Lankin,

L. M. Lobanov, I. K. Pokhodnya,

V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,

V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

M. N. Brykov, ZNTSU, Zaporozhje

V. V. Dmitrik, NTU «KhPI», Kharkov

V. F. Kvasnitskii, NUS, Nikolaev

V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Judea & Samaria, Ariel, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisinger

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O. I. Steklov

Welding Society, Moscow, Russia

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

Executive Secretary

B. V. Khitrovskaya

Editors

T. V. Yushchina, N. A. Pritula

Electron galley

I. R. Naumova, A. I. Sulima, D. I. Sereda

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

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,
IA «Welding» (Publisher)

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

Published monthly

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Kiryay V.I., Kuchuk-Yatsenko S.I., Kazymov B.I.* About requirements to impact strength of pipeline joints made by flash-butt welding3
- Poznyakov V.D., Kostin V.A., Gayvoronsky A.A., Mossokovskaya I.A., Zhukov V.V., Klapatyuk A.V.* Effect of thermal cycle of welding on structural-phase transformations and properties of HAZ metal of medium-carbon alloyed steel of 30Kh2N2MF type.....8
- Golovko V.V., Stepanyuk S.N., Ermolenko D.Yu.* Effect of titanium-containing inoculators on structure and properties of weld metals of high-strength low-alloy steels16
- Borisov Yu.S., Borisova A.L., Kolomytsev M.V., Masyuchok O.P.* Supersonic air-gas plasma spraying of cermet coatings of titanium-chrome-nichrome carbide system.....21
- Baevich G.A., Myshkovets V.N., Maksimenko A.V.* Peculiarities of melting of chromium filler depending on shape of laser emission pulse during welding and surfacing processes28
- Goncharov I.A., Galinich V.I., Mishchenko D.D., Sudavtsova V.S.* Thermodynamic properties of melts of CaO-SiO₂ system.....32

INDUSTRIAL

- Buryak T.N., Katsaj I.A., Kuznetsov V.G., Novikov A.I., Taranenko A.A., Yaroshenko N.V.* Technology of manufacture of high-quality welded pipes of corrosion-resistant steel in Ukraine36
- Rybakov A.A., Garf E.F., Yakimkin A.V., Likhman I.V., Burak I.Z.* Evaluation of stress-strain state of region of gas pipeline with a local buckling42
- Ovchinnikov A.V.* Production of rods of sintered titanium alloys by using different methods of welding (Review).....50
- Didyk R.P., Kozechko V.A.* Multilayer structures of high crack resistance, formed by explosion welding.....54

BRIEF INFORMATION

- Theses for scientific degree.....58

NEWS

- International Conference «Technologies of welding for offshore engineering»60
- Lankin Yu.N. is 80.....62

INFORMATION

- Welding machines A 1567M(M1) for automatic submerged arc deep-groove welding of circumferential position welds63



О ТРЕБОВАНИЯХ К УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ, ВЫПОЛНЯЕМЫХ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКОЙ ОПЛАВЛЕНИЕМ

В.И. КИРЬЯН, С.И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, Б.И. КАЗЫМОВ

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

Для обеспечения работоспособности соединений трубопроводов, выполняемых контактной стыковой сваркой оплавлением (КСО), наряду с условием прочности предъявляется требование к ударной вязкости KCV . Ее уровень установлен в соответствии с требованиями к соединениям, выполненным дуговыми способами сварки, для которых характерна возможность появления в них трещиноподобных дефектов. Отсутствие даже предпосылок к образованию трещин в соединениях, выполненных КСО, позволяет инициировать пересмотр требований к ударной вязкости. В качестве нормативного уровня предлагается величина KCV , которая надежно обеспечивается при оптимальном режиме выполнения КСО. Достаточность такого уровня KCV подтверждается надежной многолетней практикой эксплуатации трубопроводов различного назначения без разрушений, включая магистральные большого диаметра (до 1420 мм). Для данного значения KCV при рабочих окружных напряжениях в трубопроводе и осевых, равных их половине, рассчитаны критические размеры гипотетических сквозных продольной и окружной трещин. Их достаточные размеры убеждают в правомерности такого подхода. Библиогр. 20, рис. 3.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением, типичные дефекты КСО, ударная вязкость, требования, критические размеры гипотетических трещин

Главным условием работоспособности сварных соединений является обеспечение их прочности, что подтверждается результатами испытаний на растяжение стандартных гладких (без концентратора напряжений) образцов при достижении разрушающим напряжением σ_p временного сопротивления σ_b :

$$\sigma_p = \sigma_b. \quad (1)$$

Кроме условия (1), необходимо еще гарантировать определенный запас вязкости металла для предотвращения разрушений, связанных с возможным образованием в сварных соединениях дефектов и повреждений. Требуемая вязкость разрушения металла зависит от типа и размера дефекта, при этом принципиальное значение имеет острота концентратора. Если дефект близок к трещиноподобному, то тогда для исключения разрушений наиболее перспективно использовать критерии механики разрушения, которые отражают способность металла с трещиной пластически деформироваться без инициирования разрушения. Таким образом, механика разрушения позволяет обоснованно оценивать требуемый уровень вязкости разрушения, обеспечивающий работоспособность сварных соединений с трещиноподобными дефектами конкретного размера.

В настоящее время для установления требований к вязкости разрушения используют ударную вязкость KCV , определяемую на стандартных образцах с острым надрезом, радиус вершины кото-

рого равен 0,25 мм. Такая методика получила широкое практическое применение благодаря тому, что была установлена качественная связь между величиной KCV и характером разрушения судостроительной стали (инициирование трещины, ее развитие и остановка) [1].

Позже в бывшем СССР были введены требования к трубным сталям по показателям KCV , что привело к существенному сокращению разрушений трубопроводов, изготавливаемых из лучшей в то время низколегированной стали 17Г1С и ее модификаций [2]. При этом для обеспечения необходимого уровня ударной вязкости металла труб большого диаметра (> 620 мм) потребовался переход на новую технологию изготовления металла — контролируемую прокатку, которая получила значительное развитие за рубежом [3, 4]. И, наконец, с прогрессом механики разрушения [5, 6] ударная вязкость получила некоторое теоретическое обоснование в части формирования требований к стали и сварным соединениям по показателю KCV с целью предотвращения разрушений, связанных с трещиноподобными дефектами.

Из приведенных примеров использования ударной вязкости на практике становится очевидным, что приемлемую оценку вязкости разрушения металла, пригодную для прогнозирования работоспособности сварных соединений, она дает при условии соответствующего обоснования (теоретического, экспериментального или практического опыта эксплуатации). Однако се-



годня ударная вязкость настолько вошла в практику, что ее стали использовать, не корректируя показатели KCV в зависимости от применяемой технологии сварки труб и типа возникающих дефектов. При этом используют значения KCV , установленные для электродуговых способов сварки, для которых высока вероятность образования трещиноподобных дефектов. Это относится и к высокопроизводительной автоматической контактной стыковой сварке оплавлением (КСО). В то же время, как уже отмечалось [7, 8], в соединениях, выполненных КСО, вследствие их формирования без расплавленного металла, вытесняемого из зоны сплавления при осадке, нет физических предпосылок образования трещиноподобных дефектов. Это подтверждают неразрушающие методы контроля сварных соединений (рентгеновский, ультразвуковой) [9, 10], позволяющие обнаруживать трещины с большой вероятностью, а также всесторонние исследования качества соединений, выполненных КСО, и надежная многолетняя практика эксплуатации большого числа различных трубопроводов, в том числе и большого диаметра (1420 мм) [11]. Это является очень важным и принципиальным моментом, который позволяет ставить вопрос о пересмотре требований к ударной вязкости соединений, выполненных КСО. Тем более, что сегодня используют требования для соединений, выполняемых дуговыми способами сварки, для которых трещины являются достаточ-

но вероятным дефектом. Эти требования без обоснования перенесены на соединения, выполненные КСО.

Типичными «дефектами» в зоне соединения (ЗС) при КСО на оптимальных режимах, которые устанавливали экспериментально по условиям обеспечения прочности соединений и отсутствия недопустимых дефектов (снижающих прочность более чем на 5 %), являются участки площадью около 30 мм² с повышенным содержанием неметаллических включений, аналогичные по составу неметаллическим включениям подобных зон в металле труб, являющиеся по сути его наследием (рис. 1) [12]. Они так и классифицируются — локальная структурная неоднородность (ЛСН).

Цель настоящей работы — исследование влияния ЛСН в сварных соединениях труб на их механические свойства и выбор обоснованного принципа формирования требований к ударной вязкости соединений, выполненных КСО, которые не содержат трещин.

Оценку механических свойств сварных соединений проводили на большом количестве натурных труб диаметром 920...1420 мм с толщиной стенки 15,7...27 мм класса прочности Х60-Х70, выполненных на оптимальных режимах в условиях промышленного производства при строительстве магистральных трубопроводов, а также на испытательном участке ИЭС им. Е.О. Патона. Для этого в лабораторных условиях сваривали секции и пластины из малоуглеродистых низколегированных трубных сталей современного производства толщиной до 27 мм различных классов прочности, включая Х80.

Механические испытания на разрыв и ударный изгиб, которым было подвергнуто более 60 стыков различных труб в состоянии после сварки, проводили на стандартных образцах сварных соединений в соответствии с требованиями API 1104, (США) [13] и СП 105-34-96 (РФ) [14].

Все образцы, испытанные на разрыв, разрушались по основному металлу (рис. 2). Показатели их прочности, несмотря на большую вероятность присутствия в ЗС отдельных образцов участков ЛСН, удовлетворяли условию прочности (1). Это было подтверждено и результатами испытаний крупномасштабных секторов протяженностью 300...500 мм вдоль сварного соединения, вырезанных из труб большого диаметра со специально полученными участками, подобными ЛСН, в ЗС площадью 10...70 мм² [15]. Испытание крупномасштабных секторов из труб с такими дефектами проводили как при комнатной температуре, так и при -60 °С.

Установлено, что результаты испытаний на прочность не зависят от структурной неоднород-

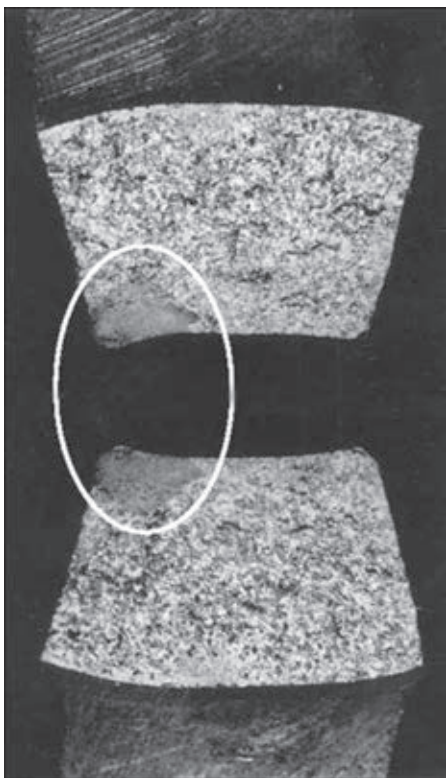


Рис. 1. Поверхность излома образца соединения, выполненного КСО, с ЛСН (отмечено овалом), испытанного на ударный изгиб

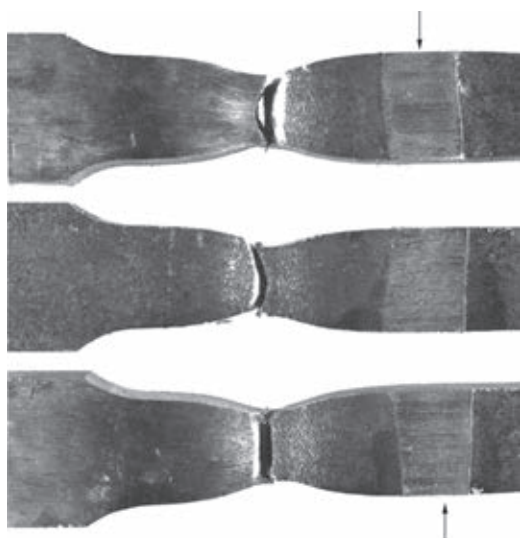


Рис. 2. Стандартные образцы, испытанные на растяжение. Все разрушения произошли по основному металлу. Стрелками показана ЗС

ности металла свариваемых труб, в результате которой в соединениях появляются участки ЛСН. Например, соединения труб с четко выраженной полосчатостью металла, не менее 5 баллов (по ГОСТ 5640–68), т. е. соединения с наибольшей вероятностью образования в ЗС участков ЛСН показали результаты, удовлетворяющие условию (1) так же, как и соединения труб, металл которых имел меньшую полосчатость (3–4 балла).

Отсутствие влияния ЛСН на прочность соединений, выполненных КСО, может быть обусловлено следующим. ЛСН не создает локальных критических напряжений, которые могли бы снизить разрушающие напряжения [16]. Кроме того, узкая ЗС при КСО пластична, имеет пониженную прочность по сравнению с окружающим металлом, однако она расположена между массивными участками термоупрочненного металла. При нагружении за счет контактного упрочнения механические свойства ЗС повышаются до уровня близлежащих участков, что способствует ограничению роста деформаций и проявления ЛСН. Следует также обратить внимание на то, что вероятность проявления участка ЛСН в сварном соединении зависит не только от свойств этого отдельного участка, но и от близлежащих [17]. Это может быть отражено двукратным интегралом от функции напряжений $\sigma(x, y)$ двух переменных, распространенным на область S ЗС с ЛСН:

$$\iint_S \sigma(x, y) ds, \quad (2)$$

где ds — элемент площади; S — область интегрирования. Он представляет собой усредненное суммарное усилие F в ЗС по области интегрирования

$$F = \sum_{n=1}^N \sigma(x_i, y_i) ds_i. \quad (3)$$

Для удобства практического применения формулы (2) можно представить в декартовых координатах

$$\iint_S \sigma(x, y) dx dy, \quad (4)$$

где $dx dy$ — элемент площади.

Зависимость (4) можно расписать в виде повторных интегралов:

$$\int_a^b dx \int_c^d \sigma(x, y) dy, \quad (5)$$

где $a-b$ и $c-d$ — границы интегрирования соответственно вдоль и поперек ЗС.

Приведенные данные и ранее выполненные исследования [8, 18] показывают, что предъявляемые сегодня требования к ударной вязкости соединений, полученных КСО, необоснованно завышены и нуждаются в корректировке. Поскольку в этих сварных соединениях отсутствуют трещины, то за основу требований к ним следует принять уровень ударной вязкости, который стабильно обеспечивается при КСО, выполняемой на оптимальном режиме. Среднее значение KCV соединений, выполненных КСО, которые не подвергаются термообработке, равно 20 Дж/см² при температуре испытаний +20 °С.

Для доказательства достаточности такого уровня KCV оценим критические размеры гипотетических трещин (продольной и окружной) в трубопроводе диаметром 1420×15,7 мм. Для этого используем установленную в работе [6] обобщенную корреляционную зависимость между ударной вязкостью KCV и критическим значением коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} . Эта зависимость, основанная на результатах испытаний большого количества сварных соединений и сталей различных классов с пределом текучести 200...1700 МПа, имеет вид

$$K_{Ic} = \sqrt{\frac{\pi E KCV}{20 \cdot 10^2 (1 - \nu^2)}}, \quad (6)$$

где E — модуль упругости, МПа; ν — коэффициент Пуассона; KCV — ударная вязкость, определяемая на стандартном образце с острым надрезом (Шарпи), Дж/см².

Результаты вычислений K_{Ic} (формула (6)) по значениям KCV для трубных сталей и их сварных соединений приведены на рис. 3.

Формулу для определения критического размера гипотетической сквозной продольной трещины длиной $2l$ в замкнутой цилиндрической оболочке в зависимости от вязкости разрушения металла K_{Ic} , окружного напряжения σ_θ , определяемого внутренним давлением P , радиусом трубы R и толщиной ее стенки t ($\sigma_\theta = PR/t$), можно записывать так [19]:

$$K_{Ic} = \sigma_\theta \sqrt{\pi l} f_{c.l}(\xi). \quad (7)$$

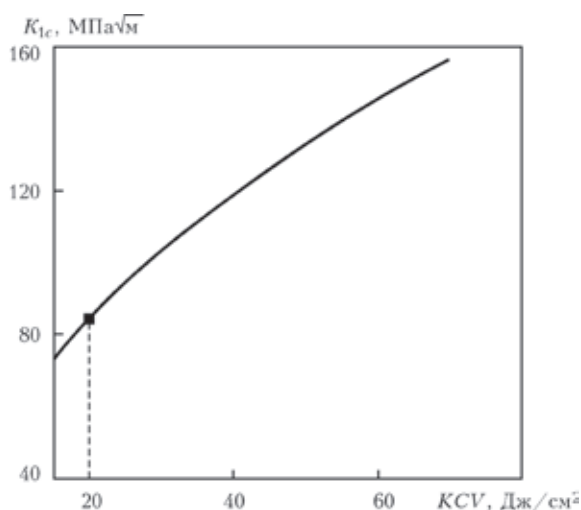


Рис. 3. Зависимость критического значения коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} от ударной вязкости KCV ($E = 210000$ МПа, $\nu = 0,28$)

Функция $f_{c,п}(\xi)$ построена в виде ряда по степеням параметра $\xi = l^2/Rt$ на основании численного решения упругой задачи для трубы со сквозной продольной трещиной согласно общей моментной теории и представлена по отдельным участкам с погрешностью не более 1 % в широком диапазоне изменения параметра ξ ($0 \dots 2812,5$). При $0 < \xi \leq 4,5$

$$f_{c,п}(\xi) = 1,005672 + 0,646787\xi - 0,124547\xi^2 + 0,12521 \cdot 10^{-1}\xi^3,$$

а при $4,5 \leq \xi \leq 55,125$

$$f_{c,п}(\xi) = 1,669865 + 0,208892\xi - 0,383589 \cdot 10^{-2}\xi^2 + 0,31666 \cdot 10^{-4}\xi^3.$$

Согласно формуле (7) критический размер гипотетической сквозной продольной трещины в трубопроводе диаметром 1420 мм с толщиной стенки 15,7 мм при окружном напряжении в стенке трубы, определяемым внутренним давлением, $\sigma_\theta = 316$ МПа, что составляет $0,7\sigma_r$, и вязкости разрушения $K_{1c} = 84,6$ МПа $\sqrt{м}$, установленной в соответствии с $KCV = 20$ Дж/см² (формула (6)) (рис. 3), равен 42,84 мм.

В подземных трубопроводах наряду с главным окружным напряжением σ_θ возникают и осевые σ_z , которые не поддаются точному расчету. Они могут быть как растягивающими, так и сжимающими [2, 20]. В этом случае большое значение имеют температурные условия замыкания магистрального трубопровода (сварка последнего кольцевого стыка). Кроме того, существенное влияние на осевые напряжения σ_z оказывают свойства грунта, определяющие степень заземления трубопровода, а также наличие пригрузов, компенсаторов и аппаратов воздушного охлаждения. Поэтому для оценки критического размера гипотетической сквозной окружной трещины в кольцевом стыке, выполненном КСО, полагали $\sigma_z = 0,5\sigma_\theta$.

Предельное состояние трубопровода с такой трещиной выражается [19]

$$K_{1c} = \sigma_z \sqrt{\pi l} f_{c,o}(\xi). \quad (8)$$

Функцию $f_{c,o}(\xi)$ численно определяли аналогично $f_{c,п}(\xi)$ (7). Так, при $0 < \xi \leq 7,71$

$$f_{c,o}(\xi) = 1,00171 + 1,63983 \cdot 10^{-1}\xi - 1,92196 \cdot 10^{-2}\xi^2 + 1,27015 \cdot 10^{-3}\xi^3,$$

а при $7,71 \leq \xi < 25$

$$f_{c,o}(\xi) = 1,38491 + 4,33069 \cdot 10^{-2}\xi - 2,32074 \cdot 10^{-4}\xi^2 + 1,47502 \cdot 10^{-6}\xi^3.$$

Для тех же параметров трубопровода (диаметра, толщины стенки, коэффициента интенсивности напряжений), для которых рассчитывали критический размер продольной трещины при осевом напряжении $\sigma_z = 158$ МПа, критический размер гипотетической сквозной окружной трещины в кольцевом стыке, выполненном КСО, составляет 155,1 мм.

Такие установленные критические размеры гипотетических сквозных продольной и окружной трещин объясняют наблюдаемую на протяжении многих лет надежную (без разрушений) эксплуатацию магистральных газопроводов, выполненных высокопроизводительной технологией КСО.

Выводы

1. Для предотвращения разрушений, связанных с возможным образованием в сварных соединениях технологических дефектов, широкое распространение получали показатели ударной вязкости (KCV), устанавливаемые на стандартных образцах с острым надрезом.

2. Приемлемую оценку вязкости разрушения, пригодную для прогнозирования работоспособности сварных соединений, KCV дает только при условии соответствующего обоснования (теоретического, экспериментального, практического опыта эксплуатации).

3. К соединениям, выполняемым КСО, при формировании которых не возникают даже физические предпосылки образования трещин (расплавленный металл вытесняется из зоны соединения при осадке), сегодня также предъявляется требование обеспечивать ударную вязкость на уровне сварных швов, выполненных дуговыми способами, для которых свойственна вероятность образования трещин.

4. Для соединений, выполненных КСО, в качестве нормативного значения KCV наиболее целесообразно использовать величину, которая надежно обеспечивается при оптимальном режиме сварки. В трубопроводах большого диаметра она



составляет 20 Дж/см² при температуре испытаний +20 °С.

5. Как показали расчеты, такой уровень ударной вязкости обеспечивает достаточные для «обнаружения» критические размеры гипотетических сквозных продольной и окружной трещин в трубопроводе диаметром 1420 мм при рабочем окружном напряжении $\sigma_\theta = 0,7\sigma_T$ и осевом $\sigma_z = 0,5\sigma_\theta$. Длина продольной трещины составляет 42,84, а окружной — 155,1 мм.

6. Результаты расчета позволяют обоснованно изменить отношение к выбору значения KCV для соединений, выполненных КСО, что будет содействовать более широкому использованию передовой высокопроизводительной технологии.

1. Николс Р.У., Коуэн А. Выбор материала и вопросы проектирования крупных стальных конструкций с учетом сопротивления материала хрупкому разрушению // Разрушение: В 7 т. / Под ред. Г. Либовица; пер. с англ. — Т.5: Расчет конструкций на хрупкую прочность. — М.: Машиностроение, 1977. — С. 210–258.
2. Анучкин М.П., Горицкий В.Н., Мирошниченко Б.И. Трубы для магистральных трубопроводов. — М.: Недра, 1986. — 230 с.
3. Полянский Р.П., Пастернак В.И. Трубы для нефтяной и газовой промышленности за рубежом. — М.: Недра, 1979. — 215 с.
4. Стали для газопроводных труб и фитингов: Труды конф. / Пер. с англ. под ред. А.В. Рудченко. — М.: Металлургия, 1985. — 480 с.
5. ГОСТ 25.506–85. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. — Введ. 01.01.86.
6. Гиренко В.С., Дядин В.П. Зависимость между ударной вязкостью и критериями механики разрушения δ_{1c} , K_{1c} конструкционных сталей и их сварных соединений // Автомат. сварка. — 1985. — № 9. — С. 13–20.

7. Кучук-Яценко С.И. Контактная стыковая сварка оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1992. — 236 с.
8. К методологии контроля соответствия назначению сварных соединений, полученных контактной сваркой оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, В.И. Кирьян, Б.И. Казымов, В.И. Хоменко // Автомат. сварка. — 2006. — № 10. — С. 3–9.
9. Шербинский В.Г., Алехин Н.П. Ультразвуковой контроль сварных соединений. — М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. — 495 с.
10. ГОСТ 7512–82. Контроль неразрушающий, сварные соединения, радиографический метод. — Введ. 01.01.98.
11. Кучук-Яценко С.И., Казымов Б.И., Радько В.П. Комплексный контроль соединений, выполненных автоматической стыковой сваркой оплавлением // Техн. диагностика и неразруш. контроль. — 1996. — № 4. — С. 46–50.
12. Образование «матовых пятен» в соединениях, выполненных контактной стыковой сваркой / С.И. Кучук-Яценко, Б.И. Казымов, В.Ф. Загадарчук и др. // Автомат. сварка. — 1984. — № 11. — С. 23–26.
13. API standard 1104. Welding of pipelines and related facilities ASME boiler and pressure vessel. — 19ed., 1999.
14. СП 105–34–96. Производство сварочных работ и контроль сварных соединений. — Введ. 01.10.96.
15. Влияние некоторых дефектов на прочность стыковых соединений, выполненных контактной сваркой / В.И. Труфяков, В.Г. Мазур, Г.В. Жемчужников и др. // Автомат. сварка. — 1987. — № 2. — С. 7–9.
16. Упругие напряжения вокруг неметаллических включений / В.М. Финкель, О.П. Елесина, В.А. Федоров и др. // Металловед. и терм. обработка металлов. — 1971. — № 7. — С. 55–61.
17. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. — М.: Машиностроение, 1974. — Ч.2. — 368 с.
18. Особенности испытаний на ударную вязкость сварных соединений труб, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, В.И. Кирьян, Б.И. Казымов, В.И. Хоменко // Автомат. сварка. — 2006. — № 10. — С. 5–11.
19. Осадчук В.А. О критерии распространения продольных и поперечных трещин в замкнутых цилиндрических оболочках // Изв. АН СССР. Механика твердого тела. — 1980. — № 4. — С. 151–159.
20. Бородавкин П.П., Синюков А.М. Прочность магистральных трубопроводов. — М.: Недра, 1984. — 246 с.

Поступила в редакцию 13.11.2014

15-я Международная специализированная выставка «Сварка и резка»

7–10.04 2015

Беларусь, Минск,
просп. Победителей, 20/2

Организатор: ЗАО «МинскЭкспо»

Направления экспозиций:

- ▶ Материалы для сварки, наплавки и пайки
- ▶ Оборудование и технологии сварки, резки, наплавки, пайки и термообработки
- ▶ Источники питания и системы управления сварочным оборудованием
- ▶ Оборудование для орбитальной сварки и обработки труб
- ▶ Электронно-лучевая, лазерная, плазменная сварка и резка
- ▶ Автоматизированные комплексные системы и агрегаты для сварки и резки
- ▶ Автоматизация сварочных производственных и технологических процессов, программное обеспечение
- ▶ Приборы для неразрушающего контроля сварных соединений
- ▶ Научное и информационное обеспечение сварки
- ▶ Система подготовки, переподготовки и аттестации сварщиков
- ▶ Сертификация сварочного оборудования.

Контакты: тел.: 226-90-83; факс: +375 17 226-98-58, 226-99-36; E-mail: e_fedorova@solo.by



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ЗТВ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ТИПА 30X2H2MФ

**В.Д. ПОЗНЯКОВ, В.А. КОСТИН, А.А. ГАЙВОРОНСКИЙ, И.А. МОССОКОВСКАЯ,
В.В. ЖУКОВ, А.В. КЛАПАТЮК**

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

При изготовлении сварных металлоконструкций корпусов машин специального назначения широко используются термоупрочненные среднеуглеродистые и углеродистые легированные стали со средней, повышенной и высокой твердостью. С учетом требований обеспечения равнопрочности сварного соединения соответствующими значениями предела текучести должен обладать и металл зоны термического влияния. Однако в отличие от стали, которая приобретает необходимый комплекс механических свойств в результате исходной термической обработки (закалка + отпуск), механические свойства металла зоны термического влияния обеспечиваются путем формирования определенного комплекса микроструктур, формирующихся в процессе его охлаждения (режимов сварки). Формирование в металле зоны термического влияния сварных соединений данных сталей преимущественно мартенситных структур и насыщение этой области диффузионным водородом приводит к повышению их склонности к образованию холодных трещин. В связи с этим в настоящей работе представлены результаты исследований, цель которых заключалась в изучении влияния термических циклов сварки на характер структурных превращений, твердость, статическую прочность и сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ высокопрочной среднеуглеродистой легированной стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31 и 0,36 %. Для этого с использованием современных методов физического материаловедения путем моделирования фазовых превращений на установке «Gleeble 3800» была изучена структура и кинетика превращения переохлажденного аустенита. Установлено, что в диапазоне скоростей охлаждения $w_{6/5} = 2,5 \dots 30,0$ °C/c распад аустенита в образцах металла зоны термического влияния стали типа 30X2H2MФ, не зависимо от содержания в ней углерода, происходит преимущественно в области мартенситного превращения. Показано, что твердость и статическая прочность металла зоны термического влияния сварных соединений стали с содержанием углерода 0,36 % обеспечиваются во всем рассмотренном интервале скоростей охлаждения. Подобные свойства металла зоны термического влияния сварных соединений стали с содержанием углерода 0,31 % могут быть достигнуты при условии, когда они охлаждаются в температурном интервале 600...500 °C со скоростью не менее 10 °C/c. Результаты исследований могут быть использованы для оптимизации режимов сварки специальной техники и дальнейшего совершенствования режимов термической обработки стали. Библиогр. 15, рис. 7, табл. 4.

Ключевые слова: высокопрочные легированные стали, зона термического влияния, термические циклы сварки, термокинетические диаграммы распада аустенита, структура металла, твердость металла

В настоящее время при изготовлении сварных узлов и корпусов колесной техники специального назначения широко применяются термоупрочненные высокопрочные стали, легированные хромом, никелем, молибденом, с содержанием углерода от 0,25 до 0,50 %. Иногда такие стали микролегируют ванадием, алюминием и бором. В зависимости от назначения стали могут иметь среднюю ($HB \geq 2850$ МПа), повышенную ($HB \geq 3350$ МПа) и высокую ($HB \geq 3630$ МПа) твердость, которую они приобретают после соответствующей термической обработки, состоящей из закалки и отпуска [1–4].

Одно из основных требований, которое предъявляется к сварным соединениям из данных сталей, заключается в том, что твердость металла зоны термического влияния (ЗТВ) соединений

должна быть не ниже твердости основного металла. Поскольку после сварки конструкции из указанных сталей не закаливаются, а лишь подвергаются низкотемпературному отпуску, то становится очевидным, что необходимые показатели твердости металл ЗТВ должен приобретать в состоянии после сварки.

Известно [5, 6], что механические свойства металла определяют его структурный состав, кроме того, формирование структуры в металле ЗТВ сварных соединений зависит не только от химического состава сталей, но и от термических циклов сварки. При определенных условиях, когда металл после нагрева охлаждается с малой скоростью, он может разупрочняться. С повышением скорости охлаждения его твердость и статическая прочность, как правило, увеличиваются.



Таблица 1. Химический состав образцов стали типа 30X2H2МФ, %

№ образца	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	S	P
X	0,31	1,16	0,74	1,66	2,26	0,30	0,080	0,20	0,040	0,024	0,010	0,016
H	0,36	1,32	0,81	1,65	2,34	0,50	0,062	0,20	0,037	0,025	0,010	0,019

Таблица 2. Механические свойства образцов стали типа 30X2H2МФ

№ образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU_{+20} , Дж/см ²	KCU_{-40} , Дж/см ²	HB, МПа
Требования ТЗ	1470...1660	1750...1960	≥ 7	≥ 15	$\geq 68,6$	$\geq 29,4$	3880...4990
X	1426...1434	1673...1680	11,9...12,8	54,1...57,5	109...118	100...108	4150...4490
H	1470...1486	1787...1802	10,2...10,7	46,6...49,2	78...86	74...85	4400...4490

Сварные соединения высокопрочных среднеуглеродистых легированных сталей склонны к образованию холодных трещин. Это связано с формированием в металле ЗТВ закалочных структур и остаточных растягивающих напряжений [7–10]. При наличии диффузионного водорода в металле вероятность образования холодных трещин возрастает, а сам процесс становится более интенсивным [11, 12]. Для уменьшения риска образования холодных трещин в сварных соединениях среднеуглеродистых высокопрочных сталей используют их подогрев. С одной стороны, это позволяет управлять кинетикой фазовых превращений и формировать структуры с повышенной стойкостью к образованию холодных трещин, а с другой — создавать условия для активной десорбции водорода из сварного соединения.

В связи с этим цель настоящей работы заключалась в изучении влияния термических циклов сварки на характер структурных превращений, твердость, статическую прочность и сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ высокопрочной среднеуглеродистой легированной стали типа 30X2H2МФ с содержанием углерода 0,31 и 0,36 %.

В качестве объекта исследований были выбраны образцы высокопрочной среднеуглеродистой стали типа 30X2H2МФ, суммарное содержание легирующих элементов ориентировочно составляло 4 % (табл. 1).

Механические свойства образцов в состоянии после термообработки (закалка + низкотемпературный отпуск) представлены в табл. 2.

Методики исследований. Химический анализ образцов проводили в соответствии с ГОСТ 18895–97 на оптическом эмиссионном спектрометре «Спектровак-1000» (фирма «Baird», США).

Для выявления микроструктуры в образцах использовали метод химического травления в 4 % спиртовом растворе азотной кислоты. Образцы для исследований изготавливали по стандартным методикам с применением алмазных паст различной дисперсности.

Структурный анализ осуществляли с помощью светового микроскопа «Neophot-32» при увеличениях 200 и 500. Цифровое изображение регистрировали с помощью цифровой камеры «Olympus». Микротвердость структурных составляющих и интегральную твердость металла ЗТВ измеряли на твердомере М-400 фирмы «LECO» при нагрузках соответственно 100 г ($HV\ 0,1$) и 1 кг ($HV\ 10$) по ГОСТ 2999–59.

Характер структурных превращений в металле ЗТВ образцов стали типа 30X2H2МФ изучали методом имитации термомеханического цикла сварки (ТДЦС) с использованием комплекса «Gleeble 3800», оснащенного быстродействующим dilatометром [13]. Исследования выполняли с применением цилиндрических образцов диаметром 6,0 мм и длиной 80 мм, изготовленных из листового проката толщиной 12 и 20 мм. В соответствии с разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона методикой образцы нагревали в вакуумной камере до температуры 1250 °С, а затем охлаждали. При этом достаточно точно воспроизводились параметры термического цикла сварки (тепловые и временные) в металле ЗТВ соединений при механизированной сварке в среде защитных газов проволокой сплошного сечения диаметром 1,2 мм с использованием разных режимов сварки. Скорость нагрева образцов от 20 до 1250 °С составляла 210 °С/с (время нагрева 6 с), скорость охлаждения в температурном интервале 600...500 °С $w_{6/5}$ изменяли в диапазоне 2,5...30,0 °С/с.

При изучении кинетики распада аустенита температуры начала и конца превращения определяли по методике, представленной в работе [14].

Механические свойства металла ЗТВ (предел текучести, временное сопротивление разрыву, относительное удлинение и относительное сужение) определяли по результатам испытания на статическое растяжение при температуре +20 °С стандартных образцов (тип II по ГОСТ 6996–66). Образцы изготавливали из предварительно обработанных по термическому циклу сварки заготовок стали размерами 12×12×150 мм. Во время термической обработки заготовки нагревали



проходящим током до температуры 1250 °С (скорость нагрева 150 °С/с), а затем охлаждали таким образом, чтобы в температурном интервале 600...500 °С обеспечить скорость охлаждения 2,5...30,0 °С/с, которую регулировали путем изменения интенсивности обдува заготовок аргоном.

Склонность стали к образованию холодных трещин изучали по методу Имплант [15] с использованием образцов-вставок диаметром 6,0 мм без винтового надреза.

За показатель, характеризующий сопротивляемость металла ЗТВ сварных соединений образованию холодных трещин, принимали критическое напряжение $\sigma_{кр}$, при котором образец не разрушается в течение 24 ч.

Содержание водорода в наплавленном металле оценивали с использованием метода «карандашных проб». В качестве запирающей жидкости применяли смесь дистиллированной воды с глицерином.

Результаты исследований. Металл образца X в состоянии поставки (без термической обработки) имеет структуру, состоящую из смеси верхнего и нижнего бейнита с преобладанием структуры верхнего бейнита (рис. 1, а). После термической обработки структура стали трансформируется в смесь мартенсита и нижнего бейнита (рис. 2, а). Наблюдающиеся светлые полосы в структуре об-

разца X связаны с характером химической микро-неоднородности (прежде всего по углероду, сере и фосфору), образующейся в процессе производства стали. Используемая термическая обработка несколько снижает степень химической неоднородности, но полностью не устраняет полосчатость структуры.

Исследования показали, что под действием ТДЦС структура металла изменяется. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита, характеризующая влияние скорости охлаждения $w_{6/5}$ на структурно-фазовые превращения в металле ЗТВ сварных соединений стали образцов X, представлена на рис. 3, а. Температура начала распада аустенита A_{c3} для данного металла составляет 870...880 °С. Температура начала мартенситного (бездиффузионного) превращения составляет 350...355 °С, а окончания — 150...155 °С (рис. 3, а).

Повышение твердости HV 0,1 мартенситной матрицы в 1,5 раза с 3680 (при 2,5 °С/с) до 5070 МПа (при 30 °С/с), судя по всему, связано с уменьшением размеров пакетов мартенсита (рис. 4) вследствие повышения доли участков с благоприятной кристаллографической ориентацией для развития мартенситного превращения. Этим, вероятнее всего, можно объяснить и тот факт, что с увеличением скорости охлаждения ста-

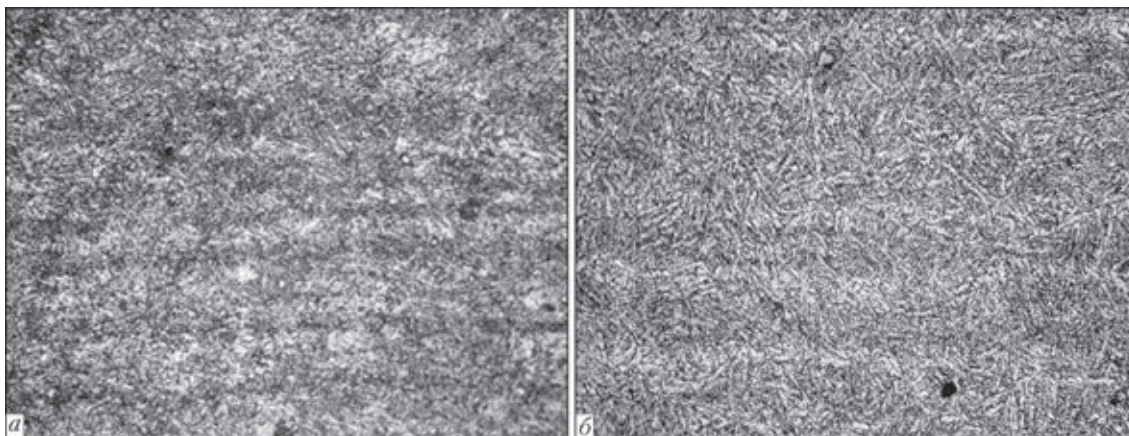


Рис. 1. Структура ($\times 500$) стали 30X2H2МФ с содержанием углерода 0,31 (а) и 0,36 % (б) в состоянии поставки

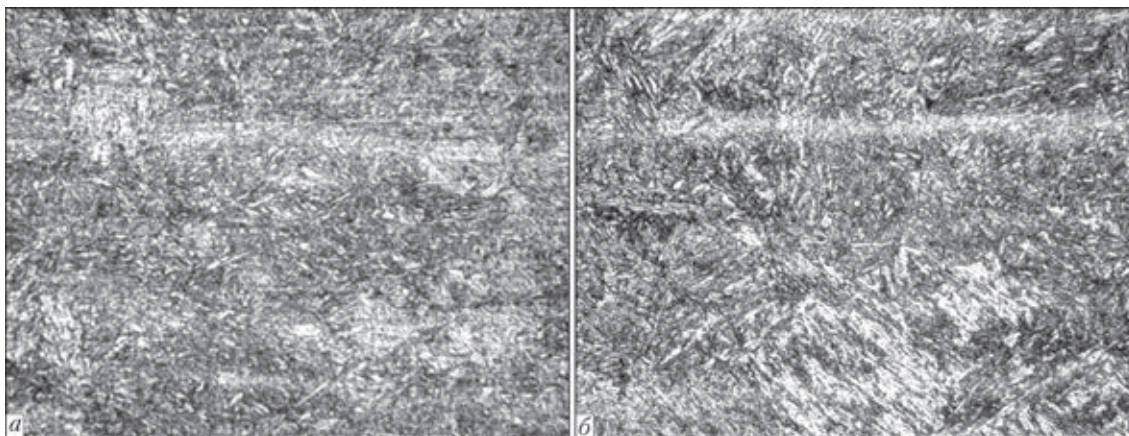


Рис. 2. Структура ($\times 500$) стали 30X2H2МФ с содержанием углерода 0,31 (а) и 0,36 % (б) после закалки и низкого отпуска

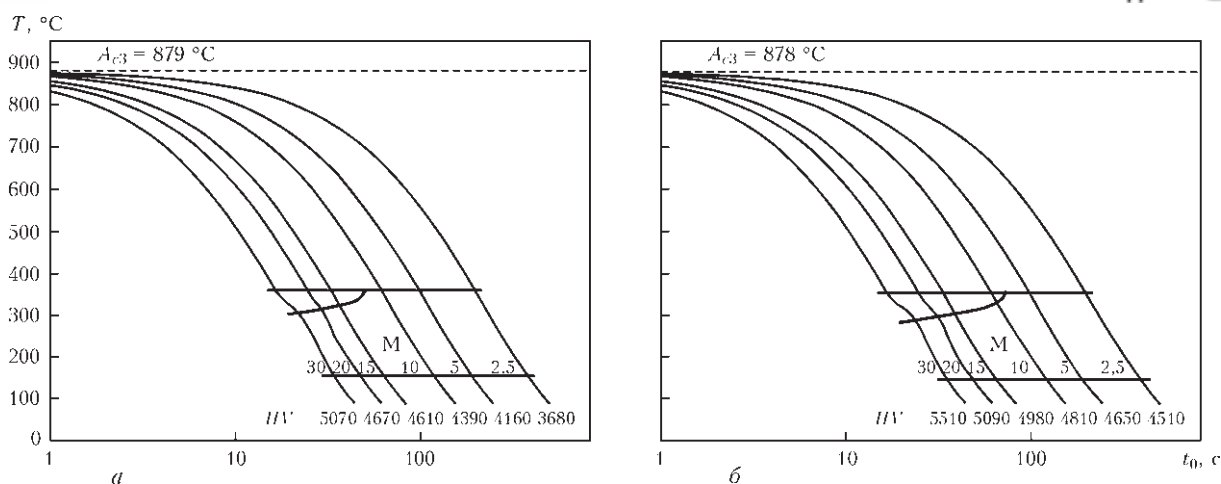


Рис. 3. Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита в металле ЗТВ соединений стали 30X2H2MF с содержанием углерода 0,31 (а) и 36 % (б) при дуговой сварке (t_0 — время охлаждения)

Таблица 3. Механические свойства металла ЗТВ образцов стали типа 30X2H2MF с содержанием углерода 0,31 %

$w_{6/5}$, °C/c	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	ψ , %	HV_{10} , МПа
2,5	1060	1250	14,7	58,6	3680
5,0	1127	1330	14,1	58,0	4160
10,0	1200	1410	13,0	57,0	4390
15,0	1300	1510	12,4	55,1	4610
20,0	1330	1540	12,8	54,8	4670
30,0	1534	1684	11,7	48,8	5070

тическая прочность металла ЗТВ увеличивается, а его пластические свойства снижаются (табл. 3). Характер изменения микроструктуры металла ЗТВ стали 30X2H2MF с содержанием 0,31 % углерода приведен на рис. 5. Микроструктурные исследования подтвердили, что в рассмотренном диапазоне скоростей охлаждения ($w_{6/5} = 2,5 \dots 30,0$ °C/c) превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали происходят исключительно в мартенситной области.

При скорости охлаждения $w_{6/5} = 2,5$ °C/c на участке перегрева металла ЗТВ образуется мартенсит (М), размеры пакетов которого составляют приблизительно $h_M \sim 34,0$ мкм (рис. 4; 5, а) с

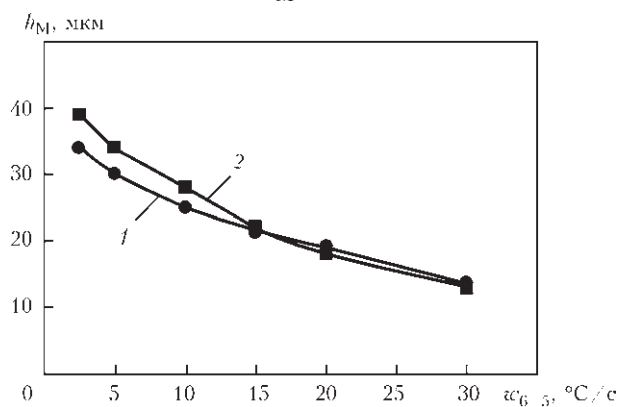


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения на размер пакетов мартенсита h_M в структуре металла ЗТВ стали 30X2H2MF с содержанием углерода 0,31 С (1) и 0,36 % (2)

микротвердостью $HV_{0,1} = 3360 \dots 3830$ МПа. Интегральная твердость (HV_{10}) металла составляет 3680 МПа, $\sigma_{0,2} = 1060$ МПа, $\delta_5 = 14,7$ %.

При увеличении скорости охлаждения от 2,5 до 20,0 °C/c структура металла ЗТВ на участке перегрева существенных изменений не претерпевает. Однако размеры пакетов мартенсита при этом уменьшаются от 32,8 мкм при $w_{6/5} = 5,0$ °C/c до 19,0 мкм при $w_{6/5} = 20,0$ °C/c (рис. 4, 5). Интегральная твердость металла при этом увеличивается от 4160 до 4670 МПа, а предел текучести от 1127 до 1330 МПа. При этом его пластические свойства снижаются от 14,1 до 12,8 %.

При $w_{6/5} = 30,0$ °C/c структура металла на участке перегрева ЗТВ стали типа 30X2H2MF с содержанием углерода 0,31 % также состоит из мартенсита, размеры пакетов которого не превышают 12,5 мкм. При этом микротвердость мартенсита повышается до $HV_{0,1} = 4170 \dots 4720$ МПа, а интегральная твердость металла возрастает до 5070 МПа (рис. 4; 5, е). За счет этого $\sigma_{0,2}$ металла ЗТВ возрастает до 1534 МПа, а δ_5 и ψ (пластичность) снижается до 11,7 и до 48,8 % соответственно.

Установленные закономерности изменения структуры металла образца Х показывают, что при скорости охлаждения $w_{6/5} \geq 20,0$ °C/c в металле ЗТВ данной стали формируется мартенситная структура повышенной твердости. Очевидно, что уровень локальных внутренних напряжений в структуре металла при увеличении скорости охлаждения будет также повышаться, а его способность к пластическому деформированию резко снижаться. В комплексе с повышенным содержанием водорода в металле ЗТВ это создает предпосылки к тому, что данный металл будет иметь низкую стойкость к образованию холодных трещин. Исходя из этого можно предположить, что для предупреждения образования холодных трещин в сварных соединениях стали с содержанием угле-

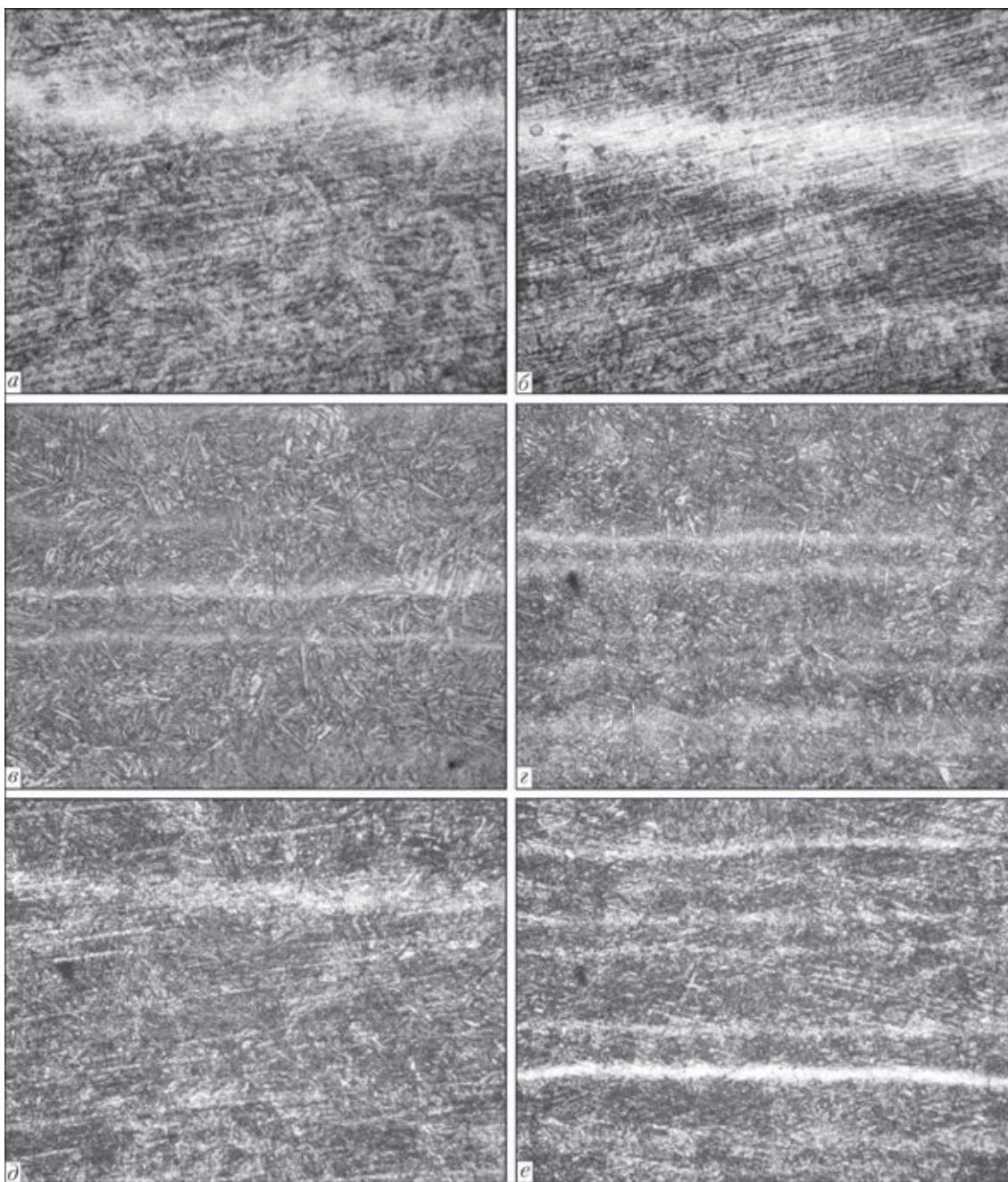


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла ЗТВ в участке перегрева стали 30X2H2MФ, содержащей 0,31 % С, при $w_{6/5} = 2,5$ °C/с (а), 5,0 (б), 10,0 (в), 15,0 (г), 20,0 (д), 30,0 (е)

рода 0,31 % скорость охлаждения в металле ЗТВ не должна превышать 20,0 °C/с.

Структура металла образца Н, содержащая 0,36 % углерода, в состоянии поставки (без термической обработки) также состоит из смеси верхнего и нижнего бейнита (см. рис. 1, б). После термической обработки (закалка + низкотемпературный отпуск) структура стали превращается в смесь мартенсита, верхнего и нижнего бейнита (рис. 2, б).

Под действием ТДЦС структура металла ЗТВ изменяется, увеличиваются размеры структурных составляющих и твердость металла. Обобщенные результаты исследований влияния скорости охлаждения на структурно-фазовые превращения в

металле ЗТВ представлены на рис. 3, б в виде термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита. На рис. 4 показано изменение размеров структурных составляющих, а на рис. 5 приведены типичные микроструктуры, сформировавшиеся на участке перегрева металла ЗТВ под воздействием ТДЦС. В табл. 4 представлены данные об изменении механических свойств металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,36 % под воздействием ТДЦС.

Как показали проведенные исследования, превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ стали с содержанием углерода 0,36% в диапазоне скоростей охлаждения $w_{6/5} = 2,5 \dots 30,0$ °C/с,



Таблица 4. Механические свойства металла ЗТВ образцов стали типа 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,36 %

$w_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{с}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta_5, \%$	$\psi, \%$	$HV 10, \text{МПа}$
2,5	1240	1460	12,8	55,8	4510
5,0	1262	1490	12,7	55,0	4550
10,0	1395	1615	12,1	53,6	4810
15,0	1445	1705	11,2	48,3	4980
30,0	1607	1896	10,4	46,8	5510

как и в стали с содержанием углерода 0,31 %, также происходят исключительно в мартенситной области. Однако в отличие от стали с содержанием углерода 0,31 % (образец Х) образование мартен-

сита в ней начинается при более низкой температуре превращения — 340...350 °С, а заканчивается при температуре 140 °С (см. рис. 3, б). Как и в предыдущем случае на параметры структуры металла ЗТВ заметное влияние оказывает скорость охлаждения. Данные относительно изменения размеров пакетов мартенсита, микроструктуры и интегральной твердости металла ЗТВ на участке перегрева этой стали представлены на рис. 4, б и 3, б соответственно.

Результаты металлографических исследований свидетельствуют, что при скорости охлаждения $w_{6/5} = 2,5 ^\circ\text{C}/\text{с}$ в структуре металла ЗТВ стали с содержанием углерода 0,36 % образуется мартенсит (рис. 6, а), размеры пакетов которого ориентиро-

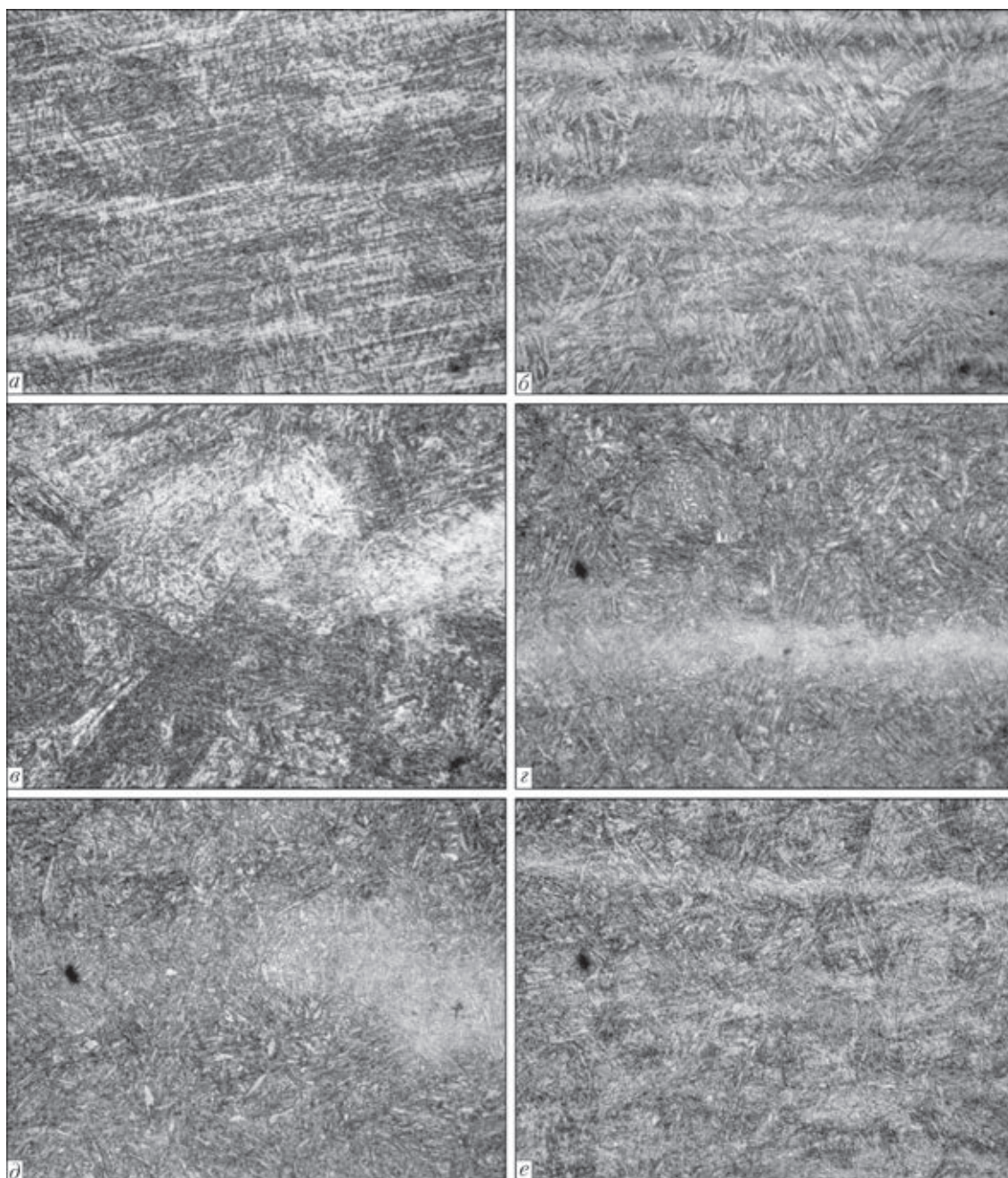


Рис. 6. Микроструктура (×500) металла ЗТВ в участке перегрева стали 30X2H2MФ, содержащей 0,36 % С, при $w_{6/5} = 2,5$ (а), 5,0 (б), 10,0 (в), 15,0 (г), 20,0 (д), 30,0 (е)



вочно составляют $h_M \sim 37,1$ мкм (см. рис. 4) с микротвердостью $HV_{0,1} = 3930...4720$ МПа. Интегральная твердость закаленного металла ЗТВ при данных условиях охлаждения составляет $HV_{10} = 4510$ МПа, предел текучести находится на уровне 1240 МПа, а относительное удлинение составляет 12,8 %.

При увеличении скорости охлаждения от $w_{6/5} = 5,0$ до $15,0$ °C/с размеры пакетов мартенсита уменьшаются от 33,8 до 22,5 мкм, а его микротвердость увеличивается от 3810...4850 до 4470...5000 МПа (см. рис. 6). При этом интегральная твердость закаленного металла ЗТВ повышается от 4550 до 4980 МПа, значения $\sigma_{0,2}$ от 1262 до 1445 МПа, а показатели относительного удлинения снижаются от 12,7 до 11,2 %.

Наиболее заметное изменение параметров структуры на участке перегрева металла ЗТВ стали с содержанием углерода 0,36 % наблюдалось в образцах, которые охлаждались со скоростью $w_{6/5} = 30,0$ °C/с. При этом в металле ЗТВ формируется структура мартенсита, которая имеет микротвердость $HV_{0,1} = 4460...5200$ МПа с пакетами размером $h_M \sim 12,5$ мкм. При таких условиях формирования структуры закаленный металл ЗТВ приобретает интегральную твердость на уровне $HV_{10} = 5510$ МПа. При этом предел текучести металла увеличивается до 1607 МПа, а относительное удлинение и сужение уменьшаются до 10,4 и 46,8 % соответственно.

Таким образом, можно отметить, что в отличие от стали, содержание углерода в которой составляет 0,31 %, в металле ЗТВ стали с содержанием углерода 0,36 % мартенситная структура с повышенной твердостью образуется при более низких скоростях охлаждения $w_{6/5} \geq 15,0$ °C/с. Исходя из этого можно предположить, что для предотвращения образования холодных трещин в сварных соединениях технологические параметры режимов сварки соединений стали 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,36 % должны быть такими, при которых скорость охлаждения $w_{6/5}$ металла ЗТВ не будет превышать 15,0 °C/с.

Количественную оценку склонности стали типа 30X2H2MФ к образованию холодных трещин проводили с использованием образцов-вставок, изготовленных из стали с содержанием углерода 0,36 %.

Наплавку, которая соединяла образец-вставку с опорной пластиной, выполняли механизированной сваркой в смеси газов (80 % Ar + 20 % CO₂) проволокой сплошного сечения марки Св-08ГСМТ диаметром 1,2 мм. Содержание диффузионного водорода $[H]_{\text{диф}}$ в металле, наплавленном указанной проволокой в состоянии поставки, составляет $4,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Специальная подготовка проволоки

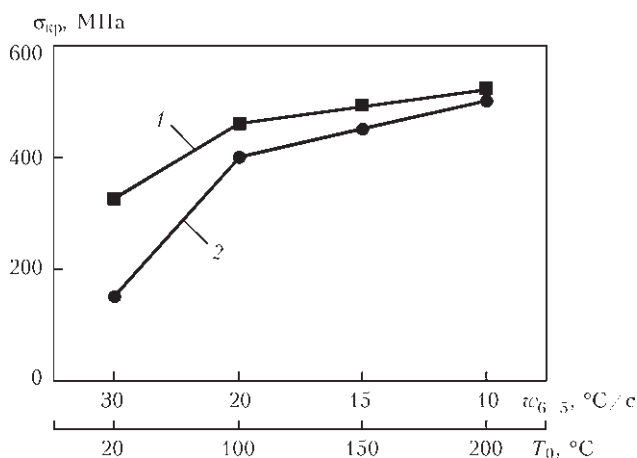


Рис. 7. Влияние температуры предварительного подогрева T_0 образцов и содержания диффузионного водорода в наплавленном металле на склонность металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ к образованию холодных трещин: 1 — $[H]_{\text{диф}} = 1,1 \text{ см}^3/100 \text{ г}$; 2 — 4,2

под сварку, которая заключалась в ее нагреве с печью до температуры 240 °C, выдержке при этой температуре в течение 2 ч, охлаждении в печи до температуры окружающей среды и последующей механической зачистке, позволила уменьшить содержание $[H]_{\text{диф}}$ в наплавленном металле до $1,1 \text{ см}^3/100 \text{ г}$. Результаты испытаний по методу Имплант, характеризующие изменение σ_{cr} металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ в зависимости от температуры предварительного подогрева образцов и содержания диффузионного водорода в наплавленном металле, представлены на рис. 7.

Выполненные исследования свидетельствуют, что с увеличением содержания $[H]_{\text{диф}}$ в наплавленном металле от 1,1 до $4,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ способность металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ сопротивляться образованию холодных трещин снижается практически в 2 раза. Существенно повысить стойкость сварных соединений, выполненных проволокой Св-08ГСМТ, к данному виду разрушения возможно за счет их предварительного подогрева до температур 150...200 °C.

Выводы

1. Установлено, что в диапазоне скоростей охлаждения $w_{6/5} = 2,5...30,0$ °C/с превращения переохлажденного аустенита в металле ЗТВ среднеуглеродистой легированной стали 30X2H2MФ независимо от содержания в ней углерода происходят в области мартенситного превращения с образованием незначительного количества верхнего и нижнего бейнита.

2. С повышением скорости охлаждения образцов $w_{6/5}$ от 2,5 до 30,0 °C/с и содержания углерода от 0,31 до 0,36 % твердость металла ЗТВ на участке перегрева увеличивается от 3680 до 5070 и от 4390 до 5420 МПа соответственно. При этом его



статическая прочность также повышается, в то время как пластичность снижается.

3. Для предотвращения образования холодных трещин в сварных соединениях технологические параметры режимов сварки соединений стали 30X2H2MФ с содержанием углерода 0,31...0,36 % должны быть такими, при которых скорость охлаждения $w_{6/5}$ металла ЗТВ не будет превышать 15 °С/с, а содержание диффузионного водорода в наплавленном — 1,5 см³/100 г.

4. Увеличение содержания диффузионного водорода в наплавленном металле от 1,1 до 4,2 см³/100 г снижает способность металла ЗТВ стали типа 30X2H2MФ сопротивляться образованию холодных трещин в 2 раза. Повысить стойкость сварных соединений стали, выполненных проволокой Св-08ГСМТ, к образованию холодных трещин, можно за счет их предварительного подогрева до температур 150...200 °С.

1. *Totten G.E.* Steel heat treatment: Metallurgy and technologies. Front cover. – CRC Press, 2006. – 848 p. – (Technology & Engineering).
2. *Каширский Ю.В., Колосков М.М.* Информационный банк по машиностроительным материалам и режимам обработки // Тяж. машиностроение. – 2000. – № 4. – С. 12–19.
3. *Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
4. *Большаков В.И., Долженков И.Е., Долженков В.И.* Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции: Учебник для вузов. – Днепропетровск: Gaudeamus, 2002. – 390 с.

5. Влияние энергоснабжения на пластические свойства соединений стали Х70 при контактной стыковой сварке оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, Г.М. Григоренко, Д.П. Новикова и др. // Автомат. сварка. – 2007. – № 6. – С. 5–10.
6. Влияние термического цикла ЭПН ЖМ на структуру модельного многослойного слитка / Л.Б. Медовар, В.Я. Саенко, А.А. Полишко и др. // 36. науч. праць Микол. ун-ту суднобудування. – 2010. – № 1. – С. 75–83.
7. *Seo J.S., Kim H.J., Ryoo H.S.* Microstructure parameter controlling weld metal cold cracking // J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2008. – 27, Issue 2. – P. 199–202.
8. *Стеренбоген Ю.А.* Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин // Автомат. сварка. – 1986. – № 6. – С. 5–8.
9. *Скульский В.Ю.* Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающихся сталей // Там же. – 2009. – № 7. – С. 14–20.
10. *Гайворонский А.А., Саржевский В.А., Гордонный В.Г.* Свариваемость среднеуглеродистой легированной стали 38Х2МЮА // Там же. – 1997. – № 4. – С. 20–24, 33.
11. *Hydrogen embrittlement property of a 1700 MPa class ultrahigh strength tempered martensitic steel* / S. Li, E. Akiyama, K. Yuuji et al. // Sci. and Technol. Adv. Materials. – 2010. – № 11. – P. 1–6.
12. *Wongpanya P., Boellinghaus Th., Lothongkum G.* Heat treatment procedures for hydrogen assisted cold cracking avoidance in S 1100 QL steel root welds // Welding in the World. – 2008. – 52. – P. 671–678.
13. *Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю.* Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Автомат. сварка. – 2008. – № 3. – С. 31–34.
14. *Черепин В.Т.* Экспериментальная техника в физическом металловедении. – Киев: Техніка, 1968. – 280 с.
15. *Макаров Э.Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с.

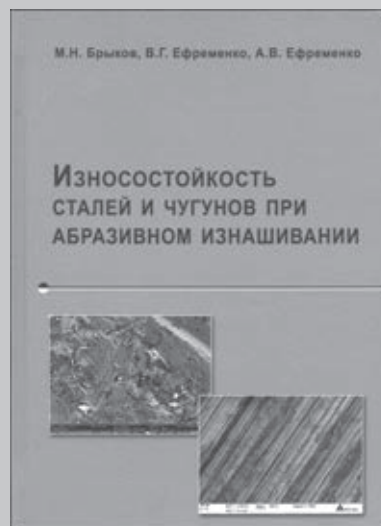
Поступила в редакцию 17.12.2014

НОВАЯ КНИГА

Брыков М.Н., Ефременко В.Г., Ефременко А.В. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании. – Херсон: Гринь Д.С., 2014. – 364 с.

В монографии представлены результаты исследований износостойкости сталей и чугунов при абразивном изнашивании в широком диапазоне условий трения. Показано, что высокая износостойкость может быть достигнута не только за счет повышения объемной доли карбидных фаз в структуре сплавов, но и благодаря получению матрицы высокоуглеродистого нестабильного аустенита. Исследовано влияние широкого спектра параметров трибосистемы на износостойкость нелегированных и легированных железоуглеродистых сплавов в различном структурном состоянии.

Может быть полезна научным работникам, аспирантам, студентам технических вузов, а также специалистам-практикам в области разработки и эксплуатации износостойких материалов.





ВЛИЯНИЕ ТИТАНСОДЕРЖАЩИХ ИНОКУЛЯНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В.В. ГОЛОВКО, С.Н. СТЕПАНИЮК, Д.Ю. ЕРМОЛЕНКО

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

Существует необходимость повышения показателей вязкости и пластичности металла швов высокопрочных низколегированных сталей. Влияние инокулянтов на процесс кристаллизации и формирование зерен первичной структуры мало изучены. Рассмотрена возможность управления размером зерен первичной структуры металла сварных швов, выполненных способом сварки порошковой проволокой в среде защитного газа, за счет инокулирования в расплав сварочной ванны тугоплавких соединений титана, введенных в сердечник порошковой проволоки. Исследовано распределение неметаллических включений в металле швов по размерам и их морфология. Проведены исследования первичной и вторичной структуры металла швов. Установлено, что введение в сварочную ванну тугоплавких соединений титана позволяет изменять размер дендритов первичной структуры. Определено, что присутствие на межфазной границе соединений титана, которые плохо смачиваются жидким железом (TiN), приводит к блокированию роста дендритов, в то время как введение в расплав соединений титана, характеризующихся малыми углами смачивания жидким железом (TiC), способствует формированию более крупных дендритов. Показано, что в зависимости от состава инокулянта может быть получен металл швов с бейнитной (TiN) или ферритной (TiC) вторичной структурой, которые близки по показателям прочности, но отличаются по уровню пластичности и вязкости. Полученные результаты реализованы в виде технологии сварки высокопрочных низколегированных сталей порошковой проволокой, в состав которой введены титаносодержащие инокулянты. Технология прошла опытно-промышленную проверку на Новокраматорском машиностроительном заводе. Библиогр. 7, табл. 5, рис. 5.

Ключевые слова: дуговая сварка, низколегированные стали, порошковая проволока, введение титаносодержащих инокулянтов, металл шва, структура и свойства

Одной из характерных особенностей производства сварных металлоконструкций в последние десятилетия является существенное расширение объемов применения высокопрочных низколегированных (ВПНЛ) сталей, использование которых позволяет снизить металлоемкость изделий, сократить энергозатраты на их изготовление. Комплекс механических свойств сварной конструкции определяется показателями структуры как основного металла, так и металла сварного соединения. Если структура холоднокатаного проката формируется в результате сложного металлургического и термомеханического воздействия, то возможности управления микроструктурой металла шва весьма ограничены. Одним из эффективных рычагов такого управления служат неметаллические включения.

В научно-технической литературе имеется большое количество работ, в которых исследовано влияние включений на условия образования ферритной структуры, особенности $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений [1–3]. Значительно меньше работ, посвящено изучению роли неметаллических включений в процессах кристаллизации и формирования зерен первичной структуры [4, 5]. Известно, что характер процесса перекристаллизации может существенно

разниться в зависимости от размера зерен первичного аустенита [4], а тугоплавкие включения, присутствующие в расплаве металла, могут оказывать влияние на условия роста дендритов [5].

Цель настоящего исследования заключалась в изучении возможности управления размером зерен первичной структуры металла сварных швов ВПНЛ сталей, выполненных методом дуговой сварки порошковой проволокой в среде защитного газа ($Ar + CO_2$) за счет инокулирования в расплав сварочной ванны тугоплавких соединений титана, введенных в сердечник порошковой проволоки. В качестве инокулянтов были выбраны соединения титана с различной величиной смачивания расплавленным железом при 1600 °С (табл. 1).

Химический состав металла швов, полученных в соответствии с требованиями [7], приведен в табл. 2.

Из металла швов изготавливали шлифы для исследования особенностей распределения неметал-

Таблица 1. Температура плавления $T_{пл}$ и угол смачивания θ расплавленным железом соединений титана при 1600 °С [6]

Включение	$T_{пл}$, °С	θ , град	Тип решетки
TiO ₂	1750	78	ГЦК $a = 0,417$ нм
TiN	2950	130	ГЦК $a = 0,423$ нм
TiC	3150	49	ГЦК $a = 0,431$ нм



лических включений и состава микроструктуры, а также образцы для определения механических свойств в соответствии с требованиями ГОСТ 6996–66. Результаты определения механических свойств металла швов, приведенные в табл. 3, показали, что исследованные швы близки по показателям прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$), но отличаются по уровню пластичности (δ_5 , ψ) и вязкости (KCV).

Исследование особенностей распределения неметаллических включений проводили на не травленных шлифах с использованием оптического микроскопа «Neophot-30» и последующей компьютерной обработкой изображений для получения информации об их объемном содержании (рис. 1). Металлографические и фрактографические исследования образцов металла швов проводили в центрах коллективного пользования ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. На сканирующем электронном микроскопе «JSM-35CF» был выполнен анализ микроструктуры металла швов на поперечных шлифах после травления в 4%-м растворе HNO_3 в этиловом спирте. Морфологию и состав неметаллических включений на поверхностях разрушения исследовали с помощью ОЖЕ-микроскопа «JAMP 9500F», оборудованном энергодисперсионным рентгеновским спектрометром системы INCA (исследователь Л.М. Капитанчук).

В связи с тем, что цель работы заключалась в исследовании влияния введения тугоплавких инокулянтов в сварочную ванну, особое внимание уделили анализу морфологии и состава неметаллических включений. Было установлено, что по морфологическим характеристикам включения в рассмотренных образцах можно разделить на две основных группы: однофазные и многофазные. Однофазные включения размером до 0,3 мкм состояли из тугоплавких частиц оксидов титана (швов TiO_2), карбидов титана (швов TiC) и нитридов титана (швов TiN). Включения этого типа размером свыше 1,0 мкм были представлены соединениями силикатов или алюмосиликатов марганца (рис. 2).

Анализ морфологических особенностей неметаллических включений размером свыше 0,5 мкм показал, что в их центре, как правило, расположены тугоплавкие включения, на поверхности которых в процессе охлаждения металла шва выделяются более легкоплавкие составляющие. Как видно из данных, приведенных в табл. 4, металл исследованных швов содержал примерно одинаковую долю включений размером до 0,3 мкм, основную часть которых представляли тугоплавкие соединения титана, однако отличался как размером зерен первичной структуры, так и составом вторичной микроструктуры.

На рис. 3 показаны образцы первичной структуры металла швов, полученные в результате ис-

Таблица 2. Химический состав металла исследованных швов

Инокулянт	Массовая доля в металле, %						
	C	Mn	Si	Ni	Mo	Ti	Al
TiO_2	0,032	1,32	0,30	2,14	0,26	0,013	0,038
TiC	0,046	1,39	0,34	2,10	0,24	0,011	0,033
TiN	0,035	1,40	0,32	2,19	0,26	0,011	0,036

Таблица 3. Механические свойства металла исследованных швов

Инокулянт	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	KCV (Дж/см ²) при температуре, °С			
	МПа		%		20	0	–20	–40
TiO_2	693	605	14	48	89	85	82	57
TiC	715	644	19	63	95	89	85	73
TiN	712	580	5	15	55	47	40	32

следования на оптическом микроскопе «Neophot-30» после травления в кипящем растворе пикрата натрия. Там же приведены результаты измерения толщины дендритов, образовавшихся в процессе затвердевания металла.

Как видно из приведенных данных, инокулирование в сварочную ванну тугоплавких соединений титана влияет на размер дендритной структуры, образующейся в процессе кристаллизации. Характер этого влияния, показанный на рис. 4, позволяет сделать вывод, что наличие на фронте кристаллизующегося металла включений с повышенной энергией взаимодействия с поверхностью дендрита (рис. 3, з) способствует увеличению скорости его роста. Этим можно объяснить заметное увели-

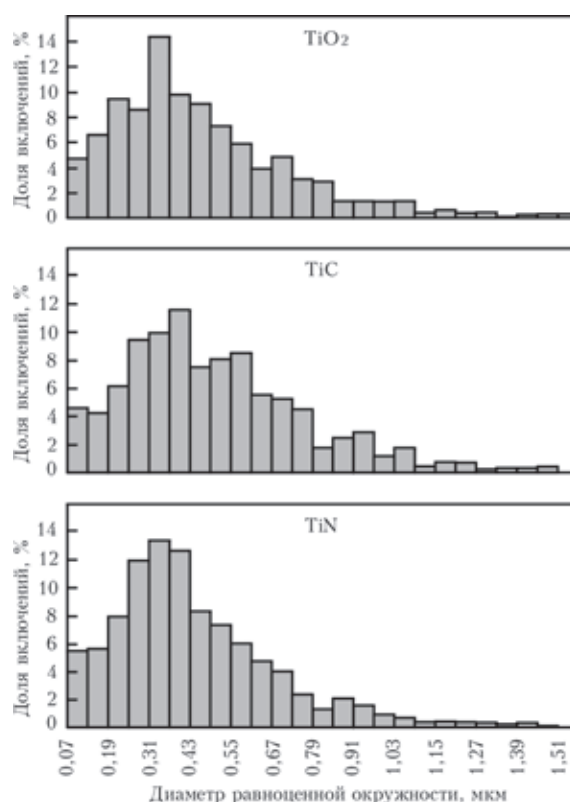


Рис. 1. Распределение неметаллических включений в металле швов по их размерам

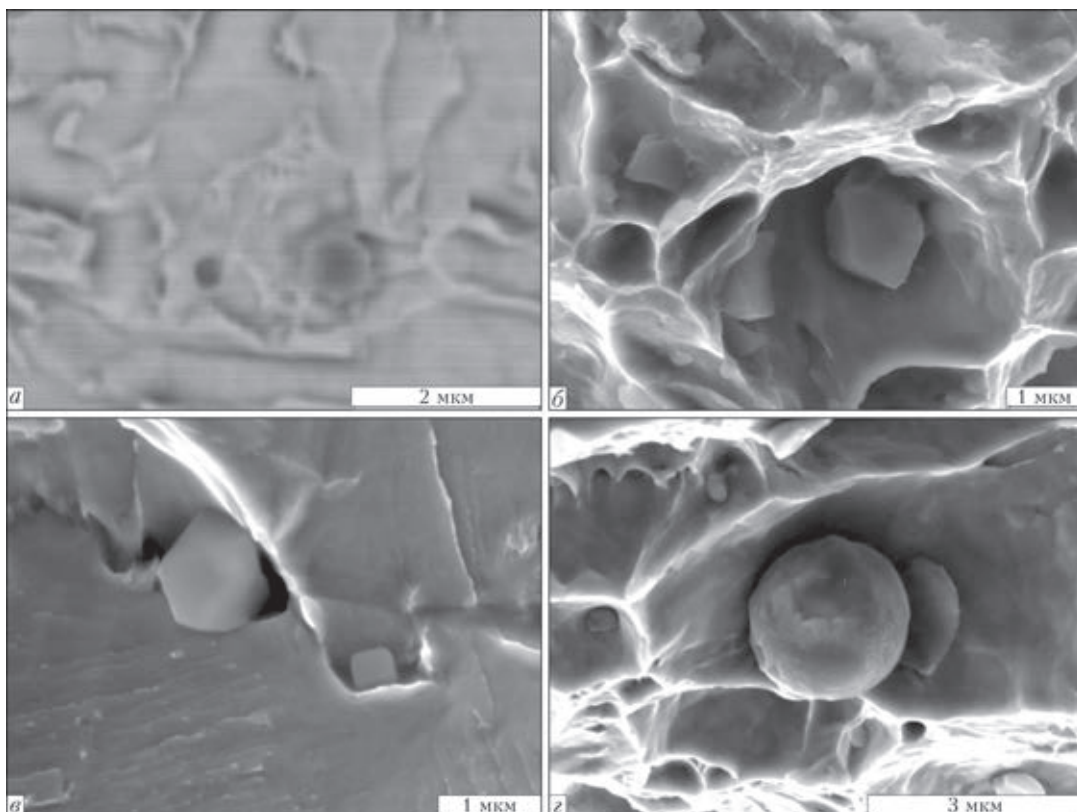


Рис. 2. Морфология неметаллических включений в металле швов: *а* — оксид алюминия; *б* — карбид титана; *в* — нитрид титана; *г* — алюмосиликат марганца

чение размеров дендритов в случае инокулирования карбида титана по сравнению с двумя другими исследованными вариантами (рис. 4).

Известно, что размер зерен первичной структуры оказывает влияние на характер процессов $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений. Вторичную структуру метал-

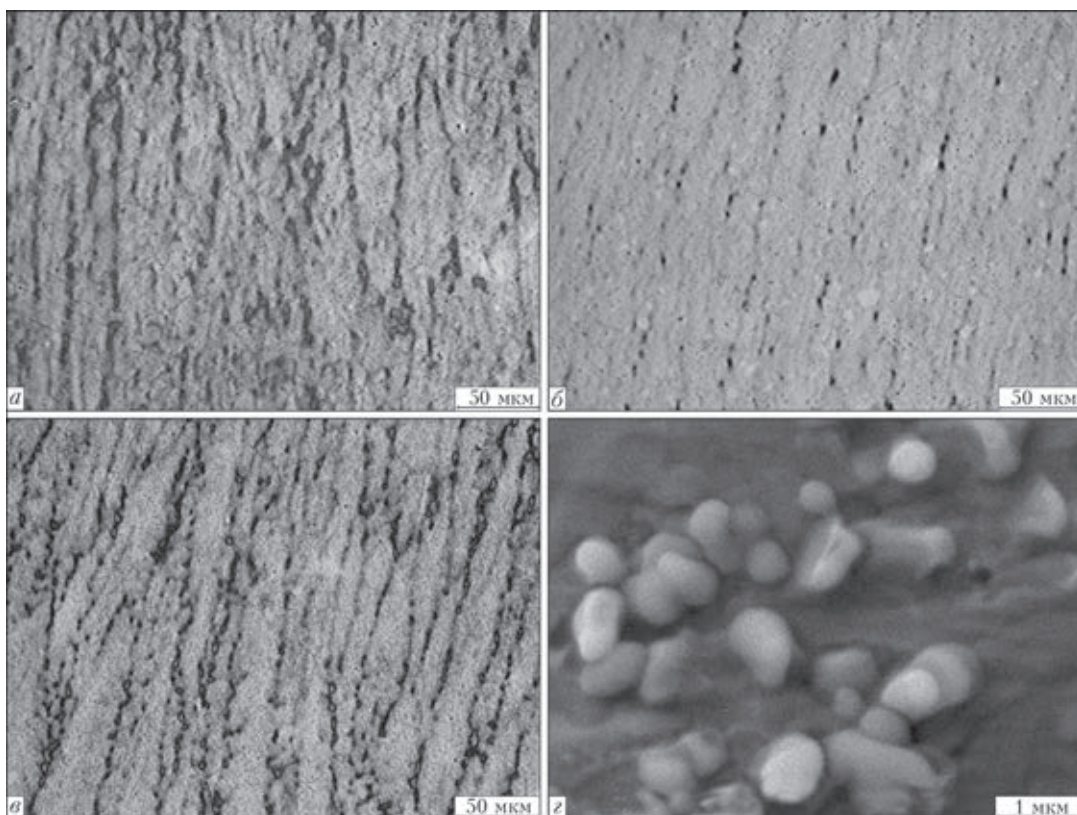


Рис. 3. Первичная структура металла швов: *а* — шов TiO_2 ; *б* — шов TiC ; *в* — шов TiN ; *г* — наночастицы тугоплавких включений на межзеренной границе



Таблица 4. Фракционный состав неметаллических включений в металле исследованных швов

Инокулянт	Объемная доля (%) включений с размером, мкм		
	< 0,3	0,3...0,8	> 0,8
TiO ₂	29,64	61,54	8,82
TiC	24,50	63,50	12,00
TiN	31,11	60,59	8,30

ла швов исследовали с использованием методов оптической и электронной металлографии. Было установлено, что микроструктура швов состоит из смеси ферритной и бейнитной структур. Образцы микроструктуры приведены на рис. 5, а результаты определения доли в ней отдельных структурных составляющих показаны в табл. 5.

Анализ состава микроструктуры металла швов, полученной после завершения процессов перекристаллизации, показал изменение доли содержания в ней ферритной и бейнитной составляющих в зависимости от размера зерен первичной структуры, что можно объяснить соревновательным характером двух основных процессов зарождения ферритной фазы в ходе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Если в случае присутствия на фронте кристаллизации включений TiN, способных сдерживать рост кристаллизующейся γ -фазы, формируются дендриты размером до 100 мкм, то замена этих включений на частицы TiC вызывает увеличение размера дендритов до 150 мкм.

В первом случае центрами зарождения α -фазы являются границы первичных зерен, на которых в высокотемпературной области промежуточного превращения формируется бейнитная структура. Во втором случае, при более крупных аустенитных зернах, энергетически выгодным становится зарождение новой фазы на межфазной поверхности некоторых неметаллических включений

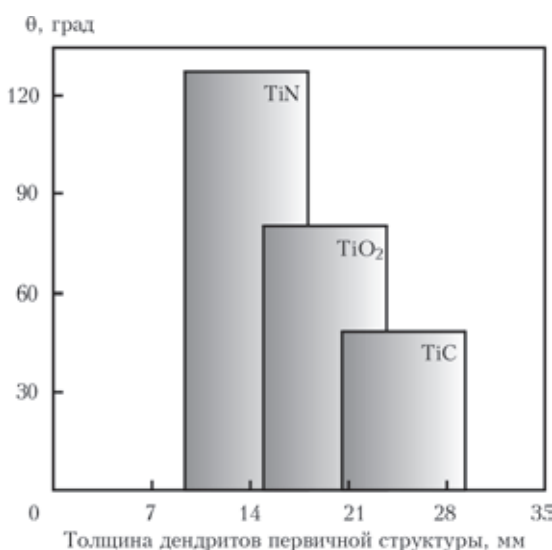


Рис. 4. Взаимосвязь между углом смачивания тугоплавких соединений титана жидким железом и толщиной дендритов первичной структуры металла исследованных швов

Таблица 5. Доля структурных составляющих в микроструктуре металла швов и результаты определения их микротвердости

Инокулянт	Структурная составляющая	Твердость HV	Доля в микроструктуре, %
TiO ₂	Игольчатый феррит	254...264	60
	Полиэдрический феррит	236...254	21
	Полигональный феррит	250...254	12
	Нижний бейнит	274...297	8
TiC	Игольчатый феррит	236...264	56
	Полиэдрический феррит	213...216	42
	Полигональный феррит	224...228	2
TiN	Нижний бейнит		85
	Полигональный феррит + бейнит	300...309	9
	Полиэдрический феррит + бейнит	274...276	
		270...276	6

с металлической матрицей. В этом случае процесс бейнитного превращения сдвигается в область более низких температур, что способствует формированию ферритных структур игольчатой морфологии. Такой вывод о характере влияния титаносодержащих инокулянтов на условия формирования микроструктуры металла швов ВПНЛ сталей подтверждается результатами экспериментов, проведенных в данной работе.

Для более полного понимания характера влияния введенных в сварочную ванну инокуляторов на формирование первичной структуры металла швов необходимо детальное изучение физико-химических особенностей этих процессов. Результаты таких исследований будут изложены в следующих публикациях, посвященных данной тематике.

Выводы

Исследовано влияние титаносодержащих инокулянтов на условия формирования структуры металла швов высокопрочных низколегированных сталей. Установлено, что введение в сварочную ванну тугоплавких соединений титана позволяет изменять размер дендритов первичной структуры. Присутствие на межфазной границе нитридов титана приводит к блокированию роста дендритов, в то время как введение в расплав карбидов титана способствует формированию более крупных дендритов. Изменение размеров первичной структуры сказывается на характере процессов $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Если в дисперсной дендритной структуре зарождение α -фазы начинается на границах зерен в верхней области бейнитного превращения, то для более крупных дендритов характерным является зарождение феррита внутри первичных зерен на границах с неметаллическими включениями при температурах близких завершению бейнитного превращения. Показано, что в зависимости от состава инокулянта может

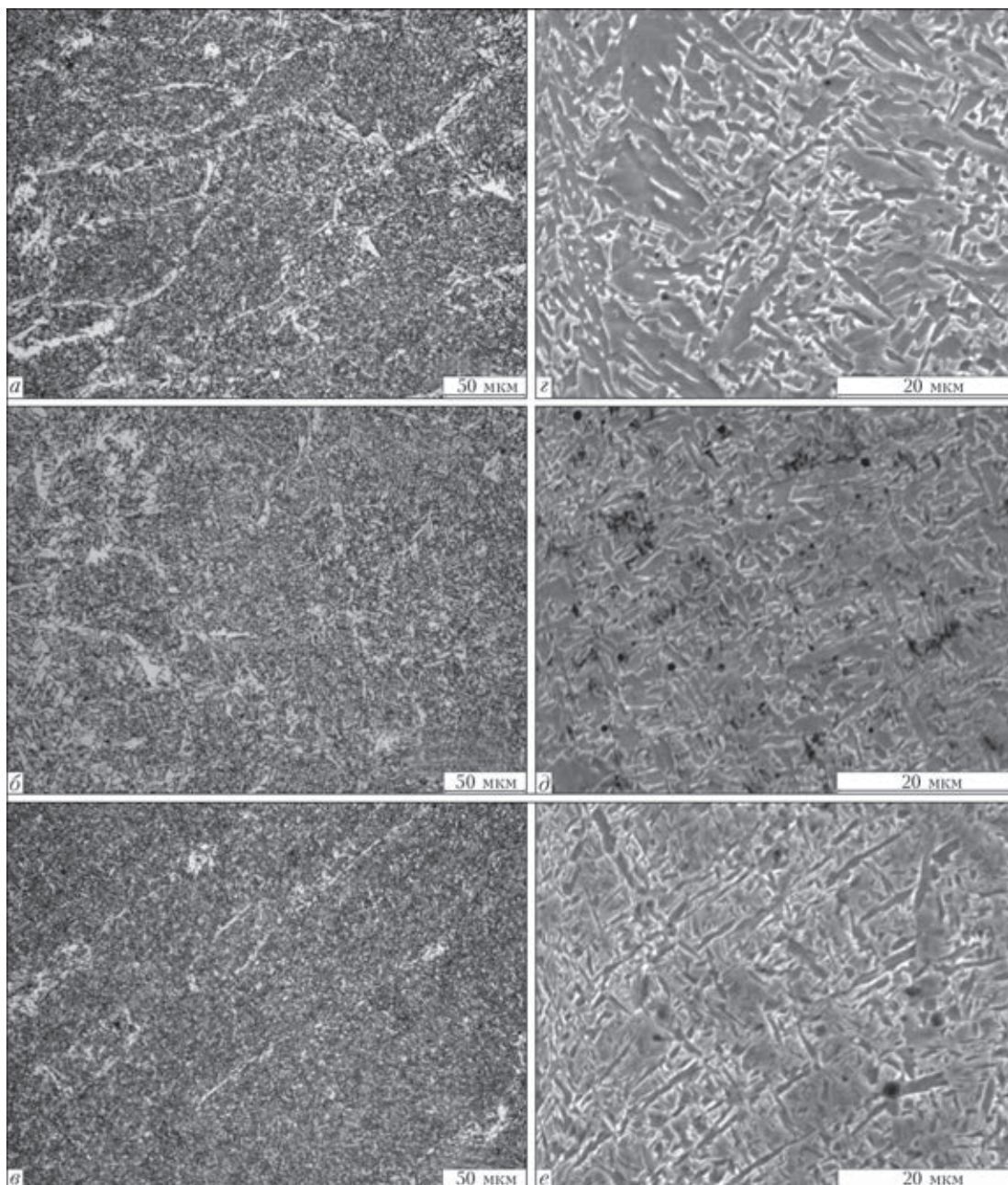


Рис. 5. Микроструктура металла исследованных швов: а, с — шов TiO_2 ; б, д — шов TiC ; е, е — шов TiN

быть получен металл швов с бейнитной (TiN) или ферритной (TiC) вторичной структурой, которые близки по показателям прочности, но отличаются по уровню пластичности и вязкости.

1. *Effect of inclusion size on the nucleation of acicular ferrite in welds* / T.-K. Lee, H. J. Kim, B.Y. Kang, S.K. Hwang // *ISIJ International*. – 2000. – **40**, № 12. – P. 1260–1268.
2. *Non-metallic inclusions and acicular ferrite in low carbon steel* / Y.J. Oh, S.-Y. Lee, J.-S. Byun // *Materials Transactions, JIM*. – 2000. – **41**, № 12. – P. 1663–1669.
3. *Babu S.S. The mechanism of acicular ferrite formation in weld deposits* // *Current Opinion in Solid State and Materials Sci.* – 2004. – № 8. – P. 267–278.
4. *Zhang L., Thomas B. State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting* // *Metallurgical and materials transactions B*. – 2006. – **37**, № 5. – P. 733–761.
5. *Influence of alloying additions on the morphology of non-metallic inclusions in high-strength steel welds* / W. Vanovsek, C. Bernhard, M. Fiedler, G. Posch // *IW Doc. II-1776-11 (II-C-421-11)* – 20 p.
6. *Лякишев Н.П., Плинер Ю.Л., Ланно С.И. Легирующие сплавы и стали с титаном.* – М.: Металлургия, 1985. – 231 с.
7. *ISO 26304:2011. Welding consumables – Solid wire electrodes, tubular cored electrodes and electrode-flux combinations for submerged arc welding of high strength steels – Classification.*

Поступила в редакцию 23.12.2014



УДК 621.793.7

СВЕРХЗВУКОВОЕ ВОЗДУШНО-ГАЗОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ НАПЫЛЕНИЕ КЕРМЕТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ КАРБИД ТИТАНА-ХРОМА–НИХРОМ

Ю.С. БОРИСОВ, А.Л. БОРИСОВА, М.В. КОЛОМЫЦЕВ, О.П. МАСЮЧОК

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

Исследовано влияние факторов воздушно-газового плазменного напыления (ВГПН) (мощность плазмотрона, расход плазмообразующего газа, дистанция напыления, диаметр анода) механической смеси порошков двойного карбида титана-хрома и нихрома на характеристики получаемых покрытий (структуру, микротвердость, пористость, стойкость к выкрашиванию). Программа экспериментов была составлена с использованием метода математического планирования. По результатам обработки данных экспериментов получены уравнения регрессии, определяющие количественную зависимость значений средней и максимальной микротвердости, стабильности показателей микротвердости и степени выкрашивания от факторов процесса напыления. Для анализа результатов использованы показатели теплосодержания плазменной струи и продолжительности процесса прохождения частиц порошка через плазменную струю. Установлено, что наибольшее влияние на структуру и свойства полученных покрытий оказывает режим истечения плазменной струи и величина ее теплосодержания. В случае использования при ВГПН покрытий из механической смеси порошков карбида титана-хрома и нихрома (3:1) анода диаметром 10 мм, обеспечивающего сверхзвуковой режим истечения струи, при показателе теплосодержания струи $5,6 \text{ кВт} \cdot \text{ч}/\text{м}^3$ формируются плотные покрытия (пористость $< 1\%$) с керметной структурой (карбид титана-хрома и нихром), имеющие среднюю микротвердость 12,6 ГПа, что превосходит в 1,5 раза микротвердость газотермических покрытий из механической смеси порошков карбида хрома и нихрома (8,6 ГПа). Библиогр. 20, табл. 6, рис. 2.

Ключевые слова: керметы, двойной карбид титана-хрома, сверхзвуковое воздушно-газовое плазменное напыление, свойства покрытий, микротвердость, планирование эксперимента

Газотермические покрытия с керметной структурой, состоящие из металлической матрицы, в основном на основе сплавов никеля, кобальта или железа, с упрочняющей фазой, главным образом карбидов вольфрама, хрома или титана, являются наиболее широко распространенным классом покрытий, защищающих поверхность деталей от различных видов изнашивания [1–3]. В последнее время им уделяется особое внимание в связи с возможностью их применения в качестве альтернативы покрытиям из твердого хрома, что позволяет решить одну из современных задач защиты окружающей среды [4–6].

Наиболее широкое практическое применение получили керметные системы WC-Co и Cr_3C_2 -NiCr [3, 6, 7]. Ведущими мировыми фирмами «Starck» (Германия), «Sulzer» (США), «Praxair» (США) проведена разработка составов и освоение ряд технологий изготовления порошков этих материалов, специализированных по своим свойствам для использования на установках плазменного, детонационного и высокоскоростного газоплазменного напыления [8–10]. Данные материалы выпускаются в виде либо механических смесей порошков карбидов и матричного сплава, либо порошков конгломератов компонентов кермета, прошедших предварительные процедуры спекания-дробления

механической смеси или ее конгломерирования — спекания. Свойства получаемых покрытий в значительной мере зависят от способа получения порошка [11].

Составы керметов WC-Co для ГТН отличаются по содержанию кобальта (12...17 мас.%) и для повышения коррозионной стойкости дополнительно легируются хромом (4...8 мас. %). Микротвердость получаемых покрытий зависит от содержания кобальта и составляет при 12 % Co $HV_{0,3}$ — 1200...1500, при 17 % Co $HV_{0,3}$ — 900...1100 [8].

В составах керметов для ГТН системы Cr_3C_2 -NiCr содержание NiCr находится в пределах 15...25 мас. %, а средняя микротвердость существенно изменяется не только в зависимости от количества NiCr ($HV_{0,3}$ — 1035 для кермета Cr_3C_2 -15 % NiCr; $HV_{0,3}$ — 865 для Cr_3C_2 -25 % NiCr), но и способа получения порошка, увеличиваясь в случае Cr_3C_2 -25 % NiCr до $HV_{0,3}$ — 1100 при переходе от использования механической смеси порошков к порошку, полученному методом предварительного агломерирования смеси мелких порошков компонентов с последующим спеканием [11]. Причиной такого изменения является более однородное распределение составляю-

© Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, М.В. Коломыцев, О.П. Масючок, 2015



Таблица 1. Характеристики порошков компонентов механической смеси (Ti,Cr)C–NiCr

Материал	Состав, мас. %	Температура плавления, °С	Плотность, г/см ³	Размер частиц, мкм
Двойной карбид титана-хрома	TiC-70, Cr ₃ C ₂ -30	~2750	5,35	15...40
Нихром	Ni-80 Cr-20	1400	8,4	40...63

щих и наличие продукта взаимодействия карбида и сплава при спекании.

Важным служебным свойством рассматриваемых керметных покрытий, определяющим область их практического использования, является максимальная температура их применения. Согласно паспортным данным, представляемым фирмами-изготовителями специализированных порошков для ГТН, она составляет на воздухе 480...500 °С для керметов WC–Co и 870...900 °С для Cr₃C₂–NiCr [8–10]. Однако в случае кермета Cr₃C₂–NiCr надежная защита покрытия от окисления обеспечивается за счет формирования на его поверхности плотной пленки Cr₂O₃, что происходит в области температур 600...700 °С [12].

В связи с этим актуальным является разработка газотермического керметного покрытия, обеспечивающего защиту поверхности от изнашивания при рабочих температурах, включающих диапазон 500...700 °С. К числу карбидных материалов с таким свойством относится двойной карбид титана-хрома, имеющий высокую стойкость к окислению при температурах до 1100 °С, который в то же время по значению микротвердости (до 40 ГПа) превосходит микротвердость карбида титана (32 ГПа) и карбида хрома (22,8 ГПа) [13]. Эксперименты по нанесению керметных покрытий, содержащих двойной карбид титана-хрома (Ti, Cr)C, базировались на использовании композиционных порошков (Ti, Cr)C, плакированных никелем [14–16] или никель-молибденом [17]. Покрытия получали методом плазменного напыления с использованием в качестве рабочего газа аргоноводородной смеси [14–17], а также в условиях воздушно-газового плазменного напыления (ВГПН) при дозвуковом и сверхзвуковом режиме истечения струи плазмы [17]. Структура плазменных покрытий, полученных при использовании Ag/H₂-плазменной струи и мощности плазмотрона на 30...35 кВт [17], состоит из карбидной фазы

Таблица 2. Матрица дробного факторного эксперимента 2³⁻¹

Номер опыта	X ₁	X ₂
1	+	+
2	+	-
3	-	+
4	-	-

с микротвердостью HV 25...30 ГПа, металлической с HV 1,8 ГПа, а также фазы, имеющей HV 15...16 ГПа и являющейся, по-видимому, продуктом взаимодействия (Ti, Cr)C с металлом оболочки частиц (Ni) [14, 15].

Анализ фазовых и структурных превращений в порошках чистого и плакированного (Ti, Cr)C, происходящих в условиях ВГПН, показал, что при сверхзвуковом режиме снижается степень окисления напыленного материала и повышается устойчивость плакирующей оболочки на карбидном ядре.

Исследование жаростойкости плазменных покрытий из композиционных порошков Ni(Ti, Cr)C с содержанием 30...35 мас. % Ni показало, что они при 800 °С на воздухе имеют достаточно высокое сопротивление окислению [15, 18].

Задачей настоящей работы являлось проведение экспериментов по нанесению покрытий из механической смеси порошков (Ti,Cr)C и NiCr в условиях применения сверхзвукового воздушно-газового плазменного напыления (СВГПН) с целью установления влияния основных факторов СВГПН на структуру и свойства получаемых покрытий.

Материалы и оборудование. В качестве материала для напыления использовали механическую смесь порошков двойного карбида титана-хрома ((Ti,Cr)C) при соотношении TiC:Cr₃C₂ = 7:3 и нихрома (NiCr) в соотношении 3:1 (мас. %). Характеристики (Ti,Cr)C и NiCr приведены в табл. 1.

Нанесение покрытий проводили на установке СВГПН «Киев-С», разработанной совместно Институтом газа НАН Украины и ИЭС им. Е. О. Патона [19]. В качестве плазмообразующего газа использовали воздух.

Методика эксперимента. Программу исследований разработали с привлечением метода математического планирования эксперимента. План проведения опытов по напылению покрытий был составлен с применением блоков матрицы дробного факторного эксперимента 2³⁻¹ для различных размеров диаметра сопла анода d_a — 10 и 11 мм (табл. 2). Принципиальная разница в условиях протекания процесса напыления при диаметрах анода 10 и 11 мм состоит в характере истечения плазменной струи.

В первом случае (d_a = 10 мм) он носит сверхкритический характер, т.е. струя является сверхзвуковой. Во втором случае (d_a = 11 мм) в зависимости от электрической мощности и расхода плазмообразующего газа он может находиться в области как докритического, так и критического, т.е. струю следует считать дозвуковой. В качестве переменных факторов выбрали электрическую мощность плазмотрона W, кВт (X₁), расход плазмообразующего газа (воздуха) G, м³/ч (X₂) и дис-



Таблица 3. Интервалы варьирования и значения факторов ВГПН покрытий

Параметры варьирования	Факторы		
	W, кВт	G, м ³ /ч	L, мм
Верхний уровень +	90	24	200
Нижний уровень –	70	16	160
Основной уровень 0	80	20	180
Интервал варьирования	10	4	20

танцию напыления L , мм (табл. 3). Во всех опытах сохранялся неизменным расход напыляемого материала (6 кг/ч).

В табл. 4 представлен рабочий план, составленный в соответствии с матрицей дробного факторного планирования эксперимента.

При анализе процесса плазменного напыления покрытий с керметной структурой с использованием механических смесей порошков из карбидов и сплава, служащего металлической матрицей структуры, в случае их совместной подачи в струю следует учитывать ряд принципиальных особенностей такого процесса [20]:

на начальном этапе процесса во время ввода газопорошковой смеси в плазменную струю при различии величин плотности и размера частиц компонента возможно разделение траекторий движения частиц карбида и металла и возникновения неоднородности их концентраций в объеме струи;

наличие разницы в величине параметра трудности плавления материала частиц карбида и металла [1, 2] и размера их частиц ведет к неоднородности условий их плавления при нагреве в струе плазмы, которая может усугубляться в случае упомянутой выше сепарации частиц компонентов кермета в объеме струи;

одним из основных требований к выбору параметров плазменного напыления покрытий из карбидных материалов является минимизация потерь углерода, возникающих при движении частиц в кислородсодержащих зонах струи, которые зависят от степени перегрева частиц карбида сверх температуры плавления, дистанции напыления, скорости и траектории полета частиц порошка.

Поскольку одной из главных задач технологии плазменного напыления керметных покрытий, содержащих карбиды, является обеспечение их износостойкости, то в качестве функций отклика в плане эксперимента использовали:

H_{μ}^{cp} — среднюю микротвердость покрытия (ГПа) как характеристику его структуры и показатель его возможной износостойкости;

H_{μ}^{max} — максимальную микротвердость покрытия (ГПа), характеризующую степень сохранения карбидом его твердости, т. е. величину потерь углерода;

$\Delta X / H_{\mu}^{cp}$ — отношение доверительного интервала к средней микротвердости покрытия, отража-

Таблица 4. План экспериментальной работы ВГПН из порошка 75(Ti,Cr)C + 25NiCr

Номер опыта	W, кВт	G, м ³ /ч	L, мм
$d_a = 10$ мм			
1/1	90	24	200
2/1	90	16	160
3/1	70	24	160
4/1	70	16	200
$d_a = 11$ мм			
1/2	90	24	200
2/2	90	16	160
3/2	70	24	160
4/2	70	16	200

ющее степень однородности структуры полученного покрытия;

B — степень выкрашивания покрытия как показатель когезионной прочности покрытия, связанной с неоднородностью нагрева частиц;

фазовый состав и пористость покрытия.

Для анализа связи полученных результатов с условиями процесса напыления, в частности, характеристиками плазменной струи и временем пребывания частиц напыляемого материала в объеме струи, влияющем как на развитие теплообмена, так и на степень взаимодействия частиц с окружающей средой, были сформированы два комплекса параметров процесса напыления:

$K_t = W / G$, кВт·ч/м³ — показатель теплосодержания плазменной струи, полученного ею при прохождении через дуговой разряд;

$K_{\tau} = 2,82 L d_a^2 / G$, с — показатель продолжительности процесса движения частиц порошка в объеме струи до момента удара о поверхность основы.

Покрытия наносили на поверхность образцов из стали, предварительно подвергнутых струйно-абразивной обработке с использованием порошка корунда. Расход транспортирующего газа подбирался таким образом, чтобы траектория полета частиц порошков (Ti,Cr)C и NiCr располагалась в осевой зоне плазменной струи.

Исследования структуры и свойств покрытия проводили с применением методов металлографии («Neophot-32»), рентгенофазового анализа (ДРОН-3М, излучение CuK_{α} с Ni-фильтром) и микротвердомера ПМТ-3. Пористость покрытия определяли в темном поле изображения шлифа, а количество выкрашиваний измеряли с помощью программы ImagePro.

Результаты эксперимента и обсуждение. Результаты исследования структуры и свойств покрытий, полученные при выполнении плана эксперимента в соответствии с табл. 4, показаны в табл. 5. На рис. 1 представлена микроструктура покрытий, напыленных с использованием режимов, соответствующих рабочему плану, толщина покрытий находилась в диапазоне 150...250 мкм.



Таблица 5. Характеристики структуры и свойства ВГПН покрытий (Ti, Cr)C–NiCr, полученных в соответствии с планом экспериментов (табл. 4)

d_a , мм	Но- мер опы- та	Микротвердость $HV_{0,05}$, ГПа		$\Delta X / H_{\mu}^{cp}$	Выкра- шивание B , %	Фазовый состав	Пори- стость, %	Особенность структуры	K_T , кВт·ч/м ³	K_{τ} , 10 ⁻³ с
		H_{μ}^{cp}	H_{μ}^{max}							
10	1/1	5,70	8,86	0,2	12	NiCr, (Ti, Cr)C, Ti ₂ O ₃ , CrTiO ₃	<3	Нерасплавленные частицы	3,75	2,35
	2/1	12,60	19,14	0,208	5	(Ti, Cr)C, NiCr, CrTiO ₃ , NiCrO	<1	-	5,6	2,82
	3/1	3,36	6,43	0,214	15	NiCr, (Ti, Cr)C, Ti ₂ O ₃ , CrTiO ₃	<3	Нерасплавленные частицы	2,9	1,88
	4/1	6,20	10,78	0,303	10	(Ti, Cr)C, NiCr, CrTiO ₃ , NiCrO	<1	-	4,4	3,70
11	1/2	6,98	8,86	0,251	12	NiCr, (Ti, Cr)C, CrTiO ₃	<1	-	3,75	2,84
	2/2	7,45	13,36	0,204	8	NiCr, (Ti, Cr)C, CrTiO ₃ , Cr ₂₃ C ₆	<1	-	5,6	3,41
	3/2	6,00	10,23	0,218	10	NiCr, (Ti, Cr)C, CrTiO ₂ , TiO	<3	Крупные нерасплавленные частицы	2,9	2,27
	4/2	5,30	10,23	0,166	13	NiCr, (Ti, Cr)C, CrTiO ₃ , NiCrO	<3	-	4,4	4,48

Микроструктуры покрытий, представленных на рис. 1, могут быть разделены на две группы:

2/1, 4/1 и 2/2, которые отличаются высокой плотностью (пористость <1 %) с невысокой степенью выкрашивания (5...10 %) и отсутствием включений нерасплавленных частиц при наибольшей толщине полученного слоя (до 250 мкм);

1/1, 3/1, 1/2, 3/2 и 4/2, где пористость увеличена до 3 %, обнаруживаются включения нерасплавленных частиц и повышенная степень выкрашивания (до 13...15 %), толщина слоя составляет 100...150 мкм.

Наличие таких особенностей микроструктуры может быть объяснено различием условий их нанесения и прежде всего различной величиной показателя K_T , характеризующего теплосодержание плазменной струи. В случае первой группы он составляет 4,4...5,6 кВт·ч/м³, во втором – 2,9...3,75 кВт·ч/м³, что в сочетании в первой группе с увеличенным показателем времени нагрева ((2,82...3,7)·10⁻³ с) обеспечивает эффективный нагрев частиц и формирование плотной структуры покрытий с повышенной когезионной прочностью.

Аналогичный вывод получен при анализе показателей микротвердости покрытий, где покрытия из первой группы (2/1, 4/1 и 2/2) имеют более высокие значения как средней (6,20...12,60 ГПа), так и максимальной микротвердости (10,78...19,14 ГПа), чем покрытия второй группы (3,36...6,98 ГПа и 6,43...10,23 ГПа). Объяснение этим результатам следует из данных по фазовому составу покрытий. Поскольку покрытие (Ti, Cr)C–NiCr является по своей структуре керметным, то оно состоит из фазы металлической связки NiCr и карбидной фазы (Ti, Cr)C, отличающихся существенно разной твердостью. В связи с этим полученные дан-

ные измерения средней микротвердости отражают соотношение этих фаз в объеме покрытия. В исходном напыленном материале объемные доли (Ti, Cr)C и NiCr в соответствии с их весовым соотношением 3:1 и плотностью материала (табл. 1) составляют 82 и 18 %, соответственно. В связи с различием температуры плавления компонентов в процессе напыления в первую очередь расплавляется NiCr, а доля участия в формировании покрытия (Ti, Cr)C зависит от развития процессов теплообмена. Согласно указанному выше условию в опытах 2/1 и 4/1 они более благоприятны для плавления карбида, что и подтверждает фазовый состав этих покрытий (табл. 5). Условия опытов 2/1 и 2/2 по показателям K_T и K_{τ} практически одинаковы, однако состав и микротвердость отличаются. В случае 2/2 ведущей фазой является NiCr, что возможно связано с отклонением траекторий частиц (Ti, Cr)C в более холодную зону плазменной струи при переходе от сверхзвукового к дозвуковому режиму истечения струи.

Для определения степени влияния отдельных факторов режимов процесса напыления на характеристики покрытия с использованием данных, полученных при выполнении плана эксперимента согласно табл. 4 и 5, были составлены уравнения регрессии:

При применении анода диаметром 10 мм:

$$H_{\mu}^{cp} = 7,04 + 0,021W - 0,024G - 0,011L;$$

$$H_{\mu}^{max} = 11,3 + 0,027W - 0,037G - 0,015L;$$

$$\Delta X / H_{\mu}^{cp} = 0,213 - 0,014W - 0,0145G + 0,008L;$$

$$B = 7 - 0,2W + 0,75G + 0,025L.$$

При применении анода диаметром 11 мм:

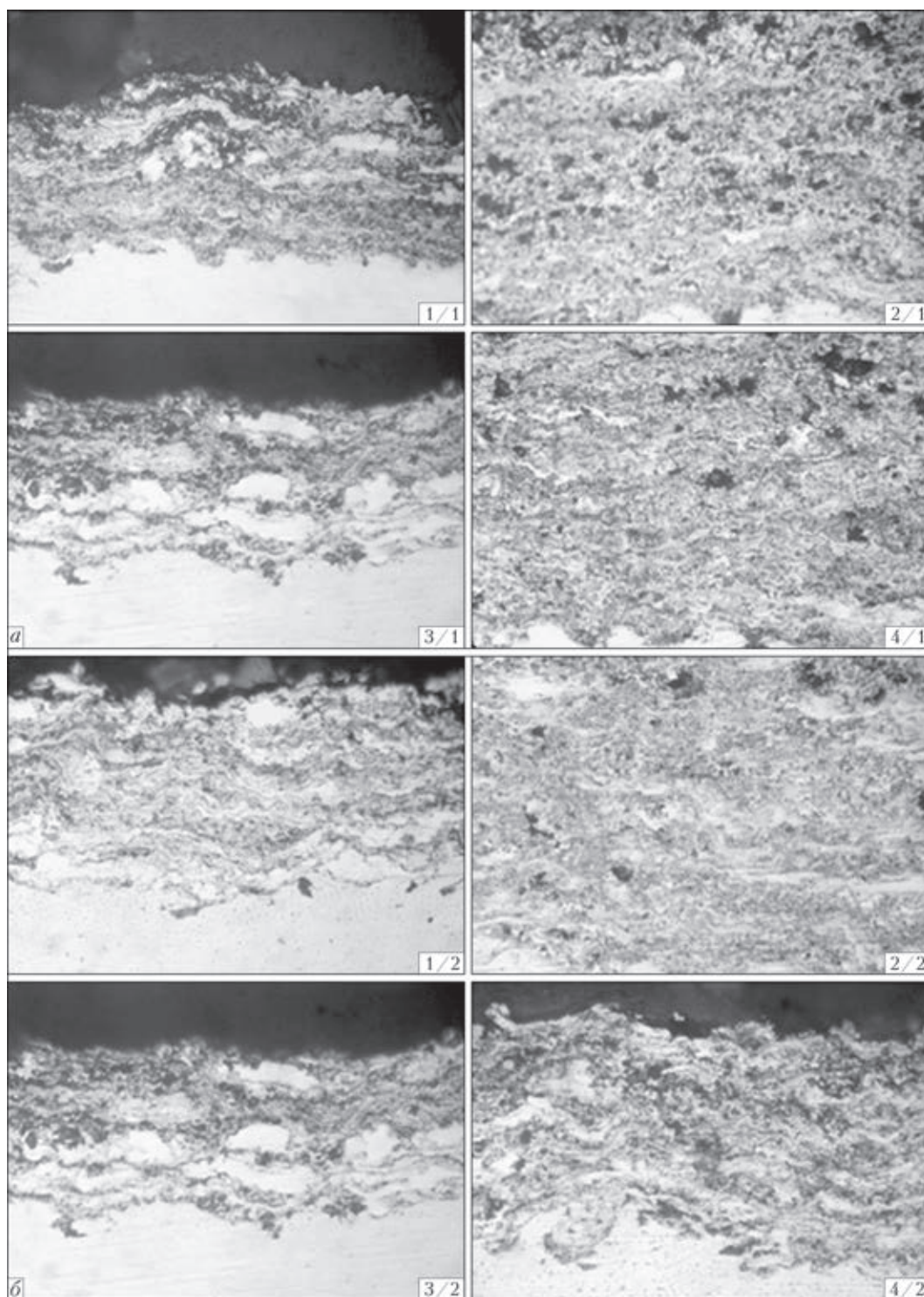


Рис. 1. Микроструктура ($\times 400$) покрытий (Ti,Cr)C-NiCr, напыленных при режимах ВГПН, по табл. 4: *a* – диаметр анода 10; *б* – 11 мм

$$H_{\mu}^{\text{cp}} = 6,4 + 0,008W + 0,001G - 0,003L;$$

$$H_{\mu}^{\text{max}} = 10,7 + 0,011W - 0,004G - 0,011L;$$

$$\Delta X / H_{\mu}^{\text{cp}} = 0,182 - 0,0083W - 0,0047G + 0,0069L;$$

$$B = -9,5 - 0,15W + 0,25G + 0,05L.$$

По данным приведенных выше уравнений регрессии построили графики трендов, отражающих

интенсивность влияния отдельных факторов процесса на характеристики покрытий (рис. 2).

Сопоставление характера и интенсивности влияния различных факторов на свойства получаемых покрытий (в выбранной области эксперимента), проведенное на основании показателей трендов (рис. 2), представлено в табл. 6.

Из табл. 6 следует, что в случае факторов W и L направление трендов $d_a = 10$ и $d_a = 11$ мм является однонаправленным. При увеличении W происхо-



Таблица 6. Характер влияния факторов процесса ВГПН на свойства покрытий (Ti,Cr)C–NiCr

Свойства	Факторы ВГПН					
	W при d_a , мм		G при d_a , мм		L при d_a , мм	
	10	11	10	11	10	11
H_μ^{cp}	↑↑	↑	↓	~	↓↓	↓
H_μ^{max}	↑↑	↑	↓	~	↓↓	↓
$\Delta X / H_\mu^{cp}$	↓↓	↓	↓	~	↑↑	↑↑
B	↓↓	↓	↑	~	~	↑

Примечание. ↑↑, ↓↓ – сильное; ↑, ↓ – умеренное; ~ – слабое.

дит повышение величины H_μ^{cp} и H_μ^{max} понижение $\Delta X / H_\mu^{cp}$ и B, а при росте фактора L наблюдается обратный эффект. В целом это можно рассматривать как связь качества покрытия (Ti, Cr)C–NiCr по показателям его твердости и когезионной проч-

ности с состоянием нагрева частиц, обусловленным температурой плазменной струн. Разница состоит в интенсивности воздействия этих факторов при различном режиме истечения плазменной струи. В случае сверхзвукового режима степень изменения свойств покрытий при повышении мощности плазматрона и сокращении дистанции напыления более существенна.

Разница между влиянием факторов напыления на свойства в условиях дозвукового и сверхзвукового режима наблюдается в случае фактора расхода плазмообразующего газа G. Если в первом случае обнаруживается тенденция к некоторому ухудшению качества покрытия при увеличении расхода плазмообразующего газа как по микротвердости, так и по степени выкрашивания, то во втором это влияние весьма незначительно.

Формирование покрытий (Ti, Cr)C–NiCr в условиях ВГПН безусловно связано с условиями на-

грева частиц кермета, которые в значительной мере описываются значениями показателей K_T и K_τ . В табл. 5 значения характеристик покрытий сопоставлены с величиной этих показателей для каждого из восьми условий эксперимента. Из данных табл. 5 следует, что изменение величины K_T от 2,9 до 5,6 кВт·ч/м³ в условиях использования сверхзвуковой струи неразрывно связано с фазовым составом покрытий, повышением показателей микротвердости (H_μ^{cp} , H_μ^{max}) и снижением степени его выкрашивания и пористости. При $K_T = 5,6$ кВт·ч/м³ и $K_\tau = 2,82 \cdot 10^{-3}$ с формируется покрытие с преобладающим содержанием (Ti, Cr)C в структуре, что обуславливает максимальные показатели средней ($H_\mu^{cp} = 12,60$ ГПа) и максимальной микротвердости ($H_\mu^{max} = 19,14$ ГПа) при минимальных значениях пористости (<1 %) и степени выкрашивания (5 %). Это объясняется нагревом частиц в струе плазмы с высоким теплосодержанием при увеличенной продолжительности времени нагрева. Достигнутая микротвердость керметного покрытия (Ti, Cr)C–NiCr, полученного из механической смеси порошков в соотношении 3:1 путем сверхзвукового ВГПН, в 1,5 раза превышает микротвердость покрытия Cr_3C_2 –NiCr из подобной механической смеси компонентов, напыленного методом высокоскоростного газопламенного напыления (8,6 ГПа) [12].

В случае дозвукового режима истечения плазменной струи воздействие показателя K_T гораздо слабее, хотя макси-

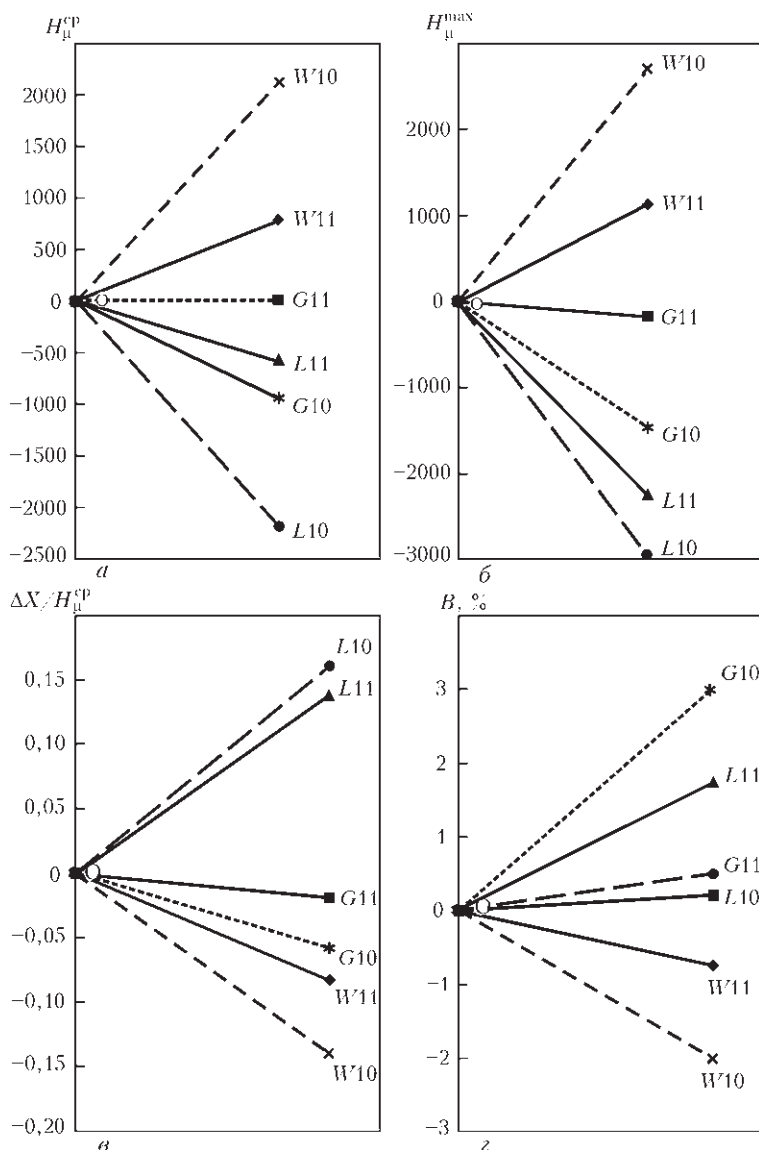


Рис. 2. Влияние факторов процесса ВГПН на характеристики покрытий: а — H_μ^{cp} ; б — H_μ^{max} ; в — $\Delta X / H_\mu^{cp}$; з — B (цифры 10 и 11 относятся к опытам, проведенным при $d_a = 10$ и 11 мм соответственно)



мальные значения характеристик покрытия (7,45 и 13,36 ГПа соответственно) также достигнуты при его значении 5,6 кВт·ч/м³, но в структуре преимущественно содержится фаза NiCr.

Выводы

1. На основании результатов комплекса экспериментов, выполненных с применением метода математического планирования, проведен анализ влияния режима истечения плазменной струи (дозвуковой и сверхзвуковой), параметров воздушно-газового плазменного напыления (ВГПН) (электрической мощности плазматрона, расхода плазмообразующего газа и дистанции напыления) механической смеси порошков (Ti, Cr)C–NiCr на структуру и свойства получаемых покрытий (микроструктура, фазовый состав, микротвердость, пористость, стойкость к выкрашиванию).

2. Анализ полученных уравнений регрессии, отражающих количественную связь величины характеристик покрытий со значениями параметров ВГПН, показал, что наибольшее влияние на микротвердость (Ti, Cr)C–NiCr-покрытий оказывают мощность плазматрона и дистанция напыления, причем степень этого влияния значительно больше в условиях напыления сверхзвуковой струей.

3. Для анализа условий процесса напыления предложены показатели теплосодержания плазменной струи K_p , кВт·ч/м³ и относительной продолжительности процесса пребывания частиц в струе K_t , 10⁻³с. Установлено, что при сверхзвуковом режиме напыления изменение значений K_t от 2,9 до 5,6 кВт·ч/м³ приводит к повышению микротвердости и плотности покрытий, увеличению содержания в структуре фазы (Ti,Cr), снижению степени выкрашивания.

4. Наилучшие показатели покрытия (Ti, Cr)C–NiCr достигнуты при использовании мощности плазматрона 90 кВт, расхода плазмообразующего газа (воздуха) 24 м³/ч и дистанции напыления 200 мм. В этом случае средняя микротвердость покрытия HV0,05 при преобладающей фазе в структуре (Ti, Cr)C составляет 12,6 ГПа, максимальная 19,14 ГПа, пористость <1 %, степень выкрашивания 5 %.

1. Борисов Ю.С., Борисова А.Л. Плазменные порошковые покрытия. – Киев: Техніка, 1986. – 223 с.

2. Газотермические покрытия из порошковых материалов (справочник) / Ю.С.Борисов, Ю.А.Харламов, С.Л.Сидоренко, Е.Н.Ардатовская. – Киев: Наук. думка, 1987. – 544 с.
3. Toma D., Brandtt W., Marginean G. Wear and corrosion of thermo alloy sprayed cermet coatings // Surface and Coatings Technology. – 2001. – **138**. – P. 149–158.
4. Cr₃C₂–NiCr and WC–Ni spray coatings as alternatives to hard chromium for erosion-corrosion resistance / N. Espallargas, J. Berget, J.M. Guilemany et al. // Ibid. – 2008. – **202**. – P. 1405–1417.
5. Corrosion and wear behavior of HVOF cermet coatings used to replace hard chromium / L.Fedrizzi, S.Rossi, R.Cristel, P.L.Bonora // Electrochimica Acta. – 2004. – **49**. – P. 2803–2814.
6. Comparative study of Cr₃C₂–NiCr coatings obtained by HVOF and hard chromium coatings / J.M.Guilemany, N.Espallargas, P.H.Suegama, A.V.Benedett // Corrosion Sci. – 2006. – **48**. – P. 2998–3013.
7. Sahoo P., Raghuraman R. High temperature chromium carbides reinforced metal matrix composite coatings for turbomachinery application // Proc. of Thermal Spray Conf. of TS'93. – Aachen, Germany, 1993. – DVS-Berichte. – P. 296–300.
8. Takeuchi J., Nakahira A. Cr₃C₂–NiCr cermet coatings using some HVOF, APS and UPS process // Ibid. – P. 11–14.
9. Beczkowiak J., Fisher J., Schwier Y. Cermet materials for HVOF processes // Ibid. – P. 32–36.
10. Powder Solutions Catalog // Praxair Surface Technologies. USA – 2000. – 17 p.
11. Thermal Spray Materials Guide // Sulzer Metco USA. – 2011. – Issue: Sept. – 52 p.
12. Keller H., Pross E., Schwier G. Influence of the powder type on the structure and the properties of chromium carbide / Nickel Chromium, H.C.Starck, Specialist for Specialties. – 2000. – L 11. – 8 p.
13. Войтович Р.Ф., Пузач Э.А. Особенности высокотемпературного окисления карбидов переходных металлов VI группы // Порош. металлургия. – 1973. – № 4. – С. 59–64.
14. Влияние плакирования двойного карбида титана-хрома на свойства плазменных покрытий / И.Н. Горбатов, Н.С. Ильченко, А.Е. Терентьев и др. // Физ.-хим. обработка материалов. – 1991. – № 3. – С. 81–85.
15. Исследование свойств газотермических покрытий из композиционных порошков никель-карбид титана и хрома / И.Н. Горбатов, В.М. Шкиро, А.Е. Терентьев и др. // Там же. – 1991. – № 4. – С. 102–106.
16. Газотермические покрытия из композиционных порошков на основе карбида титана-хрома / И.Н. Горбатов, А.Д. Панасюк, Л.К. Шведова и др. // Защитные покрытия на металлах. – 1991. – Вып. 25. – С. 22–25.
17. Борисова А.Л., Чернец А.И. Фазовые и структурные превращения в порошках чистого и плакированного двойного карбида титана-хрома в плазменной струе // Пробл. СЭМ. – 1993. – № 3. – С. 63–72.
18. Райцес В.Б., Литвин В.М., Рутберг В.П. и др. Износостойкие плазменные покрытия на основе двойного карбида титана-хрома // Порошк. металлургия. – 1986. – № 10. – С. 46–47.
19. Борисов Ю.С., Петров С.В. Использование сверхзвуковых струй в технологии газотермического напыления // Автомат. сварка. – 1993. – № 1. – С. 24–34.
20. Керметные плазменные покрытия // Неорган. и органосиликатные покрытия / Ю.С.Борисов, С.Л.Фишман, В.И. Юшков и др. – Л.: Наука, 1975. – С. 87–95.

Поступила в редакцию 21.11.2014



ОСОБЕННОСТИ ПЛАВЛЕНИЯ ПРИСАДКИ ХРОМА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ФОРМЫ ИМПУЛЬСА ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ СВАРКИ И НАПЛАВКИ

Г.А. БАЕВИЧ, В.Н. МЫШКОВЕЦ, А.В. МАКСИМЕНКО

Гомел. гос. ун-т им. Франциска Скорины. 246019, г. Гомель, Беларусь, ул. Советская, 104. E-mail: rector@gsu.by

Лазерные технологии находят все более широкое применение в современной промышленности при сварке и наплавке металлов. При этом важным являются управление нагревом и плавлением присадочного материала, его переносом и формированием на изделии. С использованием математического моделирования тепловых процессов установлены формы лазерного излучения для плавления и переноса присадочного материала с минимальным испарением его. Определены параметры фронтов импульса, обеспечивающие минимальные энергетические затраты на нагрев и плавление присадки из хрома. Полученные результаты могут быть использованы при разработке технологических режимов импульсной лазерной сварки и наплавки металлов и сплавов. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: лазерная наплавка, форма импульса, плотность мощности, длительность импульса, присадочный материал, хром, термомодеформационное плавление, кристаллизация, сварочная ванна, энергетические затраты, температурные поля

Широкое использование лазеров в современной промышленности для сварки и наплавки металлов зависит от решения ряда проблем, к которым можно отнести необходимость разработки высококачественных и производительных процессов с возможностью их дальнейшей автоматизации.

Лазерная сварка и наплавка металлов сопровождается комплексом одновременно протекающих процессов, основными из которых являются тепловое воздействие на поверхность металла, термомодеформационное плавление и кристаллизация металла в объеме сварочной ванны. При разработке технологических процессов, в которых используется импульсное лазерное излучение и присадочный материал в виде проволоки, необходимо учитывать ряд особенностей, влияющих на характер формирования и динамику расплава в зоне сварочной ванны.

Экспериментально установлено, что в условиях лазерной сварки [1] обеспечение надежного контакта между присадкой и основой способствует переносу расплавленного присадочного материала на основу и формированию сварочного соединения. Проблемы при формировании сварочных соединений возникают тогда, когда между присадкой и основой отсутствует контакт. В этом случае образовавшийся расплав остается на присадке и после прекращения лазерного воздействия кристаллизуется в виде шарика. Такого рода проблемы наиболее часто встречаются в тех технологических процессах, в которых для подачи присадочной проволоки применяют автомат. Это приводит к остановке техноло-

гического процесса наплавки и ухудшению качества получаемого покрытия.

Одним из вариантов решения таких проблем может быть использование импульсов лазерного излучения специальной формы, обеспечивающих не только нагрев и плавление присадки, но и пе-

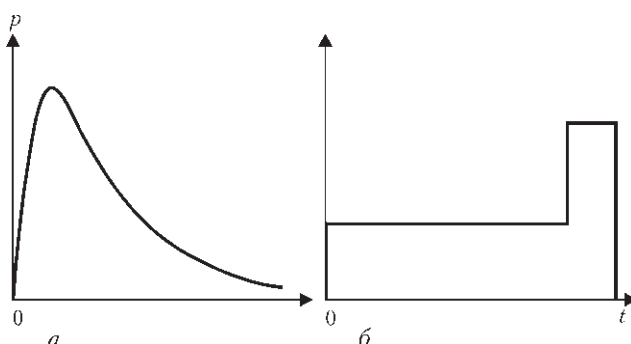


Рис. 1. Временные формы лазерных импульсов (а, б)

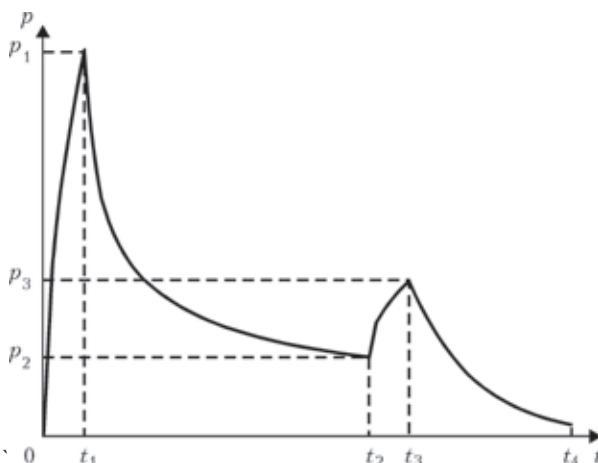


Рис. 2. Общий вид зависимости плотности мощности лазерного импульса от времени



ренос расплавленного металла на основу. Процесс переноса может быть реализован за счет формирования в импульсе участка с повышенной интенсивностью излучения, воздействие которого на присадку инициирует процесс испарения металла и приводит к возникновению силы давления отдачи паров, способствующей отрыву расплавленного металла от присадочной проволоки.

Во многих серийно выпускаемых лазерных технологических установках используется импульс, форма которого приведена на рис. 1, а. В этом случае максимум интенсивности лазерного излучения приходится на первую часть импульса, а убывающий задний фронт данного импульса не создает условий для отрыва расплавленного металла от присадочной проволоки.

В работе [1] предложено для плавления присадочного материала использовать импульс, временная форма которого представлена на рис. 1, б. Плавление присадки осуществляется первой частью импульса, а отрыв образованной капли расплава от проволоки — второй частью. Однако характер зависимости плотности мощности от времени накладывает ограничения при выборе технологических режимов процесса плавления.

Целью настоящей работы являлось определение временных и энергетических параметров импульса лазерного излучения, обеспечивающе-

го плавление и перенос присадочного материала на основу с минимальным испарением металла в процессах сварки и наплавки.

Для этого предлагается использовать импульс, форма которого представлена на рис. 2. Распределение плотности мощности импульса во времени можно представить следующим образом:

$$p(t) = \begin{cases} \frac{2T_m \lambda}{t_1 \sqrt{\alpha \pi}} \sqrt{t}, & 0 < t \leq t_1, \\ \frac{2T_m \lambda}{t_1 \sqrt{\alpha \pi}} (\sqrt{t} - \sqrt{t - t_1}), & t_1 < t \leq t_2, \\ \frac{2T_m \lambda}{(t_3 - t_2) \sqrt{\alpha \pi}} \sqrt{t - t_2} + q(t_2), & t_2 < t \leq t_3, \\ q(t_3) e^{-\frac{t - t_3}{\tau}}, & t_3 < t \leq t_4, \end{cases}$$

где λ — удельная теплопроводность материала присадки; α — температуропроводность материала присадки; T_m — температура плавления материала присадки; $t_1 - t_4$ время окончания соответственно первого–четвертого фронта импульса; τ — время спадания фронта импульса.

Импульс имеет крутой первый фронт, достигающий максимального значения, который соответствует плотности мощности, необходимой для плавления поверхности присадочного материала в зоне воздействия лазерного излучения (рис. 3, а), убывающий второй фронт, который обеспечивает плавление всего объема присадочного материала (рис. 3, б) [2]. При крутом третьем фронте происходит отрыв расплавленного металла присадочного материала под действием силы давления отдачи, возникающей при испарении металла с поверхности расплава (рис. 3, в).

Четвертый фронт импульса (см. рис. 2) в результате относительно медленного снижения интенсивности излу-

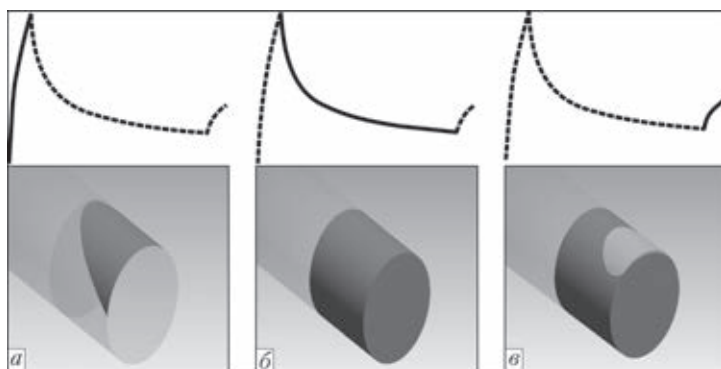


Рис. 3. Схема воздействия импульсного лазерного излучения на присадочный материал (а–в — см. в тексте)

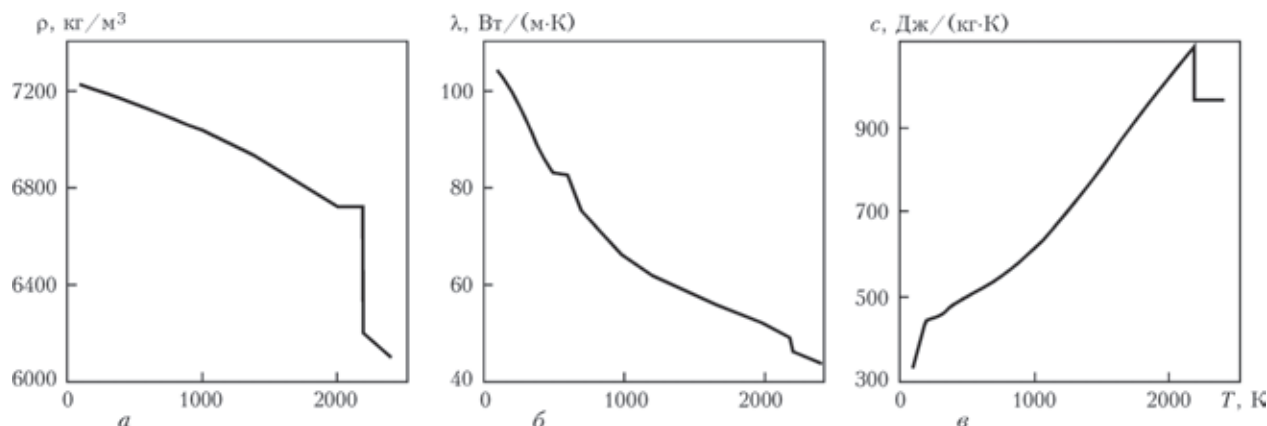


Рис. 4. Температурная зависимость теплофизических свойств хрома: а — плотность; б — удельная теплопроводность; в — удельная теплоемкость

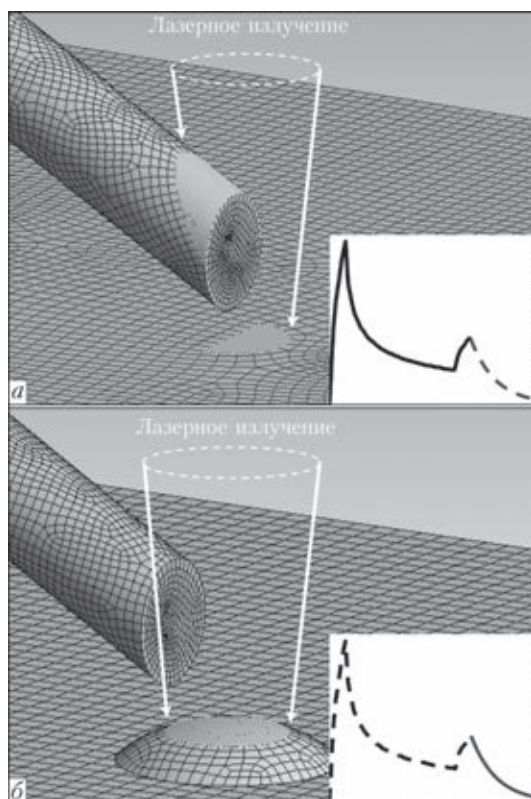


Рис. 5. Конечноэлементное разбиение и схема воздействия лазерного излучения на присадку и основу под воздействием лазерного излучения на поверхность как присадки и основы (а), так и на поверхность наплавленного валика (б)

чения способствует заполнению расплавленным металлом углубления, образовавшегося в начальной части импульса, а также формированию наплавленного валика до момента начала кристаллизации металла [3].

Для определения параметров импульса, обеспечивающего плавление и перенос присадочного материала на основу с минимальным испарением металла, необходимо синхронизировать время возникновения процесса испарения и время полного расплавления присадочного материала в области воздействия лазерного излучения. В ходе исследований выполнено моделирование процесса лазерной наплавки на основу присадочной проволокой из хрома диаметром 0,2...0,4 мм из того же материала. Проведен расчет температурных полей в рамках трехмерной конечноэлементной модели, в которой решалось нелинейное

уравнение теплопроводности [4–7]. Нелинейность уравнения обусловлена зависимостью теплофизических свойств материала от температуры (рис. 4) [8]. Распределение плотности мощности лазерного излучения по сечению пучка считалось однородным (см. приведенное выше выражение).

Конечноэлементное разбиение и схема воздействия лазерного излучения на поверхность присадки и основы представлены на рис. 5. Лазерный пучок фокусируется таким образом, что 50 % энергии поглощается присадкой, а 50 % металлом основы (рис. 5, а). В течение времени $0 < t \leq t_2$ металл присадки в области воздействия лазерного излучения нагревается и плавится, в момент времени t_3 капля расплава под действием сил тяжести и отдачи, возникающей при испарении с поверхности металла, отрывается от присадки, падает на основу и растекается по ней. Четвертый фронт лазерного импульса за время $t_3 < t \leq t_4$ способствует формированию наплавленного валика (рис. 5, б).

В ходе исследований определены энергетические и временные параметры первых двух фронтов импульса, представленные в таблице, которые оказывают существенное влияние на динамику нагрева присадочного материала до температуры $T(T_{пл} \leq T < T_{исп})$.

Как видно из данных таблицы, минимальные затраты энергии ($77,7 \cdot 10^{-3}$ Дж) на нагрев и плавление металла в области воздействия первых двух фронтов импульса лазерного излучения (см. рис. 3) обеспечиваются при длительности второго фронта, равном $4,0 \cdot 10^{-3}$ с. В этом случае температура поверхности присадки составляет 2500°C .

Таким образом, оптимизация процессов нагрева и плавления присадочного материала может быть реализована путем изменения временных и энергетических характеристик первых двух фронтов импульса лазерного излучения.

Распределения температурных полей в присадочной проволоке из хрома диаметром 0,2 мм в моменты времени, соответствующие окончаниям фронтов импульса, представлены на рис. 6. Так, в момент времени $t_1 = 0,5$ мс присадка расплавлена на глубину 0,02 мм (рис. 6, а, 7), при $t_2 = 4,0$ мс глубина плавления составляет 0,09 мм (рис. 6, б, 7), при $t_3 = 4,5$ мс объем металла присадки в обла-

Временные энергетические параметры первого и второго фронтов импульса

Температура поверхности присадки, $^\circ\text{C}$	Пиковая плотность мощности p_1 , $\text{Вт/м}^2 \cdot 10^{10}$	Длительность второго фронта импульса, $\text{с} \cdot 10^{-3}$	Энергия импульса, $\text{Дж} \cdot 10^{-3}$		Суммарная энергия первых двух фронтов, $\text{Дж} \cdot 10^{-3}$
			первый фронт	второй фронт	
2000	7,88	22,5	13,5	129,5	143,0
2100	8,27	16,5	14,2	108,9	123,1
2200	8,67	11,2	14,9	91,8	106,7
2300	9,06	7,7	15,5	77,4	92,9
2400	9,46	5,7	16,2	67,7	83,9
2500	9,85	4,0	16,9	60,8	77,7

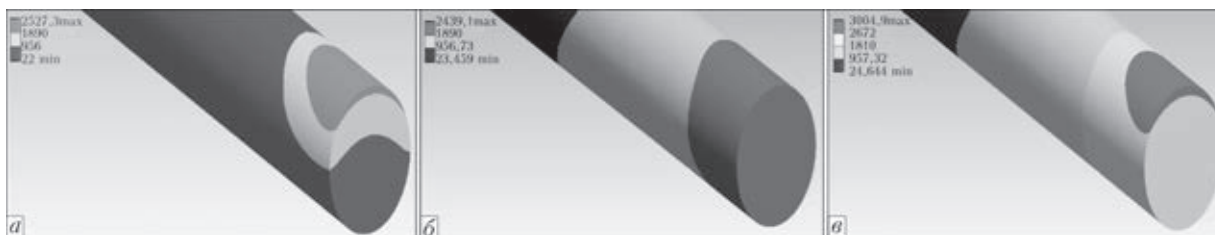


Рис. 6. Распределение температурных полей в присадке из хрома диаметром 0,2 мм: а — $t_1 = 0,5$; б — $t_2 = 4,0$; в — $t_3 = 4,5$ мс

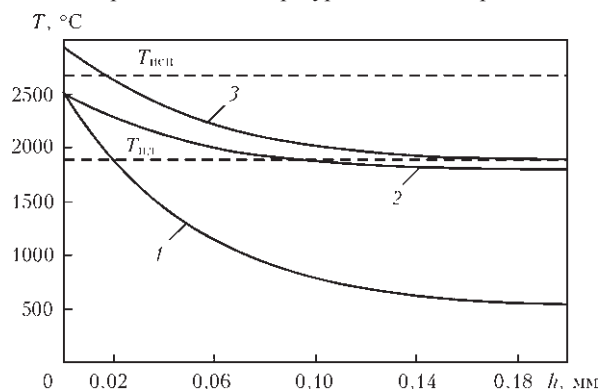


Рис. 7. Распределение температуры по глубине присадки в заданные моменты времени: 1 — $t_1 = 0,5$; 2 — $t_2 = 4,0$; 3 — $t_3 = 4,5$ мс

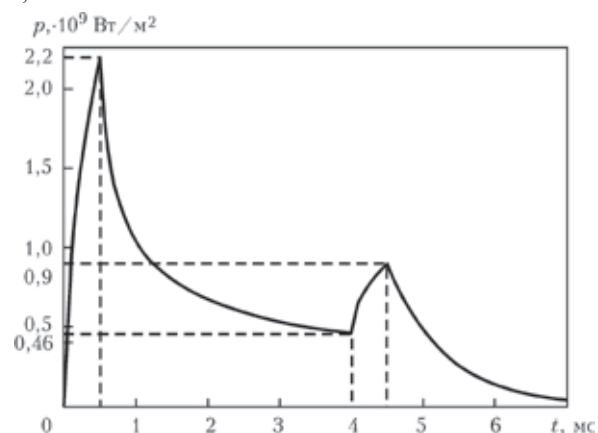


Рис. 8. Форма импульса сфокусированного лазерного излучения для плавления присадки из хрома диаметром 0,2 мм

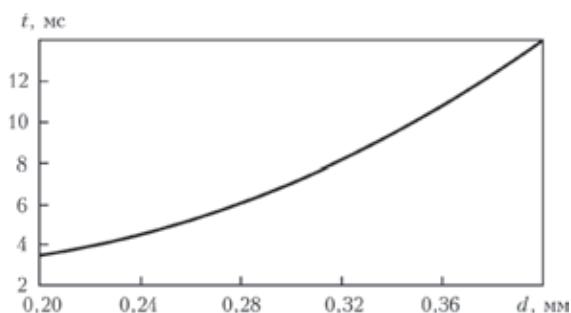


Рис. 9. Зависимость длительности второго фронта импульса лазерного излучения от диаметра присадки

сти воздействия лазерного излучения полностью расплавляется, а поверхность расплава нагревается до температуры испарения (рис. 6, в, 7).

Таким образом, в результате проведенных исследований установлена форма временных и энергетических параметров импульса лазерного излучения для плавления присадки из хрома диаметром 0,2 мм (рис. 8). Кроме того, плавление присадочного материала диаметром 0,2...0,4 мм обеспечивается благодаря использованию данной формы импульса и осуществляется выбором длительности второго фронта импульса (рис. 9).

Выводы

1. Установлена форма импульса лазерного излучения для плавления и переноса присадочного материала на основу с минимальным испарением металла.
2. Определены параметры первых двух фронтов импульса, обеспечивающие минимальные энергетические затраты на нагрев и плавление присадки из хрома.
3. Результаты исследований могут быть использованы при разработке технологических режимов импульсной лазерной сварки и наплавки металлов и сплавов.

1. Jeric A., Grabec I., Govekar E. Laser droplet welding of zinc coated steel sheets // Sci. and Technol. Welding and Joining. – 2009. – 14, № 4. – P. 362–368.
2. Каюков С.В. Расширение возможностей импульсных YAG-лазеров миллисекундного диапазона длительности в технологии сварки // Квант. электроника. – 2000. – 30, № 11. – С. 941–948.
3. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисуров А.И. Технологические процессы лазерной обработки / Под ред. А.Г. Григорьянца. – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 663 с.
4. Tseng W.C., Aoh J.N. Simulation study on laser cladding on preplaced powder layer with a tailored laser heat source // Opt. and Laser Technol. – 2013. – 48. – P. 141–152.
5. Мышковец В.Н., Максименко А.В., Бавич Г.А. Моделирование процесса импульсной лазерной сварки тонкостенных конструкций из алюминиевых сплавов // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2012. – № 3. – С. 16–20.
6. Farnia A., Ghainia F.M., Sabbaghzadeh. Effects of pulse duration and overlapping factor on melting ratio in preplaced pulsed Nd:YAG laser cladding // Opt. and Lasers in Eng. – 2013. – 51. – P. 69–76.
7. Mumtaz K.A., Hopkinson N. Selective laser melting of thin wall parts using pulse shaping // J. Mater. Proc. Technol. – 2010. – 210. – P. 279–287.
8. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: Справочник. – М.: Металлургия, 1989. – 384 с.

Поступила в редакцию 23.12.2014



ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ CaO-SiO_2

И.А. ГОНЧАРОВ¹, В.И. ГАЛИНИЧ¹, Д.Д. МИЩЕНКО¹, В.С. СУДАВЦОВА²

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

² ИПМ им. И.Н.Францевича НАНУ. 03680, г. Киев-142, ул. Кржижановского, 3

Проведен анализ литературных данных о фазовых равновесиях диаграмм состояния и термодинамических свойствах сплавов системы оксид кальция–оксид кремния. Установлено, что данные активностей компонентов этих расплавов характеризуются большим разбросом. Из координат линии ликвидус диаграммы состояния системы оксид кальция–оксид кремния рассчитаны активности оксида кальция и оксида кремния в эвтектическом расплаве. Установлено, что активность кальция при концентрации кремния более 0,2 проявляет большие отрицательные отклонения от идеальных растворов и коррелирует с экспериментально установленными данными. Активность оксида кремния при концентрации кремния менее 0,5 в эвтектическом расплаве проявляет большие отрицательные отклонения от идеальных растворов и коррелирует с экспериментально установленными. При концентрации оксида кремния 0,34 активность оксида кремния составляет 0,03, т. е. она на порядок ниже ее концентрации в растворе, что объясняется образованием термодинамически стабильного двухкальциевого силиката. При 725 °С в этом соединении происходит α - γ -превращение, сопровождающееся изменением объема. Поэтому рекомендовано в составе флюсов для электрошлакового переплава полых слитков и сварки придерживаться такого соотношения оксидов кальция и кремния, при котором в расплаве будет формироваться двухкальциевый силикат. Такие флюсы будут слабо взаимодействовать с расплавленным металлом и обеспечат отличную отделимость затвердевшего шлака с поверхности слитка и металла шва. Библиогр. 17, табл. 1, рис. 3.

К л ю ч е в ы е с л о в а: оксид кальция, оксид кремния, диаграмма состояния, активность компонентов расплава, флюсы для сварки и электрошлакового переплава

При механизированной электродуговой сварке, наплавке, а также при электрошлаковом переплаве (ЭШП) сталей широко применяют шлаки системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$. Эти шлаки обычно обеспечивают требования к ним по металлургическим свойствам, но при этом их технологические свойства довольно невысоки. Введение SiO_2 в шлаки системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ улучшает их формирующие свойства, но при этом повышает их химическую активность по отношению к расплавам на основе железа. Результатом взаимодействия SiO_2 с жидким металлом является кремнийвосстановительный процесс, который приводит к обогащению металла шва неметаллическими силикатными включениями. Интенсивность указанных реакций пропорциональна термодинамической активности SiO_2 в шлаковом расплаве. Поэтому оценка последней крайне важна при выборе составов флюсов для ЭШП и сварки. Учитывая высокую агрессивность и тугоплавкость оксидно-фторидных расплавов экспериментальные методы их исследований довольно сложны. В последние годы разрабатываются теоретические методы прогнозирования термодинамических свойств таких расплавов с использованием аналогичных данных для твердых соединений и фазовых равновесий. Для прогнозирования термодинамических свойств шлаковой системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2\text{-SiO}_2$ и входящих

в нее тройных систем необходимо провести прогнозирование соответствующих двойных систем. Ранее нами исследована система $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ [1]. Предметом данной статьи являются термодинамические свойства системы CaO-SiO_2 .

Сплавы системы CaO-SiO_2 представляют существенный интерес для сварки и специальной металлургии, поскольку являются основой ряда сварочных флюсов и рафинирующих шлаков. Поскольку расплавы этой системы имеют значение также для производства черных металлов и сталей, они служили объектом многих экспериментальных и теоретических исследований [2–14].

Для того, чтобы судить о реакциях взаимодействия шлака с металлическими расплавами при сварке и в ходе металлургических процессов, необходимы сведения об их термодинамических свойствах, среди которых очень важными являются активности компонентов сплавов, теплота образования соединений и расплавов. Например, в работах [2–10] были определены активности диоксида кремния, а в [3–5, 8–10] — активности оксида кальция в диапазоне температур 1500...1930 °С. При этом использовали методы электродвижущих сил (ЭДС), высокотемпературной калориметрии, гетерогенных равновесий между шлаком и газом, а также сульфидной емкости шлаков, Кнудсеновской диффузионной масс-спектрометрии (КЭМС). Также



выполнено термодинамическое моделирование для расплавов этой системы по квазихимической теории [11], модифицированной квазихимической теории [12], CALPHAD методом [13]. Ввиду того, что реакции взаимодействия между шлаком и сталью при сварке плавлением протекают при температурах 1800...2300 К, в работе [2] определение активности SiO_2 в расплавах системы CaO-SiO_2 выполнено при более высоких температурах, чем это делалось ранее. Активность SiO_2 измеряли методом ЭДС при температуре 2200 К, а при 1960 К исследовали теплоту (энтальпию) образования расплавов CaO-SiO_2 .

Для определения активности SiO_2 в рассмотренных расплавах методом ЭДС в работе [2] был изготовлен концентрационный элемент с переносом ионов вида



Из полученных значений ЭДС вычисляли активности SiO_2 . Результаты расчета приведены в таблице и на рис. 1.

На рис. 1 полученные в [2] значения активности SiO_2 сопоставлены с данными, приведенными в других источниках [3–9]. Эти данные лишь качественно согласуются между собой, проявляя знакопеременные отклонения от идеальных растворов, что согласуется с поведением их в твердом состоянии. Данные [2] коррелируют с основным количеством литературных сведений, но имеют меньшее отклонение от идеальных растворов. По-видимому, это обусловлено более высокой температурой проведения измерений, при повышении которой, как известно, уменьшается межчастичное взаимодействие.

Сопоставление всех имеющихся данных по активностям компонентов расплавов системы CaO-SiO_2 позволило установить, что только в работах [8, 10] они определены при близких температурах (1903 и 1933 К) и неплохо коррелируют между собой (рис. 2).

Чтобы определить достоверность этих данных и описать наиболее корректно термодинамические свойства жидких сплавов системы CaO-SiO_2 , использовали координаты ликвидуса диаграммы состояния этой системы и по разработанной нами методике [15] рассчитали a_{CaO} в эвтектическом расплаве с $x_{\text{CaO}} = 0,295$. Эта величина коррелирует с экспериментально установленными в работах [8, 10] (рис. 2).

Из рис. 2 видно, что активности кремнезема в расплавах системы CaO-SiO_2 обнаруживают знакопеременные отклонения от закона Рауля. В расплавах данной системы с $x_{\text{SiO}_2} < 0,65$ активность SiO_2 характеризуется отрицательными, а при $x_{\text{SiO}_2} > 0,65$ – большими положительными отклонениями от идеальных растворов. Это согласуется с

Активности диоксида кремния в расплавах системы CaO-SiO_2 [2]

Моль. доля SiO_2 в расплаве CaO-SiO_2	ЭДС, мВ	a_{SiO_2} , моль. долей
0,675	11	$0,786 \pm 0,002$
0,604	16	$0,712 \pm 0,002$
0,503	53	$0,325 \pm 0,001$
0,393	85	$0,166 \pm 0,001$

поведением расплавов в твердом состоянии. В силикатокремнеземных сплавах, обогащенных SiO_2 , имеется большая область расслаивания. Наоборот, в сплавах с $x_{\text{SiO}_2} < 0,65$ в твердом состоянии образуются два соединения, одно из которых (Ca_2SiO_4) очень тугоплавкое и плавится конгруэнтно. Из рис. 2 видно, что в расплавах при $x_{\text{SiO}_2} < 0,4$ активность SiO_2 на порядок меньше, чем его мольная доля в идеальном растворе и, следовательно, они будут слабо взаимодействовать с металлом сварочной ванны. Это объясняется образованием конгруэнтноплавящегося соединения Ca_2SiO_4 . В нем образуется соединение $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, что обуславливает существенное снижение активностей обоих компонентов. Согласно диаграмме состояния системы CaO-SiO_2 это соединение плавится при очень высокой температуре (2130 °С). Таким образом, во флюсах на основе системы CaO-SiO_2 содержание кремнезема должно быть меньше 0,4 моль. долей. Этим можно уменьшить вредное влияние кремнезема в расплавах системы CaO-SiO_2 и в многокомпонентных шлаках на металлургические и технологические свойства флюсов.

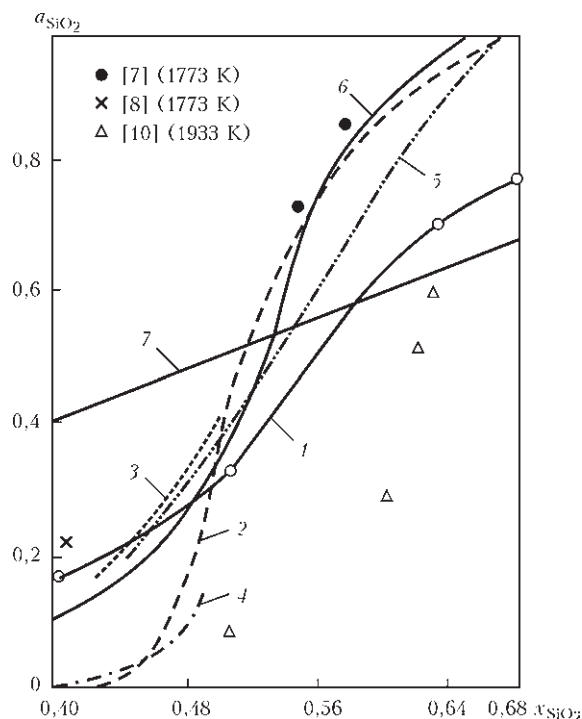


Рис. 1. Активности диоксида кремния в расплавах системы CaO-SiO_2 : 1 — данные работы [2] (2200 К); 2 — [3] (1873 К); 3 — [4] (1873 К); 4 — [5] (1873 К); 5 — [6] (1873 К); 6 — [9] (1773 К); 7 — идеальный раствор

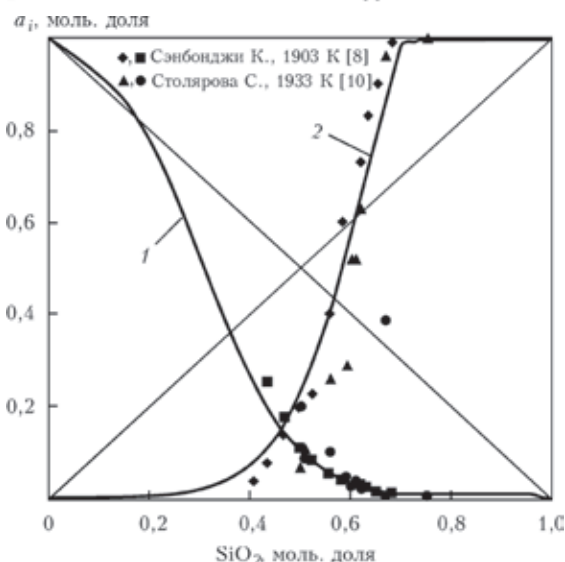


Рис. 2. Активности компонентов в расплавах системы CaO–SiO₂ (1 — активность CaO, расчет по диаграммам состояния, 2000 К; 2 — то же, активность SiO₂)

До настоящего времени теплота образования расплавов системы CaO–SiO₂ практически не изучалась. В работе [2] исследована теплота (энтальпия) образования этих расплавов методом калориметрии с целью более полного представления об их природе. Калориметрическая ячейка, мешалка и чехол термопары были изготовлены из молибдена, который не взаимодействовал с изучаемыми расплавами. Исследование выполнено при температуре 1960 ± 15 К. Калибровку калориметра осуществляли образцами, изготовленными из молибдена, вольфрама или олова (все эти металлы не взаимодействуют с расплавами системы CaO–SiO₂). При проведении опытов в калориметрическую ванну помещали сплав требуемого состава, а затем в него из барабанного дозатора вводили образцы SiO₂ и CaO в твердом виде. Порошкообразный оксид кальция предварительно помещали в ампулы, изготовленные из оловянной или медной фольги. Полученные данные о парциальных и интегральных молярных энтальпиях компонентов с вычисленными доверительными интервалами приведены на рис. 3.

На рисунке приведены также значения $\Delta H_{\text{см}}$, рассчитанные по усовершенствованному варианту квазихимической теории [14]. Видно, что между данными работ [2, 11] имеется качественное согласие. Сравнение определенных термодинамических свойств расплавов системы CaO–SiO₂ с диаграммой состояния показало, что они хорошо коррелируют между собой.

Для расплавов, содержащих более 0,3 молярных долей CaO, энтальпии смешения являются отрицательными величинами. Минимум на кривой зависимости $\Delta H_{\text{см}}$ от состава составляет 52 кДж/моль и соответствует расплаву, близкому к конгруэнтноплавящемуся соединению CaSiO₃.

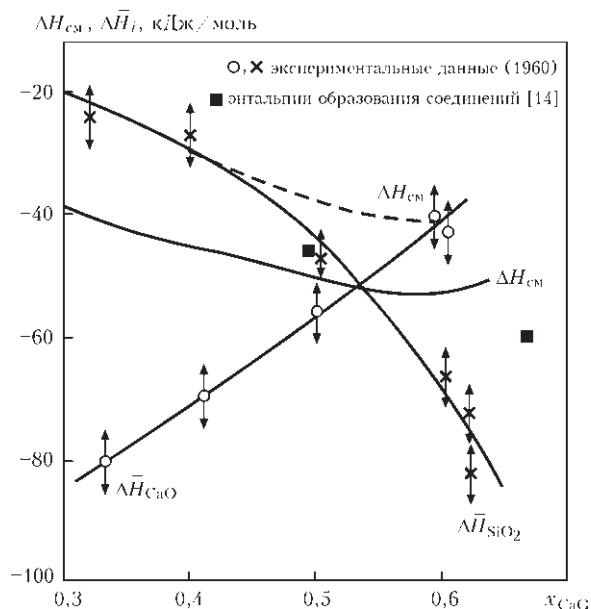


Рис. 3. Парциальные и интегральные энтальпии смешения расплавов системы CaO–SiO₂: сплошные кривые — аппроксимирующие кривые для $\Delta \bar{H}_i$ и $\Delta H_{\text{см}}$ [2]; штриховые — расчет [11]

Мы сравнили интегральные энтальпии образования расплавов и соединений системы CaO–SiO₂, определенные в работе [14] в калориметре растворения. Видно, что они коррелируют между собой.

Итак, для двойной системы CaO–SiO₂ характерны положительные отклонения от идеальности (с областью расслоения при данной температуре) для сплавов с $x_{\text{SiO}_2} > 0,5$. При меньшем содержании SiO₂ эти отклонения становятся отрицательными (что коррелирует с образованием стойких твердых соединений). Самые большие отрицательные значения достигаются в полях кристаллизации такого комплексного соединения как 2CaO*SiO₂. Оно термодинамически стабильно, т. е. будет слабо взаимодействовать с металлом при сварке и ЭШП. Это подтверждается результатами наших расчетов активности SiO₂. Таким образом, можно выбрать зону составов шлаковых расплавов, где активность SiO₂ будет минимальной и протекание процессов взаимодействия с металлом будет ограниченным. Такой анализ был проведен. Установлено, что с точки зрения обеспечения лучших формирующих свойств флюса наиболее приоритетным является формирование в расплаве 2CaO*SiO₂. Двухкальциевый силикат имеет температуру плавления 2130 °С, т. е. при этой температуре в жидком шлаковом расплаве будет образовываться твердая фаза 2CaO*SiO₂. Присутствие твердой фазы в жидком растворе приводит к изменению свойств, в частности, к повышению эффективной вязкости, что является положительным с точки зрения формирования шва при сварке на форсированных режимах и при ЭШП в подвижном кристаллизаторе. Исследова-



ние расплавов системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$, проведенное Парк Д. Х. [16], показало, что введение CaF_2 в состав оксидного расплава позволяет снизить температуру солидус расплава, уменьшить размер твердофазной составляющей в жидком шлаковом расплаве. Таким образом, существуют возможности для управления строением и свойствами шлакового расплава.

Кроме того, формирование в расплаве $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ положительно с точки зрения обеспечения улучшенной отделимости шлаков с поверхности металла. Известно [17], что при 725°C в этом соединении происходит альфа-гамма превращение, которое сопровождается изменением объема. В результате в шлаках возникают значительные локальные напряжения, которые становятся причиной саморассыпания шлаков. Этот эффект очень важен прежде всего с точки зрения технологии ЭШП полых слитков, где проблема удаления шлаков с внутренней поверхности слитка стоит очень остро.

Выводы

1. Проведенный критический анализ литературных данных по фазовым равновесиям и термодинамическим свойствам сплавов системы CaO-SiO_2 позволил установить, что диаграмма состояния корректна, а активности компонентов этих расплавов характеризуются большим разбросом.

2. Показано, что интегральные энтальпии образования расплавов и соединений системы CaO-SiO_2 , определенные экспериментально в изопериболическом калориметре и калориметре растворения, коррелируют между собой.

3. Из координат линии ликвидус диаграммы состояния системы CaO-SiO_2 , определенных разными авторами, рассчитаны a_{CaO} в эвтектическом расплаве с $x_{\text{CaO}} = 0,295$. Установлено, что она проявляет большие отрицательные отклонения от идеальных растворов и коррелирует с экспериментально установленными.

4. Из координат линии ликвидус диаграммы состояния системы CaO-SiO_2 , определенных разными авторами, рассчитаны a_{SiO_2} . Установлено, что при $x_{\text{SiO}_2} < 0,5$ и в эвтектическом расплаве она проявляет большие отрицательные отклонения от идеальных растворов и коррелирует с ранее экспериментально установленными. При $x_{\text{SiO}_2} = 0,34$ a_{SiO_2} составляет 0,03, т. е. активность SiO_2 на порядок ниже ее концентрации в растворе. Это объясняется образованием термодинамически стабильного соединения $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$. Учитывая,

что при 725°C в этом соединении происходит альфа-гамма превращение, сопровождающееся изменением объема, можно рекомендовать в составе флюсов для ЭШП полых слитков и сварки именно такое соотношение оксидов кальция и кремния. Такие флюсы будут слабо взаимодействовать с расплавленным металлом и обеспечат отличную отделимость затвердевшего шлака с поверхности слитка и металла шва.

1. *Прогнозирование термодинамических свойств расплавов системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ / И.А. Гончаров, В.И. Галинич, Д.Д. Мищенко, В.С. Судавцова // Автомат. сварка. – 2014. – № 4. – С. 33–36.*
2. *Судавцова В.С., Курьяков В.М., Подгаецкий В.В. Термодинамические свойства расплавов системы CaO-SiO_2 // Там же. – 1988. – № 7. – С. 35–37.*
3. *Richardson F.D., Jeffes H.E., Withers G. Thermodynamic data on materials which are important for steel production // J. Iron and Steel Inst. – 1950. – 166, № 2. – P. 213–234.*
4. *Fincham C.J.B., Richardson F.D. Behaviour of sulphur in silicate and aluminate melts // Proc. Roy. Soc. Sec. A. – 1954. – 233, № 1. – P. 40–62.*
5. *Fullton J.C., Chipman J. Slag-metal-graphite reaction and silica activity in limestone-alumina-silicate slags // Trans. Amer. Inst. Min. Eng. – 1954. – 200, № 9. – P. 1136–1146.*
6. *Murray P., White K. SiO_2 activities in molten CaO-SiO_2 system // Disc. Faraday Society. – 1948. – 4, № 3. – P. 287–296.*
7. *Chang L.C., Derge G. Sampling and analysis in determination of hydrogen in steels // Trans. Amer. Inst. Min. Met. Eng. – 1947. – 172, № 1. – P. 90–120.*
8. *Sanbongi K., Othani M. Measurement of the equilibrium among silicon in molten iron, CaO-SiO_2 binary slag and $\text{H}_2\text{-H}_2\text{O}$ mixed gas // Sci. Rep. Tohoku Univ. – 1952. – 4, № 1. – P. 59–71.*
9. *Carter P.T., Macfarlane T.G. Thermodynamics of slag systems. P. II. Thermodynamic properties of CaO-SiO_2 slags // J. Iron and Steel Inst. – 1957. – 173, № 1. – P. 62–66.*
10. *High-temperature mass spectrometric study of thermodynamic properties of the CaO-SiO_2 system / V.L. Stolyarova, S.I. Shornikov, G.G. Ivanov, M.M. Shultz // J. Electrochem. Soc. – 1991. – 138, № 12. – P. 3710–3714.*
11. *Pelton A.D., Blander M. Thermodynamic analysis of liquid solutions by a modified quasichemical approach – Application to silicate Slag // Met. Trans. (Ser. B). – 1986. – Vol. 7. – P. 805–815.*
12. *Hillert M., Sundman Bo., Wang X. An assesment of the CaO-SiO_2 // Met. Trans. – 1990. – 21B, № 4. – P. 303–312.*
13. *Ayed F., Sorrentino F., Castanet R. Determination par calorimetrie de dissolution des enthalpies de formation de quelques silicates, aluminates et aluminos-silicates de calcium // J. Thermal Anal. – 1994. – Vol. 41. – P. 755–766.*
14. *Срывалин И.Т., Есин О.А. Применение квазихимической теории для расчета термодинамических свойств сплавов силикатных расплавов // Физ. химия расплавленных шлаков. – Киев: Наук. думка, 1970. – С. 83–94.*
15. *Судавцова В.С., Макара В.А., Кудін В.Г. Термодинаміка металургійних і зварювальних розплавів. Ч. 3. Сплави на основі нікелю та олова, методи моделювання та прогнозування термодинамічних властивостей). – К.: Логос, 2005. – 216 с.*
16. *Park J. H. Solidification structure of $\text{CaO-SiO}_2\text{-MgO-Al}_2\text{O}_3$ ($-\text{CaF}_2$) systems and computational phase equilibria: Crystallization of MgAl_2O_4 spinel // Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. – 2007. – 31. – P. 428–437.*
17. *Slag Atlas. – 2nd ed. – Dusseldorf: Verlag stahleisen GmbH, 1995. – 616 p.*

Поступила в редакцию 30.10.2014



ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ СВАРНЫХ ТРУБ ИЗ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ В УКРАИНЕ

Т.Н. БУРЯК¹, И.А. КАЦАЙ², В.Г. КУЗНЕЦОВ², А.И. НОВИКОВ², А.А. ТАРАНЕНКО¹, Н.В. ЯРОШЕНКО¹

¹ГП «НИТИ». 49005, г. Днепропетровск, ул. Писаржевского, 1а. E-mail: lab241@i.ua

²ООО «АЛЬФА-ФИНАНС». 49000, г. Днепропетровск, ул. Баррикадная, 4г. E-mail: igor_ka_68@mail.ru

Сварные тонкостенные трубы находят широкое применение в различных отраслях промышленности благодаря ряду их преимуществ по сравнению с бесшовными трубами. В работе описан опыт освоения в Украине производства сварных тонкостенных труб малого диаметра из стали TP 316L по двум вариантам: с деформацией металла шва раскаткой и без деформации. Продольные швы выполняются способом сварки TIG. Приведены результаты комплексных испытаний образцов изготовленных труб, свидетельствующие о том, что по своим технологическим, механическим свойствам, коррозионной стойкости и металлографическим характеристикам они не уступают бесшовным трубам, а по ряду параметров даже превосходят их. Они удовлетворяют требованиям соответствующих стандартов по ASTM и EN. Библиогр. 10, табл. 4, рис. 4.

Ключевые слова: труба сварная, технология, аргонодуговая сварка, шов, качество, механические свойства, межкристаллитная коррозия, конденсаторы АЭС

Широкое применение за рубежом в теплообменном оборудовании, в частности в конденсаторах турбин атомной, тепловой энергетики, химической промышленности, получили сварные особотонкостенные трубы из коррозионностойких сталей марок TP 321/321H, TP 304/304L, TP 316L/316Ti по стандартам [1–3]. Отечественные сварные трубы, поставляемые ранее по [4], значительно уступали им по целому ряду причин: отставание производства, связанное с неудовлетворительным качеством сварного шва, отсутствием оборудования для изготовления, термообработки и неразрушающего контроля длинномерных труб, дефицитом качественной ленточной заготовки (штрипса) с толщиной стенки до 1 мм и др.

Из-за этого исторически сложилось недоверие к сварным трубам из коррозионностойких сталей, особенно молибденсодержащих типа 03X17H13M3, 08X17H13M2T. Поэтому в ряде случаев предпочтение отдавалось другим материалам: бесшовным трубам из более дешевого материала (медных, медно-никелевых сплавов) либо бесшовным трубам общего назначения из коррозионностойкой стали типа 08-12X18H10T, поставляемым по различным ГОСТ. При этом в конденсаторах АЭС практически во всем мире давно осуществлена замена труб на сварные из коррозионностойкой стали с молибденом TP 316L/316Ti или из титана [1, 5, 6]. Процесс получения таких труб высокопроизводительный, обеспечивает снижение стоимости сварных труб по отношению к бесшовным из аналогичной стали на

30...35 %. Однако до настоящего времени оставались довольно ограниченными сведения о качестве украинских труб, получаемых в современных условиях. Поэтому в данной работе выполнены комплексные всесторонние исследования сварных труб отечественного производителя.

В производственных условиях ООО «АЛЬФА-ФИНАНС» (г. Днепропетровск) разработана технология по которой из ленточной заготовки (штрипса) изготовлены трубы электросварные прямошовные диаметром 20 мм с толщиной стенки 0,8 мм, длиной до 15 м из коррозионностойкой стали TP 316L по двум вариантам: с деформацией сварного шва (раскаткой) в соответствии с требованиями стандарта ASTM A 249 (вариант «р») и без деформации сварного шва (вариант «н»), что допускается отечественной нормативной документацией. Применяется сварка неплавящимся электродом в среде инертного газа (сварка TIG) — аргонодуговая сварка с коэффициентом сварного шва $V = 1$.

Современная технология сварочного производства способом TIG (Tungsten Inert Gas) берет свое начало с 40-х годов прошлого столетия и использовалась для сварки алюминиевых и магниевых сплавов [7]. Однако более глубоко этот метод совершенствовали применительно к сварке коррозионностойких сталей и сплавов. При сварке TIG электрическая дуга используется для нагрева и расплавления кромок металла, а защитный газ (аргон), который поступает из газового сопла, подается в зону сварки, а также на внутреннюю поверхность труб и защищает шов от внесения



примесей извне, способствуя хорошей проварке корня сварного шва. В последствии данный способ сварки называли аргонодуговым. Сам электрод/катод, выполненный из тугоплавкого материала (вольфрам), расположен в центре газового сопла на специальном удалении от кромок свариваемого металла. В современных условиях производства электросварных труб, сварка осуществляется автоматически тремя катодами, обеспечивающими расплавление, формирование и сохранение так называемой «ванночки» металла с равномерным заполнением по всей глубине шва без подачи в зону сварки каких-либо присадочных материалов. Применение многодуговой сварки продольного шва в камере с защитной атмосферой (аргон) обеспечивает его высокое качество, так как при этом полностью сохраняется химический состав материнского металла в структуре шва. Преимуществом аргонодуговой сварки TIG является очень высокое качество сварного шва, отсутствие брызг, практическое отсутствие шлаков и примесей. Этот способ очень универсален и дает возможность применять варианты различных настроек токов и смесей газа при сварке аустенитных, молибденовых, а также ферритных марок сталей с толщиной металла от 0,4 до 3,0 мм.

Технологический процесс производства труб. Технологический процесс производства труб состоит из следующих операций:

1. Входной контроль качества поступающего предварительно порезанного на агрегате продольной резки (АПР) холоднокатаного рулонного проката, включающий выборочный визуальный контроль, постоянный контроль геометрических размеров и проверку соответствия данных сертификатов качества.

2. Изготовление труб на трубоэлектросварочных станках ТЭСА 5-25 и ТЭСА 10-60 (Италия) (рис. 1) включает последовательность операций: формовка ленты на формовочном стане; сварка кромок в сварочном узле; вихретоковый контроль качества сварного шва и околошовной зоны; шлифовка наружного и/или раскатка внутреннего грата; калибровка труб.

3. Термическая обработка труб в защитной атмосфере (водород).

4. Вихретоковый контроль качества тела трубы.

5. По требованию потребителя шлифовка наружной поверхности труб.

6. Маркировка труб с помощью автоматического струйного принтера.

7. Порезка труб на заданную длину на летучих ножницах.

8. Приемка труб ОТК, проведение испытаний предусмотренных нормативом.

9. Упаковка труб.

10. Оформление документа о качестве и необходимой отгрузочной документации; отгрузка труб потребителю в соответствии с заказом.

На указанных трубоэлектросварочных станках возможно изготовление труб наружным диаметром от 5,0 до 60,3 мм включительно с толщиной стенки от 0,4 до 3,0 мм включительно, длиной до 15 м.

Во всем мире сварные трубы для конденсаторов чаще всего поставляются по стандарту [2]. Исследуемые в данной работе трубы изготовлены и испытаны с учетом основных требований этого стандарта. Для большей наглядности оценка полученных результатов выполнялась с учетом европейских норм [8], а также других норм, существующих для данного вида труб.

Поскольку к трубам предъявляется комплекс высоких требований относим их к прецизионным. Сталь TP 316L и ее аналоги 03X17H14M3, 1.4404 по совокупности характеристик коррозионной стойкости, технологических и теплофизических считаются оптимальными для конденсаторов и теплообменного оборудования, работающих в агрессивных средах [6, 9, 10].

Исследования выполнены на базе Испытательного центра ГП «НИТИ», аккредитованного на техническую компетентность по ДСТУ ISO/IEC 17025:2006, для чего был применен комплексный подход. Предварительно осуществлен непосредственный входной контроль исходной заготовки (штрипса) на соответствие техническим требованиям стандарта ASTM A 240 для тонких ленты и листа.

Анализ химического состава. Установлена принадлежность металла к стали марки TP 316L по ASTM и ее аналогу 1.4404 по нормам EN (табл. 1). В металле довольно низкое содержание углерода, что положительно влияет на коррозионную стойкость. При этом в трубах в результате технологической обработки содержание углерода незначительно повысилось по сравнению со штрипсом. Обращает на себя внимание содержание фосфора на верхнем пределе, а содержание дорогостоящих никеля и молибдена на нижнем пределе.

Визуальный осмотр труб. Осмотр без увеличительных приборов показал, что поверхность светлая, чистая, недопустимые дефекты типа трещин, глубоких рисок, плен, налипаний, раковин, расслоений и др. не обнаружены. Наружная поверхность после тонкой абразивной обработки (шлифовки), наружный грат и сварной шов не визуализируются. На внутренней поверхности наблюдаются:

– вариант «р» — тонкий сварной шов со следом от деформации (внутреннего грата нет), а на диаметрально противоположной стороне трубы — продольный след, образовавшийся скорее всего от



Таблица 1. Химический состав исследуемых проб от исходного штрипса и сварных труб 20×0,8 мм из стали TP 316L (мас. %)

Проба	C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si
Штрипс	0,011	16,79	1,18	1,91	10,05	0,042	0,0099	0,477
По сертификату	0,012	16,63	1,11	2,092	10,00	0,043	0,0010	0,51
Труба «р»	0,015	16,77	1,17	1,94	10,07	0,044	0,012	0,494
Труба «н»	0,016	16,89	1,19	1,91	9,94	0,044	0,012	0,49
Нормы EN 10217-7 (1.4404)	max 0,030	16,50...18,50	max 2,00	2,0...2,50	10,0...13,0	max 0,045	max 0,015	max 1,0
Нормы ASTM A 249 (TP 316L)	max 0,030	16,0...18,0	max 2,00	2,00...3,00	10,0...14,0	max 0,045	max 0,030	max 1,0

Примечания. 1. Ошибка измерения по молибдену составляет 0,08 %; в готовой продукции допускается отклонение по молибдену $\pm 0,10\%$ по EN 10217-7. 2. Ошибка измерения по никелю составляет 0,11 %; в готовой продукции допускается отклонение по никелю $\pm 0,15\%$ по EN 10217-7.

Таблица 2. Геометрические размеры исследуемых труб 20×0,8 мм

Вариант исполнения	Диаметр наружный D_n , мм	Толщина стенки S , мм
«р»	19,94...20,01 19,93...20,02	0,77...0,79 0,78...0,80
«н»	19,93...20,03 19,94...20,02	0,77...0,79 0,78...0,80
Нормы ASTM для данного размера	19,9...20,11	0,72...0,88

Примечание. Овальность труб составляет 0,07...0,10 мм при нормах от +0,11 до -0,10 мм.

механического контакта с оправкой или калибром при раскатке шва;

– вариант «н» без деформации шва — тонкий сварной шов с высотой внутреннего грата до 0,1 мм, диаметрально противоположная сторона чистая, без особенностей.

Шероховатость R_a внутренней (рабочей) поверхности при требовании не более 2,0 мкм составляет: вариант «р» от 0,31 до 0,76 мкм (сред. 0,56 мкм), вариант «н» от 0,27 до 1,34 мкм (сред. 0,63 мкм).

Точность геометрических размеров труб. Измерение диаметра и толщины стенки подтвердило высокую точность изготовления (табл. 2).

Макро- и микроструктура исследованы в основном металле, околошовной зоне термического влияния и зоне сварного шва, а также в штрипсе.

Металл заготовки чистый по содержанию неметаллических включений. Оценка включений в штрипсе выполнена по ДСТУ 3295–95 — шкала № 3 для оценки металла толщиной стенки менее 2,5 мм. Содержание единичных равномерно расположенных включений глобулярного типа составляет до 1 балла. Микроструктура штрипса мелкозернистая, величина зерна составляет № 9–10, с сильно выраженной полосчатостью, характерной для высоколегированных сталей.

Макроструктура труб при увеличении 10 не содержит дефектов в виде пор, трещин, непроваров, инородных включений, проплавлений и т.п. (рис. 2). Внутренний грат в образце с недеформированным швом незначителен до 0,1 мм ($\sim 0,08...0,09$ мм, см. рис. 2, а).

В результате раскатки меняется геометрическая форма шва и он становится шире (рис. 2, б).

В микроструктуре четко различимы:

– сварной шов с морфологией литой структуры и наличием небольшой доли ферритной составляющей;

– небольшая (до 200 мкм) околошовная зона с незначительным (на 1 номер) увеличением зерна по сравнению с основным металлом;

– основной металл с рекристаллизованным зерном № 7–8 (зерно в основном металле незначительно укрупнилось по сравнению с исходным штрипсом в результате проведенной термообработки труб).

Трубы, полученные по двум исследуемым вариантам, выдержали все *технологические испытания*, а именно: сплющивание до получения между сплющиваемыми поверхностями заданного расстояния $H = 7,2$ мм (шов расположен под углом 90° или в положении 3 ч); полное сплющивание; обратное сплющивание по методике ASTM; статический загиб трубного образца (патрубка) на 90° вокруг оправки $D_{\text{опр}} = 60$ мм; раздачу до увеличения наружного диаметра на 10 % оправкой с углом конусности 30° ; бортование с углом отбортовки 90° .

После технологических испытаний отсутствовали дефекты и разрушения в виде трещин, надрывов, непроваров и перекрытий.

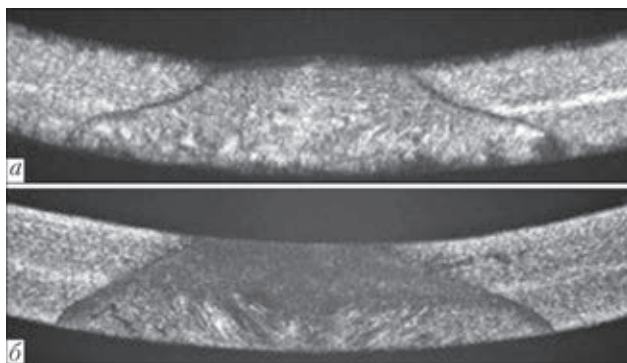


Рис. 2. Макроструктура ($\times 12$) сварных соединений труб 20×0,8 мм из стали TP 316L: а — недеформированный шов; б — деформированный



Рис. 1. Внешний вид трубоэлектросварочной линии (стан 10-60) в цехе по производству труб

Механические свойства исходного штрипса и труб определяли путем испытаний на растяжение.

Результаты подтвердили соответствие штрипса стандарту ASTM A 240 для стали TP 316L (в скобках приведены нормы): предел прочности $\sigma_b = 651...661$ МПа (не менее 485), предел текучести $\sigma_{0,2} = 343$ МПа (не менее 170), $\sigma_{1,0} = 379...381$ МПа, относительное удлинение $\delta_{50} = 42,0\%$ (не менее 40 %), $\delta_5 = 48...48,5$ %.

Механические испытания труб показали, что они имеют довольно высокий уровень показателей прочности и пластичности. По сравнению со свойствами штрипса, в трубах повысились значения относительного удлинения и снизились значения пределов прочности и текучести, что обусловлено незначительным укрупнением зерна в результате термообработки труб. По результатам механических испытаний на растяжение металл труб соответствует нормам стандартов ASTM A

249 для стали марки TP 316L и EN 10217-7 для стали — аналога номер 1.4404 (табл. 3).

Для сварных труб важным критерием их качества по прочности сварного шва является способность выдерживать без повреждений вышеперечисленные технологические испытания на сплющивание, раздачу, изгиб. Не менее важным критерием является *разрыв поперечных кольцевых образцов* с расположением шва под 90° относительно оси приложения усилия или в положении 3 ч (табл. 4).

Результаты подтверждают, что большей прочностью сварного соединения обладают трубы с раскатанным швом: разрыв колец произошел не по шву, а по основному металлу, т. е. они выдержали испытания на разрыв кольца без аномалий.

Испытания на межкристаллитную коррозию (МКК) выполнены по методу АМУ ГОСТ 6032 кипячением в серноокислом растворе сульфата меди в течение 8 ч. Согласно этому стандарту

Таблица 3. Механические свойства труб $20 \times 0,8$ мм из стали TP 316L после испытаний на растяжение

Вариант	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{1,0}$, МПа	δ_{50} , %	δ_5 , %
«р»	617 623	349 347	370 372	55,0 56,5	57,5 59,5
«н»	588 602	306 322	335 347	56,0 58,5	57,0 62,0
Нормы EN 10217-7	490...690	min 190	min 225	min 30	min 40
Нормы ASTM A 249	min 485	min 170	-	min 35,0	-

Таблица 4. Результаты испытаний на поперечный разрыв кольцевых образцов для определения прочности сварного шва и околошовной зоны

Образец	σ_b , МПа	Расположение шва	Место разрушения
«р»	689 639 693	90° относительно оси приложения усилия	По основному металлу
«н»	650 642 673	90° относительно оси приложения усилия	По шву или в зоне термического влияния (разрушение пластичное)



сварные соединения, наплавленный металл и металл шва провоцирующему нагреву не подвергаются. В данном случае испытания выполнены как без предварительного провоцирующего нагрева, так и в жесточенном режиме с предварительным провоцирующим нагревом — 650 °С, выдержка 1 ч. После этого образцы были изогнуты специальным способом на предмет обнаружения возможных трещин. После испытаний трещин в местах Z-образных изгибов образцов не выявлено как на внутренней, так и наружной поверхности труб, ни по шву и околошовной зоне, ни по основному металлу, что свидетельствует о стойкости к МКК труб, полученных по обоим вариантам.

В данной работе для получения дополнительных сравнительных данных по коррозионной стойкости материала сварных труб (основной металл и зона сварного шва одной и той же трубы) в качестве экспериментальных выполнены исследования на *питтинговую коррозию* (ПК) в соответствии с основными положениями ГОСТ 9.912 и ASTM G 48. Образцы от труб выдерживали в агрессивном 10 %-м растворе: железа трихлорида гексагидрата ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) — 100 г соли на 900 см³ дистиллированной воды, в течение 5 ч при температуре ~20 °С ($19,5 \pm 0,5$ °С). По окончании выдержки образцы промыли, просушили и оценили потерю их массы взвешиванием до и после выдержки в агрессивном растворе. Также анализировали состояние поверхности на наличие, размер, глубину питтингов и характер их расположения, особое внимание обращали на внутреннюю (рабочую) поверхность. В соответствии с традиционными представлениями подтверждено, что более подвержена ПК область сварного шва. В данном случае потеря массы образцов со швом 0,004...0,008 г незначительно превышает потерю массы образцов без шва 0,002...0,005 г. Однако в образцах с раскатанным швом «р» потеря массы 0,006...0,008 г оказалась большей, чем в образцах с внутренним гратом, т.е. без деформации шва «н»



Рис. 3. Вихретоковый дефектоскоп контроля сплошности сварного шва и околошовной зоны (находится сразу после сварочного блока)

0,004 г. Кроме того, образцы с раскатанным швом «р» показали большую склонность к питтингообразованию шва по внутренней поверхности, в то время как в образцах с нераскатанным швом «н» менее активно развивается ПК шва по внутренней поверхности, но более активно по наружной. В образцах основного металла без шва питтингов либо нет вообще, либо они единичные неглубокие. Сквозные питтинги отсутствовали во всех случаях. Можно заключить, что в целом данные трубы в результате испытаний в водном растворе FeCl_3 имеют относительно небольшую скорость питтинговой коррозии.

Неразрушающий контроль сварных труб выполнен вихретоковым (ВТК) и ультразвуковым (УЗК) способами.

ВТК осуществлен на производстве на оборудовании ООО «АЛЬФА-ФИНАНС», где в линии ста-на проконтролированы шов и тело трубы (рис. 3). Контроль проводили на наличие продольных и поперечных дефектов на наружной и внутренней поверхностях. По результатам ВТК дефектов не обнаружено и 100 % проконтролированных труб признаны годными.

УЗК выполнялся в условиях ГП «НИТИ», для чего были изготовлены два стандартных образца с раскатанным и нераскатанным швом для настройки УЗ-дефектоскопа (искусственные продольные отражатели типа «риска» глубиной 10 % от номинальной толщины стенки). В проконтролированных по двум вариантам трубах «р» и «н» не выявлены дефекты, эквивалентные искусственным дефектам стандартного образца. Данные трубы можно считать прошедшими УЗК, т.е. соответствующими установленным требованиям для конденсаторных труб.

Полученные результаты дают возможность утверждать, что сварные трубы производства ООО «АЛЬФА-ФИНАНС» (г. Днепропетровск) (рис. 4) по своим технологическим, механическим, антикоррозионным, металлографическим характеристикам практически ничем не уступают бесшовным трубам,



Рис. 4. Виды стандартной упаковки на экспорт нержавеющей труб квадратного и круглого сечения

а в плане четкости соблюдения толщины стенки как в поперечном сечении, так и продольно по всей длине, и геометрических размеров в комплексе с чистой и светлой поверхностью по всей длине — даже превосходят бесшовные трубы.

Выводы

Выполнены комплексные испытания металла сварных труб 20×0,8 мм из стали TP 316L на соответствие основным и дополнительным требованиям стандарта [2].

Технология изготовления сварных труб из коррозионностойкой стали на ООО «АЛЬФА-ФИНАНС» включает основополагающие операции, определяющие качество и надежность труб: аргонодуговую сварку (сварка TIG), получение труб с раскаткой и без раскатки внутреннего грата (т.е. с деформацией и без деформации шва), термическую обработку в защитной атмосфере, вихре-токовый контроль качества сварного шва и тела трубы с полным соблюдением всех методик и рекомендаций изготовителя оборудования.

По геометрическим размерам трубы соответствуют требованиям высокой точности изготовления с высоким качеством как внутренней, так и наружной поверхностей. По результатам механических и технологических испытаний установлено, что механические свойства при растяжении трубы удовлетворяют требованиям стандартов ASTM A 249 и EN 10217-7. Все образцы выдержали испытания на сплющивание (в т. ч. полное, обратное сплющивание), а также бортование, раздачу, статический загиб без образования трещин, надрывов и др. дефектов как в основном металле, так и в шве и околошовной зоне.

Металлографическими исследованиями не обнаружено недопустимых дефектов (непроваров, проплавлений, трещин, инородных включений) в металле шва, околошовной зоны и на поверхности труб. Структура соответствует требованиям трубам прецизионного сортамента из коррозионностойкой стали.

Металл труб стойкий к межкристаллитной коррозии. Образцы от исследованных труб характеризуются небольшими потерями массы в результате испытаний на питтинговую коррозию. Трубы прошли неразрушающий контроль УЗК и ВТК способами, дефекты не зафиксированы.

В целом на основании комплексного сравнительного контроля установлено, что трубы, изготовленные по двум вариантам — с раскаткой и без раскатки шва, удовлетворяют требованиям стандартов ASTM A 249 и EN 10217-7, при этом по отдельным показателям для ответственного назначения следует считать более предпочтительными трубы с раскатанным швом.

1. Оценка качества сварных длинномерных особотонкостенных труб из коррозионностойкой стали / Т.Н. Буряк, Н.В. Ярошенко, А.А. Тараненко, А.М. Лавриненко // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2014. — № 5. — С. 40–43.
2. ASTM A249/A249M-10a. Стандартная спецификация на сварные трубы из аустенитной стали для котлов, пароперегревателей, теплообменников и конденсаторов. — ASTM Комитет США. — 2010. — 10 с.
3. ASTM A 312/A 312M-08. Стандартная спецификация для бесшовных, сварных и холоднодеформированных (сильная деформация) аустенитных труб из нержавеющей стали. — ASTM Комитет США. — 2008. — 20 с.
4. ГОСТ 11068–81. Трубы сварные из коррозионностойкой стали. — М.: Изд-во стандартов, 1982. — 8 с.
5. Хэнсон К.Ф. Тенденции использования титана в теплообменных аппаратах // Материалы 3-й междунар. конф. «Титан. Металловедение и технология». — М.: ВИЛС, 1978. — С. 423–435.
6. Обоснование материала для замены конденсаторов турбоагрегатов АЭС и создание технических условий на длинномерные трубы: Отчет о НИР (аннотация) / ГП «НИТИ». — ГР № 0106U012027. Инв. № 108-206. — Днепрпетровск, 2006. — 65 с.
7. Хорн Ф. Атлас структур сварных соединений / Пер. Г.Н. Клебанова. — М.: Металлургия, 1977. — 288 с.
8. EN 10217-7:2005. Сварные стальные трубы для работы под давлением. Технические условия поставки. — Ч.7: трубы из нержавеющей стали. — Европейский комитет по стандартизации (CEN), Брюссель, 2005. — 38 с.
9. Ульянов Е.А. Коррозионностойкие стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1991. — 256 с.
10. Нержавеющая сталь. Характеристики, марки и всемирные стандарты стали // Авеста Шеффилд АБ. — 2000. — Бюл. № 10100. — 12 с.

Поступила в редакцию 17.12.2014



Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Совет научной молодежи ИЭС

VIII Международная научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»

20–22 мая 2015 г.

Ворзель, Киевская обл.

www.paton.kiev.ua/wmicys2015; E-mail: wmicys2015@gmail.com



ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ УЧАСТКА ГАЗОПРОВОДА С МЕСТНОЙ ПОТЕРЕЙ УСТОЙЧИВОСТИ

А.А. РЫБАКОВ¹, Э.Ф. ГАРФ¹, А.В. ЯКИМКИН¹ И.В. ЛОХМАН², И.З. БУРАК²

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

² ПАТ «Укртрансгаз». 01021, г. Киев, Кловский спуск, 9/1. E-mail: press@utg.ua

Рассмотрены причины повреждения трубы газопровода, которое сопровождалось значительными деформациями и связано с местной потерей устойчивости на коротком отрезке трубы. Установлены некоторые, характерные признаки повреждения, а именно: повреждение находится в непосредственной близости от кольцевого сварного шва и формируется на трубе с более низкой прочностью. Комплекс физико-механических исследований не выявил снижения служебных свойств металла, что позволяет искать причину повреждения трубы в особенностях напряженно-деформированного состояния трубопровода при его эксплуатации. Показано, что температурные деформации в трубопроводе, при самых неблагоприятных условиях, вызывают незначительные напряжения, которые не могут привести к местной потере устойчивости трубы. Анализ трассы прокладки трубопровода показал, что она проходит в зоне горных разработок и на напряженно-деформированное состояние трубопровода оказывает влияние деформация земной поверхности. Величина перемещений и уровни напряжений в трубе, вызываемые деформацией земной поверхности в районе горных разработок, позволяет считать их причиной повреждения газопровода. Библиогр. 11, табл. 2, рис. 10.

Ключевые слова: повреждение, трубопровод, труба, механические свойства, напряженно-деформированное состояние, потеря устойчивости, напряжения, перемещения, расчет, сварной стык, обрабатываемые территории

В октябре 2013 г. на ответвлении к г. Терновка магистрального газопровода Шебелинка–Днепропетровск–Одесса выявлено повреждение трубы диаметром 325 мм с толщиной стенки 6 мм, сопровождавшееся истечением газа из газопровода. Диагностирование участка газопровода установило наличие местной потери устойчивости трубы при больших продольных перемещениях (рис. 1, а–в).

Деформации были настолько значительны, что в образовавшихся гофрах возникли сквозные трещины. Замеры показали, что перемещения при образовании гофров составили от 260 до 320 мм. В месте потери устойчивости наблюдался некоторый (до 7°) излом оси трубопровода.

Потеря устойчивости имела место в районе кольцевого сварного шва на одной из стыкуемых труб, условно обозначенной шифром А. Признаков местной потери устойчивости на другой трубе (условный шифр Б) не зафиксировано.

Подобное повреждение трубы в системе газопровода достаточно редкое явление и не нашло отражения в специальной литературе [1, 2], поэтому причина его образования представляет научный и практический интерес и является целью настоящего исследования.

Согласно проекту на рассматриваемом участке газопровода использованы трубы с продольным сварным швом, выполненным высокочастотной сваркой, изготовленные из стали 20 (ГОСТ 1050–74)¹. В табл. 1 приведены данные химического состава металла труб согласно сертификатам, нормативным требованиям и результатам спектрального анализа, выполненного в Институте электросварки им. Е.О. Патона на приборе «Спектравак-1000» производства фирмы «Baird».

Из табл. 1 следует, что согласно контрольному химическому анализу содержание основных леги-

¹ Исследования служебных характеристик труб выполнены Т.Н. Филиппук и Л.Г. Гончаренко.

Таблица 1. Химический состав основного металла исследуемых труб

Предмет контроля	Массовая доля элементов, %					
	C	Mn	Si	S	P	Al
Труба А	0,097	0,43	0,225	0,025	0,018	0,051
Труба Б	0,168	0,58	0,229	0,015	0,020	0,035
Данные сертификата	0,19...0,20	0,54...0,57	0,20...0,23	0,003...0,007	0,013...0,020	0,30...0,50
ГОСТ 1050–74	0,17...0,24	0,35...0,65	0,17...0,37	≤0,035	≤0,030	-

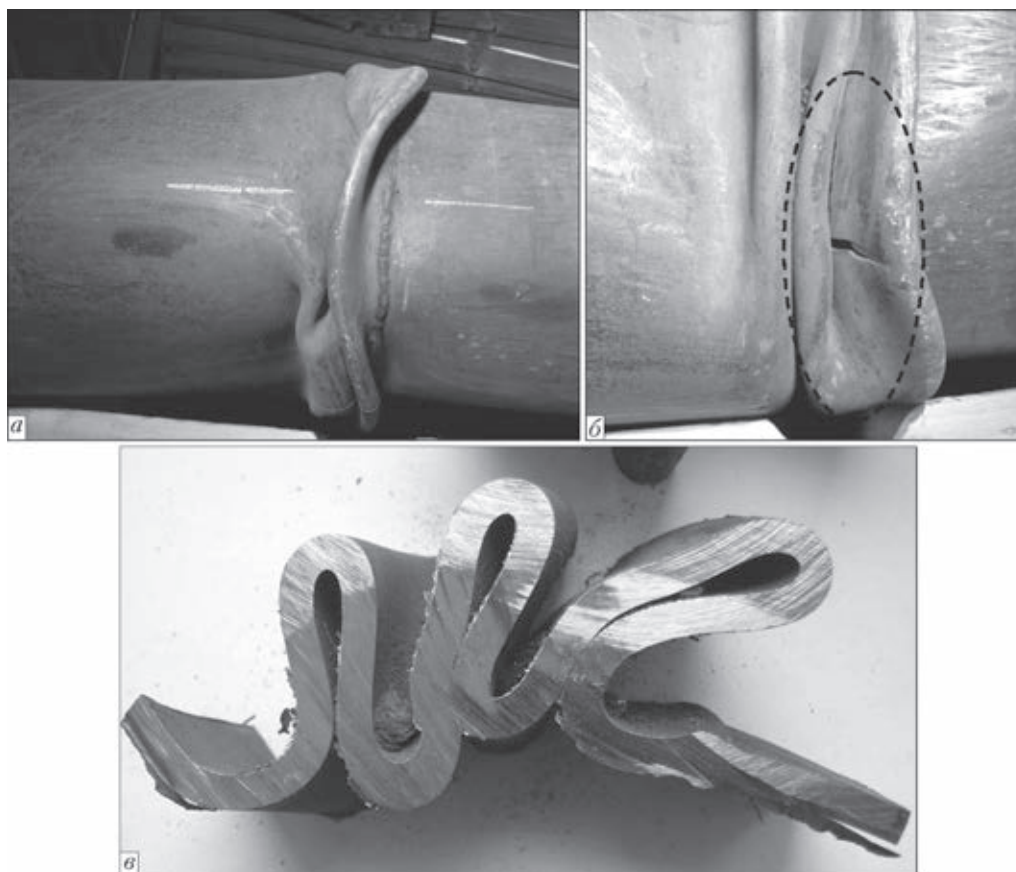


Рис. 1. Поврежденный участок трубы: *а* — общий вид исследуемого образца; *б* — фрагмент повреждения со сквозной трещиной; *в* — деформация стенки

рующих элементов и примесей, хотя и отличается от сертификатных данных, но соответствует требованиям ГОСТ 1050–74, за исключением углерода в основном металле трубы А, массовая доля которого (0,097 %) существенно ниже минимального требуемого значения (0,17 %). Это дает основание полагать, что труба А изготовлена из стали 10, а не из стали 20, как указано в сертификате. Основной металл трубы Б по химическому составу соответствует нормативным требованиям к стали 20, равно как и сертификатным данным.

Исследования механических свойств металла труб А и Б проводили на участках, примыкающих

к зоне потери устойчивости, но не подвергнутых деформированию.

Для определения показателей предела текучести (σ_T), временного сопротивления (σ_B), относительного удлинения (δ_5) и относительного сужения (ψ) испытывали продольные образцы согласно ГОСТ 10006–80, черт. 2.

Ударную вязкость при температуре 0 и –40 °С определяли на продольных образцах сечением 5×10 мм с острым надрезом (ГОСТ 9495–78, тип 13). Для определения деформационной способности продольного сварного соединения труб проводили испытания на загиб поперечных образцов, изготовленных согласно ГОСТ 6996, тип XXVII.

Т а б л и ц а 2. Механические свойства основного металла исследуемых труб

Контроль показателей	Испытание на растяжение				Испытание на ударный изгиб*	
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV_0 , Дж/см ²	KCV_{-40} , Дж/см ²
Труба А	326,1 312,5	418,0 418,7	34,9 34,0	58,0 60,3	<u>223,2...258,2</u> 239,0	<u>156,9...204,3</u> 173,3
Труба Б	403,2 417,6	469,7 471,0	33,3 31,0	57,3 54,6	<u>165,9...213,6</u> 192,8	<u>70,1...96,8</u> 85,5
Сертификатные данные	333...338	463...482	33,3...34,1	н.д.	-	-
ГОСТ 20295–74	≥245	≥410	≥25	≥55	29,4**	-

* — в числителе приведены крайние, а в знаменателе — средние значения трех испытаний. ** — требования по СНиП 2.05.06–85.

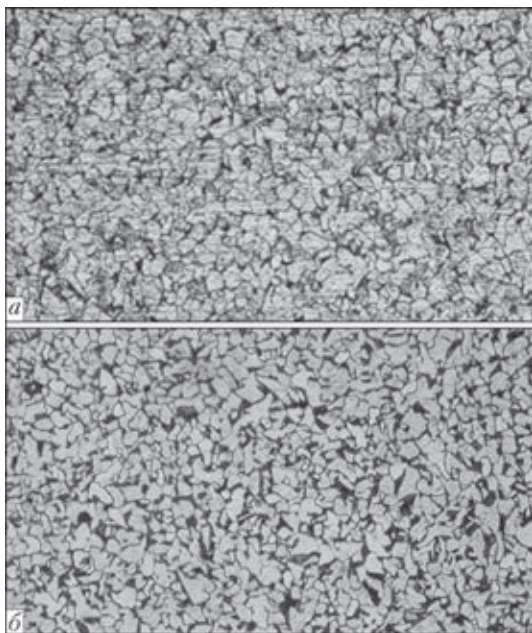


Рис. 2. Микроструктура ($\times 200$) основного металла: а — труба А; б — труба Б

Результаты испытаний металла труб на растяжение и ударную вязкость приведены в табл. 2.

Данные табл. 2 свидетельствуют о том, что показатели механических свойств металла труб удовлетворяют требованиям ГОСТ 20295–74 для стали 20. Вместе с тем имеет место существенная разница в показателях прочности (σ_r , σ_b) основного металла исследуемых труб. Так, для трубы А предел текучести σ_r ниже чем для трубы Б на 22 %, а временное сопротивление σ_b на 11 %.

Ударная вязкость основного металла труб при температурах 0 и -40 °С достаточно высокая и существенно превышает нормативные требования. Отвечают нормативным требованиям и результаты испытания сварных соединений на загиб.

Структурное состояние металла труб исследовали на микроскопе «Neophot-32». Установлено, что микроструктура основного металла обеих труб типична для горячекатаной стали и представляет собой достаточно мелкозернистую ферритно-перлитную смесь с ферритным зерном, соответствующим номеру 8–9 по ГОСТ 5639 (рис. 2). Доля перлитной составляющей в структуре основного металла трубы А несколько меньше, что обу-

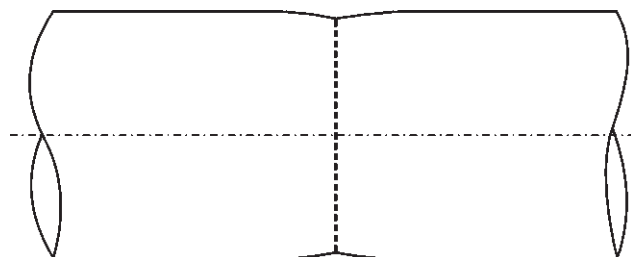


Рис. 3. Несовершенство геометрической формы в зоне стыкового соединения, вызванное сваркой кольцевого шва

словлено, как отмечалось, меньшим содержанием углерода по сравнению с трубой Б.

Из приведенных результатов исследования служебных свойств металла труб становится ясно, что причина повреждения газопровода связана не с качеством основного металла или сварных соединений, а с особенностями напряженно-деформированного состояния, возникшего в процессе его эксплуатации.

Не вызывает сомнения, что повреждение в виде местной потери устойчивости с образованием гофров по всему периметру может быть вызвано преимущественно сжимающими усилиями в трубе. При этом заметим, что при нагружении внутренним давлением в газопроводе имеют место продольные растягивающие напряжения, соответствующие половине от уровня кольцевых напряжений. Следовательно, в процессе эксплуатации газопровода должны были возникнуть такие условия, при которых на рассматриваемом участке действующие сжимающие усилия не только компенсировали продольные растягивающие напряжения в трубе от внутреннего рабочего давления, но и создали напряжения сжатия, достаточные для местной потери устойчивости.

Известно [3], что критические напряжения местной потери устойчивости в цилиндрической оболочке (трубе) под действием равномерного осевого сжатия определяются из выражения:

$$\sigma_{кр} = \frac{1}{\sqrt{3(1-\mu^2)}} E \frac{t}{R}, \quad (1)$$

где μ — коэффициент Пуассона, который находится в границах 0,25...0,35; E — модуль упругости стали, принимаемый равным $2 \cdot 10^5$ МПа; t — толщина стенки трубы; R — радиус трубы по срединной линии сечения.

Принимая $\mu = 0,3$, получим критическое напряжение местной потери устойчивости:

$$\sigma_{кр} = 0,6 E \frac{t}{R}. \quad (2)$$

Обращает на себя внимание тот факт, что местная потеря устойчивости в трубе имела место в непосредственной близости от кольцевого сварного шва и вместе с тем вся зона повреждения расположена по одну сторону от этого шва, т.е. в одной из стыкуемых труб газопровода.

Факт местной потери устойчивости наблюдается вблизи кольцевого сварного соединения труб и объясняется тем, что при сварке кольцевого шва в результате его усадки уменьшается диаметр труб [4, 5], а в зоне кольцевого стыка возникает несовершенство геометрической формы, которое снижает критические напряжения местной потери устойчивости в сравнении с идеальной трубой (рис. 3).

Ранее показано, что механические свойства металла труб, состыкованных в зоне повреждения, заметно отличаются. Так труба, которая потеряла устойчивость, имеет предел текучести примерно на 100 МПа ниже смежной. Измерения показали, что фактическая толщина стенки трубы А находилась в пределах 5,4...6 мм. В другой трубе толщина стенки составила 6,2...6,4 мм.

Исходя из выражения (2), которое применимо для кольцевых оболочек (амплитуда начальной погиби не должна превышать толщины оболочки [6]), критические напряжения местной потери устойчивости для трубы А составляют ~4120 МПа, а для трубы Б — 4740 МПа.

Заметим, что полученные значения критических напряжений характеризуют местную потерю устойчивости в упругой области работы. Поскольку эти напряжения во много раз превосходят предел текучести стали, из которой изготовлены трубы, то для конкретных труб критическими напряжениями местной потери устойчивости будут значения предела текучести материала трубы. Естественно, что местная потеря устойчивости будет происходить в трубе, для которой требуется меньшее усилие, способное, однако, вызвать в ней напряжения предела текучести. Именно это мы и наблюдаем в данном случае. Местная потеря устойчивости наблюдается в трубе, имеющей меньшую толщину стенки и более низкие значения предела текучести материала.

Остается открытым вопрос, что могло стать причиной возникновения в газопроводе усилий, вызвавших напряжения сжатия, превысившие предел текучести стали? Для ответа на данный вопрос рассмотрены:

- климатические колебания температуры;
- замачивание естественного основания;
- землетрясение;



Рис. 4. Расположение газопровода на местности

– подработка прилежащих территорий предприятиями горнодобывающей промышленности.

Последнее предположение основывается на том факте, что на некотором удалении от зоны пролегания газопровода расположены эксплуатируемые шахты им. Героев Космоса и № 4 шахтоуправления «Терновское». На рис. 4 отмечены расположения входов в шахты и трасса, включающая поврежденный участок газопровода.

Принимая во внимание, что за период эксплуатации газопровода на участках его расположения не было зафиксировано землетрясений, этот фактор может быть исключен из рассмотрения.

Анализ результатов инженерно-геологических изысканий [7] позволяет исключить из рассмотрения влияние замачивания естественного основания, поскольку основание сложено глинистыми грунтами — суглинками твердой и тугопластичной консистенции. Грунты основания не обладают просадочными свойствами.

Рассмотрим температурные деформации газопровода и связанные с ними нагрузки. При определенных условиях в результате температурных перепадов в период строительства и эксплуатации газопровода в нем могут возникнуть сжимающие усилия и напряжения. Их уровень будет зависеть от величины перепада температур. В трубопроводе может возникнуть сжатие в случае, если монтаж и укладка трубопровода проводились при максимально низких температурах, т. е. зимой, а при эксплуатации температура трубы достигла своего максимума.

Взяв в качестве исходной предпосылки самые неблагоприятные условия строительства трубопровода, т.е. зимой при температуре окружающей среды $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и принимая во внимание, что глубина залегания газопровода составляет 0,8...1,0 м, а, следовательно, в самые жаркие месяцы его температура не превысит $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, максимально возможный перепад температур не превысит $40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Коэффициент линейного расширения для углеродистой стали, в зависимости от химического состава, колеблется в границах от $11 \cdot 10^{-6}$ до $15 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$. При перепаде температуры в $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ максимальное относительное удлинение (ϵ) составит $6 \cdot 10^{-4}$ мм.

Заметим, что связь между напряжениями и температурным удлинением определяется выражением:

$$\sigma = \epsilon E. \quad (3)$$

Согласно выражению (3) температурные напряжения в газопроводе не превышают 120 МПа.

Учитывая, что тепловые напряжения относительно равномерно распределены по длине трубопровода, а их величина значительно ниже предела текучести металла трубы, совершенно ясно,



что они не могли быть причиной местной потери устойчивости в газопроводе.

Деформации естественного основания, возникающие при производстве горнопроходческих работ, оказывают значительное влияние на прочностные и эксплуатационные характеристики конструкций подземных трубопроводов.

Взаимное расположение расчетного участка газопровода и шахт (рис. 4) позволяет сделать предположение о влиянии горнопроходческих работ на газопровод, поскольку в соответствии с табл. 1 стандарта [8] рассматриваемый участок относится к III группе подрабатываемых территорий.

При формировании расчетной схемы принят участок трубопровода длиной $L = 7,5$ м, состоящий из двух труб размером 325×6 мм, соединенных между собой кольцевым швом. Длина расчетного участка обусловлена расстоянием между пригрузами (шаг установки пригрузов равен 3,7 м).

В качестве основных нагрузок учитывалось воздействие на трубопровод внутреннего эксплуатаци-

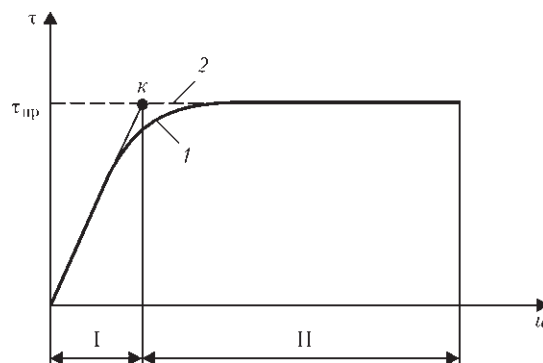


Рис. 5. Характер взаимодействия подземного трубопровода с грунтом: 1 — реальная кривая; 2 — расчетная

онного давления $p = 5,0$ МПа и воздействие сил трения, возникающих на внешней поверхности трубы в результате смещения грунта.

Сила трения наружной поверхности трубопровода о грунт зависит от периметра самой трубы и от сопротивления грунта сдвигу в виде касательных напряжений τ . Характер взаимодействия подземного трубопровода с грунтом можно условно

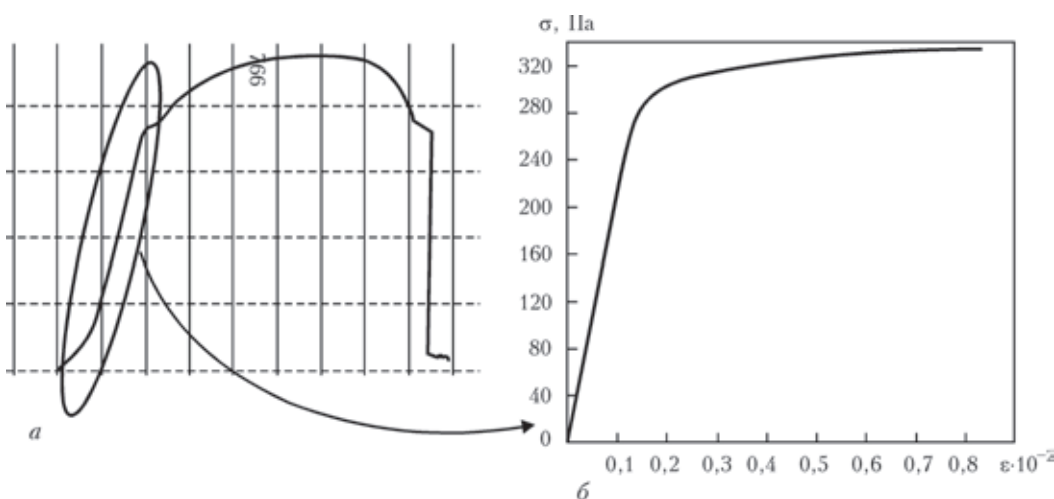


Рис. 6. Диаграммы растяжения: а — для испытанного образца основного металла исследуемых труб; б — для численной расчетной модели

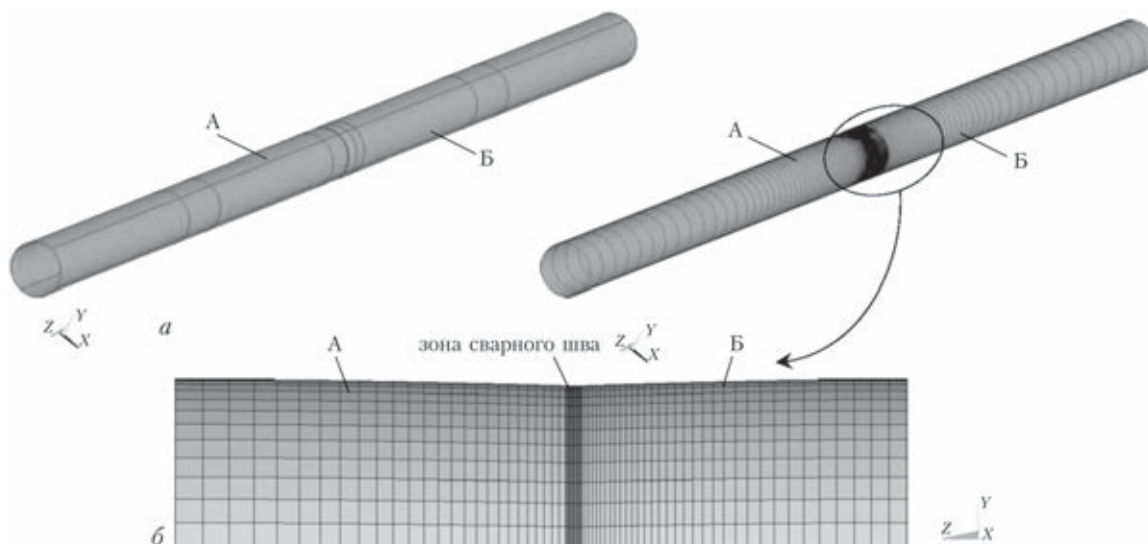


Рис. 7. Численная модель: а — геометрическая; б — конечно-элементная

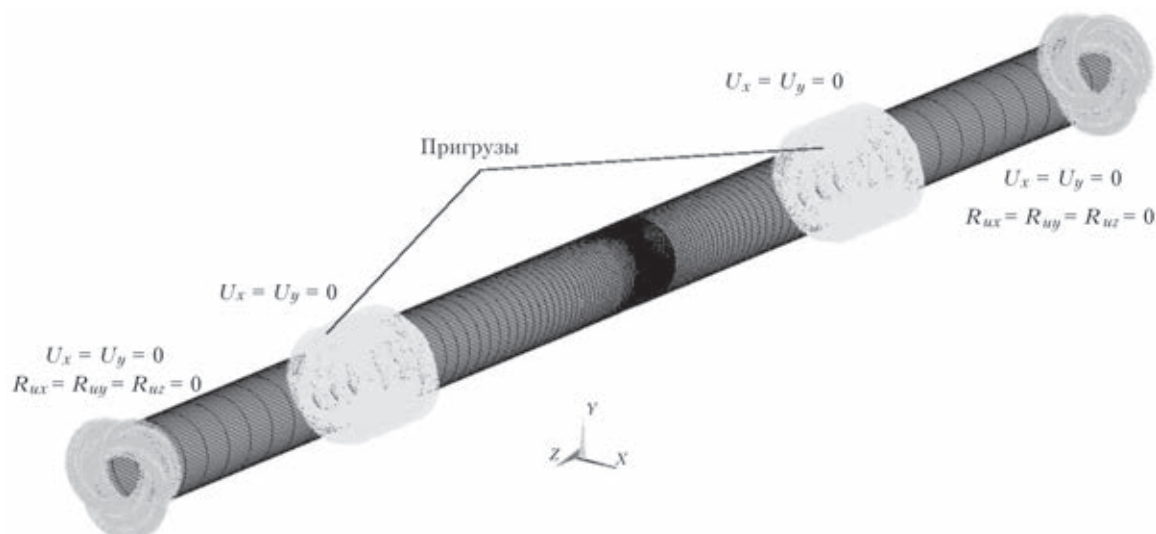


Рис. 8. Граничные условия: U_x, U_y — линейные перемещения; R_{ux}, R_{uy}, R_{uz} — углы поворота оси трубы

разделить на два участка — упругий и предельный (рис. 5). На участке I связь между грунтом и трубой упругая, характеризующаяся зависимостью, предложенной в [5].

$$\tau(x) = k_u u(x), \quad (4)$$

где k_u — коэффициент сопротивления грунта при продольном перемещении трубопровода; $u(x)$ — перемещения.

Эта область характерна сравнительно малым перемещением грунта (до $U < 100$ мм). В точке «к» касательные напряжения достигают своего максимального значения и на участке II грунт

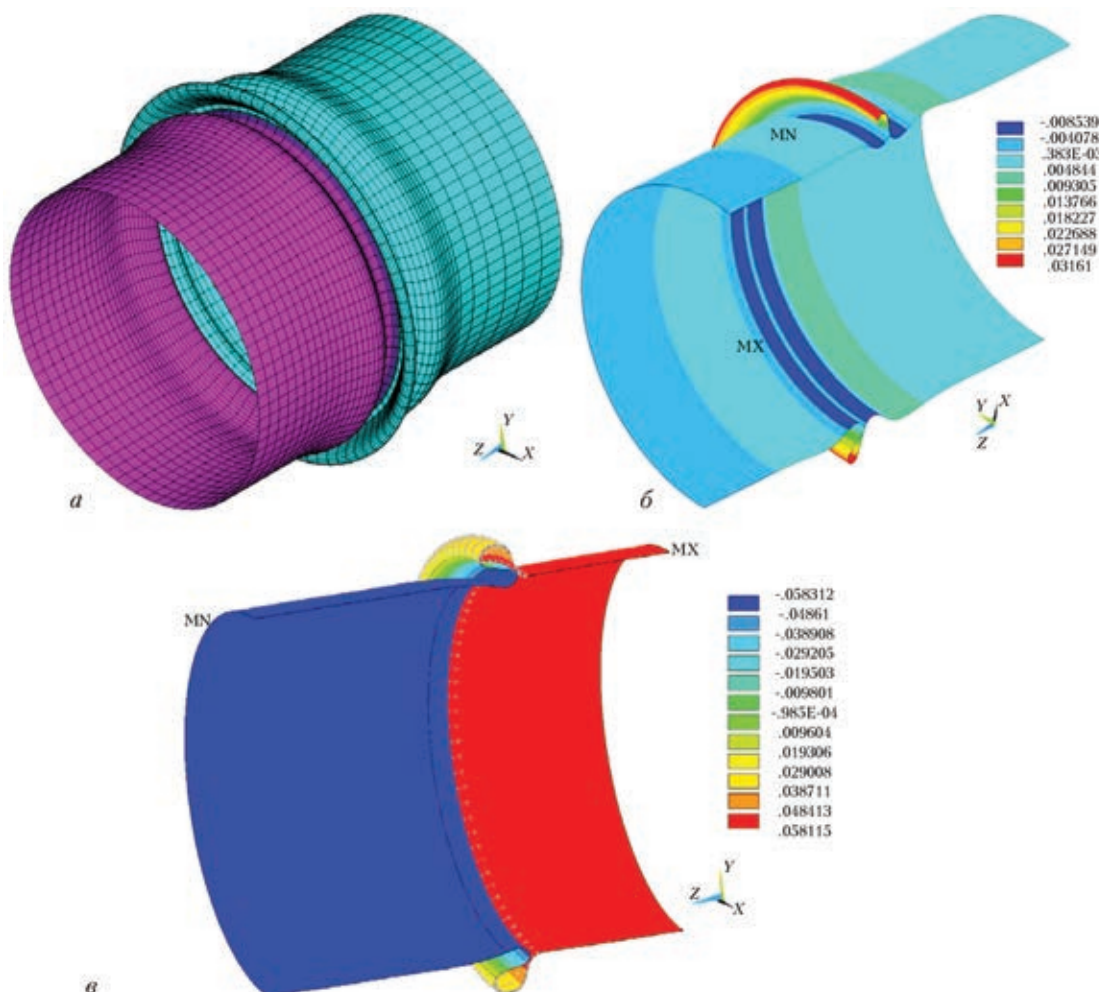


Рис. 9. Результаты расчета: a — фрагмент деформированной схемы; b — перемещения в радиальном направлении U_r (м); v — перемещение вдоль оси OZ (м)

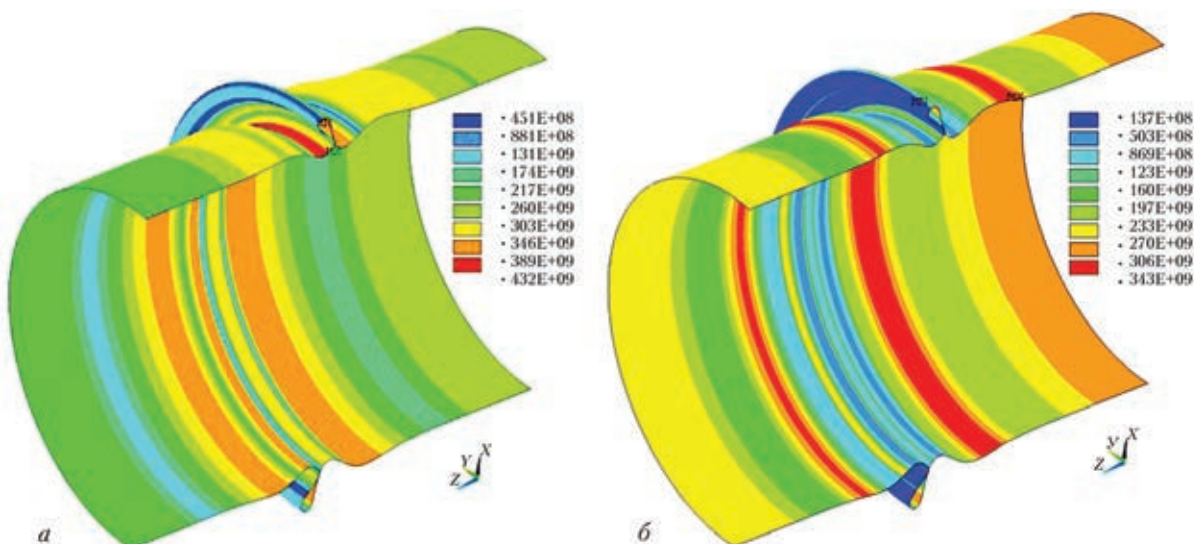


Рис. 10. Эквивалентные напряжения S_{mises} (МПа): а — лицевые поверхности; б — срединная поверхность

переходит в предельное напряженное состояние (происходит проскальзывание трубы относительно грунта).

В результате визуального осмотра фрагмента газопровода в зоне его разрушения выявлено, что величины деформаций стенки трубы в направлении продольной оси трубопровода U_z значительно превышают 100 мм. Таким образом, можно предположить, что в конкретно рассматриваемом случае взаимодействие грунта со стенкой трубы соответствует предельному напряженному состоянию.

В соответствии с [9] для предельного напряженного состояния сопротивление грунта сдвигу равно:

$$\tau_{пр} = q_{тр} \cdot \operatorname{tg} \varphi_{гр} + 2 \cdot \gamma_{гр} \cdot c_h \cdot \pi D_n^2 \cdot \operatorname{tg} \varphi_{гр} + 0,6 \pi D_n c_{гр} =$$

$$= 537,2 \cdot 0,344 + 2 \cdot 1800 \cdot 0,685 \cdot 3,14159 \cdot 0,325^2 \cdot 0,344 +$$

$$+ 0,6 \cdot 3,14159 \cdot 0,325 \cdot 2000 = 1691,51 \text{ кг/м}^2, \quad (5)$$

где $q_{тр}$ — вес трубопровода с продуктом:

$$q_{тр} = q_t + q_{газ} = 47,2 + 490,0 = 537,2 \text{ кг/м.п.}$$

q_t — вес 1 м.п. трубы размером 325×6 мм равен 47,2 кг/м.п.; $q_{газ}$ — вес природного газа на 1 м.п. трубопровода, допускается принимать равным [10]:

$$q_{газ} = 10^{-2} p \cdot D_{вн}^2 = 10^{-2} \cdot 5 \cdot (0,313)^2 =$$

$$= 0,0049 \text{ МН} = 490 \cdot \text{кг/м.п.},$$

где $p = 5,0$ МПа рабочее давление; $D_{вн} = 0,313$ м — внутренний диаметр трубопровода; $\varphi_{гр} = 19^\circ$ — угол внутреннего трения грунта; $\gamma_{гр} = 1800$ кг/м³ — удельный вес грунта; c_h — безразмерный коэффициент, равный для глинистых грунтов:

$$c_h = 0,367(h/D_n) - 0,046(h^2/D_n^2) + 0,06 =$$

$$= 0,367(0,8/0,325) - 0,046(0,8^2/0,325^2) +$$

$$+ 0,06 = 0,685,$$

где $h = 0,8$ м — высота засыпки; $D_n = 0,325$ м — наружный диаметр газопровода; $c_{гр} = 2000$ кг/м² — удельное сцепление грунта окружающего трубу.

Исходя из этого, предельное значение касательных напряжений по поверхности контакта грунта со стенкой трубопровода от смещения грунта не превышает величину $\tau = 0,0169$ МПа.

В связи со сложностью процесса деформирования рассматриваемой конструкции трубопровода расчет выполнялся с учетом физической нелинейности свойств материала труб. Изменение физико-механических свойств материала трубы моделировалось в расчетах диаграммой растяжения, полученной по результатам испытаний продольных образцов из трубы (см. табл. 2). Принятая диаграмма растяжения имеет вид, приведенный на рис. 6.

Конечно-элементная (КЭ) модель трубопровода выполнена в трехмерной постановке с использованием оболочечных конечных элементов общего положения. Численная модель включает в себя две трубы (А и Б), соединенных между собой кольцевым швом. В зоне стыковки труб выполнен учет начального геометрического несовершенства. Общий вид геометрической и КЭ моделей газопровода приведен на рис. 7.

Для обеспечения геометрической неизменяемости модели по торцам расчетного участка ограничены линейные и угловые перемещения в плоскости, перпендикулярной продольной оси. Линейные перемещения вдоль оси газопровода разрешены.

При формировании расчетной схемы учтено, что с расчетной точки зрения трубопровод, заглубленный в грунт, представляет собой стержень в упругой среде [7, 11]. При этом жесткость этой среды — грунта, окружающего трубу, неравномерна. В частности, грунт обратной засыпки, расположенный выше тела трубы, обладает меньшей жесткостью, нежели грунт, расположенный с боков трубы или подстилающего слоя.

При возникновении продольной сжимающей нагрузки в трубопроводе, в определенных условиях, возможна потеря устойчивости, сопровождающаяся выпучиванием участка трубопровода в

направлении дневной поверхности (направление с наименьшей жесткостью упругой среды). При этом одним из важных параметров, влияющих на величину критической силы и форму потери устойчивости, является значение свободной длины расчетного фрагмента трубопровода.

Установка пригрузов по длине газопровода в значительной степени снижает возможность поперечного смещения трубы и изменяет свободную длину расчетных участков трубопровода. Уменьшение свободной длины приводит в свою очередь к увеличению критической нагрузки, способной привести к общей потере устойчивости трубопровода. При этом необходимое усилие критической нагрузки может превысить величину осевой нагрузки, вызывающей образование пластических шарниров в стенке трубы. Как следствие, происходит образование зоны локальной потери устойчивости стенки трубы. Таким образом, пригрузки могут служить фактором, влияющим как на тип и форму потери устойчивости, так и на значения критических усилий.

Влияние седловидных железобетонных пригрузов моделировалось ограничением линейных перемещений отдельных участков трубопровода в направлениях, перпендикулярных продольной оси газопровода. Принято, что пригрузки равноудалены от сварного шва (на расстоянии 1,85 м в каждую сторону).

Граничные условия, принятые в расчетной схеме, приведены на рис. 8.

При построении конечно-элементной модели расчетного участка газопровода приняты следующие допущения и упрощения:

- кольцевой сварной шов на участке стыковки двух торцов труб принят равнопрочным с основным материалом трубопровода;

- численная модель трубопровода сформирована по срединной поверхности стенки трубы.

Анализ полученных результатов показал, что под действием нагрузок в стенке возникают значительные деформации, а величины напряжений превышают предел текучести материала трубы. Деформированная схема трубопровода приведена на рис. 9, а.

Деформированный участок стенки трубопровода характеризуется выпучиванием стенки трубы в радиальном направлении (вдоль осей U_y и U_x). При суммарных осевых перемещениях трубы $U_z = 116$ мм в стенке трубопровода наблюдается смы-

кание стенок трубы и формирование первой волны выпучивания. При этом перемещения стенки трубы в радиальном направлении достигают $U_x = U_y = 30$ мм. Изополю линейных перемещений в радиальном (вдоль осей U_y и U_x) и осевом (вдоль оси U_z) направлениях приведены на рис. 9, б, в.

Значительные деформации стенки газопровода сопровождаются образованием локальных зон с повышенными величинами напряжений. В зонах перегибов стенки трубы величины эквивалентных напряжений превышают значение предела текучести. На срединной поверхности величины напряжений равны $S_{\text{mises}} = 342$ МПа, а на лицевых поверхностях достигают значения $S_{\text{mises}} = 430$ МПа. Изополю эквивалентных напряжений на срединной и лицевых поверхностях стенки газопровода приведены на рис. 10.

Таким образом, установлено, что подвижки грунта на подрабатываемых горными выработками территориях вызывают перемещения трубы в осевом направлении и являются причиной местной потери устойчивости трубопровода. Уровень эквивалентных напряжений, возникающих при этом в стенке, превышает предел текучести материала трубы. Дополнительное влияние на форму потери устойчивости и величину критической нагрузки оказывают пригрузки.

1. Мазур И.И., Иванцов О.М. Безопасность трубопроводных систем. – М.: Елима, 2004. – 1104 с.
2. Иванцов О.М. Надежность строительных конструкций магистральных трубопроводов. – М.: Недра, 1985. – 230 с.
3. Вольмир А.С. Гибкие пластинки и оболочки. – М.: Тектеориздат, 1956. – 419 с.
4. Винокуров В.А. Сварочные деформации и напряжения. – М.: Машиностроение, 1968. – 236 с.
5. Кузнецов С.А. Сварочные деформации судовых корпусных конструкций. – Л.: Судостроение, 1974. – 286 с.
6. Справочник проектировщика. Расчетно-теоретический / Под ред. А.А. Уманского. – М.: Стройиздат, 1962. – 1040 с.
7. Айнбиндер А.Б., Камерштейн А.Г. Расчет магистральных трубопроводов на прочность и устойчивость. – М.: Недра, 1982. – 342 с.
8. ДБН В.1.1-5-2000. Будинки і споруди на підроблюваннях територіях і просідаючих ґрунтах. Ч. 1. Будинки і споруди на підроблюваннях територіях, Державний комітет будівництва, архітектури та житлової політики України. – К., 2000. – 66 с.
9. Флорин В.А. Основы механики грунтов: В 2 т. – Л.: Госстройиздат, 1954. – Т.1. – 362 с.
10. СНиП 2.05.06-85. Магистральные трубопроводы. – М., 1997. – 59 с.
11. Айнбиндер А.Б. Расчет магистральных и промысловых трубопроводов. Прочность и устойчивость: Справочное пособие. – М.: Недра, 1991. – 287 с.

Поступила в редакцию 26.11.2014



ПРОИЗВОДСТВО ПРУТКОВ ИЗ СПЕЧЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБОВ СВАРКИ (Обзор)

А.В. ОВЧИННИКОВ

Запорожский нац. техн. ун-т. 69063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64. E-mail: glotka87@ukr.net

Представлено состояние производства полуфабрикатов и изделий из титана и его сплавов в Украине. Пруток из титана и его сплавов является одним из наиболее востребованных полуфабрикатов. В Украине прутки из титана практически не производятся. Для массового его производства необходимо снизить стоимость технологии их получения. Обоснован способ производства прутковых полуфабрикатов с использованием методов порошковой металлургии при использовании порошков с развитой поверхностью и сварки. Рассмотрены особенности применения различных способов сварки, показана перспективность применения сварки давлением. Для производства прутковых полуфабрикатов оптимальной является ротационная сварка трением. Рассмотрены основные проблемы, которые могут возникнуть при сварке трением спеченных заготовок, показана необходимость дальнейших исследований свариваемости данных полуфабрикатов. Библиогр. 51.

Ключевые слова: титан, порошковая металлургия, прессование, спекание, сварка, полуфабрикат, пруток

Одним из наиболее крупных потребителей титана является авиационно-космическая промышленность – производство гражданских и военных самолетов, и эта тенденция только усиливается. Мировое применение титана в авиационно-космической промышленности в 2013 г. составило 46 % [1], а в 2006 г. не превышало 40 % [2]. При этом в конструкциях авиакосмической и ракетной техники до 70 % деталей имеет сечение до 30 мм и до 25 % деталей сечение до 50 мм [3]. Прутки являются основным полуфабрикатом для изготовления лопаточных заготовок [4] и крепежных деталей (винты, болты, гайки, заглушки) [5], пружин [6]. Прутки из нелегированного титана применяются для производства гвоздодеров и монтировок для служб МЧС, медицинского инструмента, имплантатов, корпусов и мембран тензорезисторных преобразователей, запорной арматуры и прочих изделий. Для получения полуфабрикатов таких сечений из титановых сплавов, имеющих высокие значения прочности, необходимо проводить деформацию с высокими значениями удельного усилия осадки и при высоких температурах, что вызывает необходимость использования высокоэнергетического и дорогостоящего оборудования, а также приводит к потерям металла при удалении поверхностных слоев [7]. Это частично объясняет факт, что при концентрации в Украине около 20 % мировых ресурсов титана слабо развиты литейное и прокатное производства (производятся только трубы и горячедеформированные прутки диаметром 10...90 мм [8]). В Украине металлический титан в слитках производят ООО «Запорожский

титаномагнийевый комбинат», ГП «Научно-производственный центр «Титан» ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ», ООО «Международная компания «АНТАРЕС» и ООО «Стратегия БМ» в заготовках сечением: круглые слитки диаметрами от 200 до 1100 мм и слэбы от 150×500 до 400×1350 мм [9, 10]. Основная часть ресурсов титана экспортируется в виде сырья [11], а отечественная промышленность в основном ориентирована на импорт, что ставит Украину в зависимость от внешних поставщиков полуфабрикатов и готовой продукции из титана и его сплавов [9], тем самым снижает финансовую устойчивость и конкурентоспособность отечественных производителей. В то же время в других странах наблюдается тенденция к концентрации производства и потребления титана внутри страны [12].

Производство изделий и полуфабрикатов кроме стоимости материала включает стоимость технологии их получения и стоимость последующих обработок: термической, механической, деформационной [13]. Высокая стоимость титановых прутков обусловлена сложной технологией их получения [14]. Таким образом, поиск путей снижения цены необходим на всех этапах производства. Применение дешевого материала может снизить стоимость изделий до 20 % [15]. До 14 % себестоимости полуфабрикатов из титановых сплавов приходится на плавку и до 52 % — на получение проката [16], т. е. на технологии получения может приходиться более 65 % себестоимости полуфабрикатов. Поэтому основным путем снижения стоимости полуфабрикатов из титановых сплавов является удешевление технологий их получения,



но не в ущерб качеству полуфабрикатов [17]. Наиболее перспективными технологиями переработки титанового сырья являются порошковые технологии [18–20]. При этом сокращается количество необходимых операций и применяется высокопроизводительное оборудование [21], при прессовании в необходимые формы детали изготавливаются быстрее, с меньшими обработкой и отходами [22], возможно производить новые материалы с характеристиками, получение которых другими методами зачастую невозможно [18, 23]. Снижение стоимости и повышение технологичности получения полуфабрикатов можно обеспечить путем использования гранульной металлургии [21, 24–26] или еще более экономичных методов порошковой металлургии (ПМ) при использовании порошков с развитой поверхностью [27–29]. Данные технологии успешно применяются для производства деталей в различных отраслях промышленности: автомобиле-, авиадвигателестроение [30]. Однако изготовление длинномерных полуфабрикатов, к числу которых относятся прутки, при производстве методом ПМ весьма проблематично.

Одним из наиболее эффективных и распространенных способов соединения титановых сплавов является сварка [31]. Поэтому проблема получения прутков из спеченного титана может быть решена путем применения прогрессивных технологий сварочного производства [32], причем изготовление изделий медицинского назначения также допускает применение сварки [33]. Технологические возможности процесса сварки и уровень механических свойств сварных соединений оказывают большое влияние на объем промышленного применения титана. Правильный выбор способа сварки обуславливает качество и эффективность выполнения сварного соединения [34, 35]. Одним из основных требований к современным конструкционным титановым сплавам является обеспечение соотношения прочности шва к прочности основного металла не ниже 0,9 [34]. Ранее считалось, что сварка плавлением даже при дополнительном воздействии не способна обеспечить коэффициент прочности сварного соединения более 0,9 [36]. Последние исследования показывают, что коэффициент прочности при аргонодуговой сварке может составлять 0,93...0,97 [31], а при аргонодуговой сварке в щелевые и традиционные разделки с усилением [37] обеспечивается равнопрочность сварных соединений титановых сплавов. Также равнопрочность при сварке плавлением обеспечивается концентрированными источниками нагрева: электронно-лучевой [37–39], лазерной [40, 41] и плазменной сваркой [41]. Однако эти способы имеют ряд технологических и экономических недостатков, присущих всем

способам сварки в жидкой фазе. Способы сварки давлением соединяют заготовки в твердой фазе за относительно короткое время, что позволяет минимизировать указанное влияние и сохранить физико-химические показатели металла шва близкие к основному металлу [42].

В частности, сварка трением позволяет получать качественные сварные соединения из титановых сплавов, механические свойства которых находятся на уровне основного металла [36, 43, 44]; значительно упрощает технологию подготовки под сварку титана и его сплавов по сравнению со сваркой плавлением; снижает влияние подготовки кромки деталей под сварку; исключает возможное негативное влияние присадочной проволоки на качество сварного соединения [35, 45, 46]; допускает отсутствие газовой защиты сварного соединения и детали [47]. При этом нивелируются проблемы значительной усадки и возможности зарождения и распространения трещин в металле зоны термического влияния спеченного материала, подвергнутого сварке плавлением [47].

В то же время использование при сварке сплавов в спеченном состоянии может привести к наличию в сварном шве и околошовной зоне недопустимого количества наследственных дефектов, вызванных несовершенством исходной заготовки [46, 48]. Необходим контроль содержания примесей, попадающих из окружающей среды для предотвращения деградации свойств [49], недопустимо дополнительное насыщение сварного шва по сравнению с основным металлом, кислородом, азотом и водородом [48]. Также пористость может изменить механизм теплопередачи и в конечном итоге параметры сварки [50]. В частности, фракция, размер, распределение и морфология пористости имеют глубокое влияние на свариваемость [47]. Известно, что пористые титановые изделия можно успешно сваривать аргонодуговой сваркой и некоторыми способами сварки давлением [23], но практически нет подобных исследований по сварке трением, в частности, по конвенционной, которая особо актуальна для сварки заготовок в форме тел вращения. В связи с этим, для более широкого применения титана необходимо провести исследование свариваемости, которое имеет особое значение при изготовлении длинномерных полуфабрикатов [39], спеченных титановых заготовок, полученных сваркой трением.

Актуальность работ в данном направлении predetermined национальными и мировыми стратегиями и тенденциями развития авиационной, космической, ядерной, химической, медицинской и др. отраслей, активно потребляющих продукцию из титана и его сплавов [51].

Таким образом, анализ состояния производства прутковых полуфабрикатов сечением до 50 мм и изделий и его сплавов в Украине показал зависимость страны от внешних поставщиков. Обоснован эффективный способ снижения стоимости прутковых полуфабрикатов из титановых сплавов путем усовершенствования технологии их получения. Отмечена актуальность получения прутков из титана в Украине из спеченных титановых заготовок с использованием методов порошковой металлургии и сварки. Определена необходимость проведения дальнейших исследований по определению свариваемости спеченных титановых сплавов.

1. *Ледер О.О., Курочкин Д.А., Алабушева М.О.* Состояние мирового титанового рынка в 2013 г. и тенденции его развития // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2014 в СНГ», Нижний Новгород, 25–28 мая 2014 г.
2. *Теслевич С.М., Шварцман Л.Я., Жигунов Н.Н.* Основные направления в стратегии развития исследовательских работ по усовершенствованию технологии производства титановых полуфабрикатов и изделий на КП «ЗТМК» // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ», Ялта, 15–18 апр. 2007 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 25–33.
3. *Хорев А.И.* Фундаментальные и прикладные работы по термической и термомеханической обработке титановых сплавов для авиационной и ракетно-космической техники // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ», Львов, 25–28 апр. 2011 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 314–321.
4. *Формирование структуры в процессе изотермической штамповки лопаточных заготовок из ($\alpha+\beta$) жаропрочных титановых сплавов / Н.А. Ночовная, А.Ю. Изотова, Н.В. Моисеев, О.С. Кашапов // Там же. – С. 38–40.*
5. *Иванова Л.А., Курявцев А.С., Травин В.В.* Опыт применения высокопрочных титановых сплавов в энергетическом оборудовании // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2009 в СНГ», Одесса, 17–20 мая 2009 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 46–60.
6. *Каличенко М.С., Савватеева Г.В., Петреня М.Г.* Исследование возможности применения холодной деформации и ее влияние на структуру и механические свойства прутков из сплава ТС6 // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 189–193.
7. *Деформируемость титановых сплавов при нормальной и повышенных температурах / С.В. Скворцова, Д.А. Дзунович, А.В. Шалин и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ», Львов, 25–28 апр. 2011 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 361–363.*
8. *Сайт производственного объединения «ОСКАР». Режим доступа <http://oscar-tube.com>*
9. *Галецкий Л.С., Ремезова Е.А.* Роль минерально-ресурсной базы титана Украины в мире // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ», Львов, 25–28 апр. 2011 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 22–27.
10. *Сайт международной компании «АНТАРЕС». Режим доступа <http://www.antares.com.ua/ru/index.html>*
11. *Новый этап в развитии минерально-сырьевой базы и титановой промышленности Украины / Л.С. Галецкий, Е.А. Ремезова, Э.Ш. Когон, Н.Н. Черниенко // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 7–11.*
12. *Направления снижения себестоимости титана / В.И. Иващенко, И.Ф. Червонный // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2009 в СНГ», Одесса, 17–20 мая 2009 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 87–91.*
13. *Перспективы и возможности создания экономнолегированных бета-титановых сплавов / А.А. Шириев, Н.А. Ночовная, А.А. Бурханова, В.Г. Анташев // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 14–18.*
14. *Коваленко Т.А., Овчинников А.В.* Влияние исходной структуры на механизмы разрушения и механические свойства субмикроструктурного титана // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 1. – С. 72–80.
15. *Вторичное титановое сырье: эффективность использования и рафинирование / Г.А. Колобов, К.А. Печерица, В.В. Павлов и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 119–121.*
16. *Анализ тенденций развития технологий, производства и потребления титана / В.В. Тэлин, В.И. Иващенко, И.Ф. Червонный и др. // Титан. – 2005. – № 2(17). – С. 62–68.*
17. *Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей компрессора / В.Г. Анташев, О.С. Кашапов, Т.В. Павлова, Н.А. Ночовная // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ», Ялта, 15–18 апр. 2007 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 22–24.*
18. *Проблемы и перспективы развития минерально-сырьевой базы титана Украины / Л.С. Галецкий, Е.А. Ремезова, Э.Ш. Когон, Н.Н. Черниенко // Там же. – С. 34–38.*
19. *Ставицкий Ю.Л.* Апробация порошков гидрированного титана производства КП «ЗТМК» в технологических процессах порошковой металлургии // Там же. – С. 73–77.
20. *Захор И.В., Кучук-Яценко С.И.* Сварка трением жаропрочной стали, полученной технологией литья порошков под давлением, со сталью 40Х // Автомат. сварка. – 2012. – № 9. – С. 5–14.
21. *Тэлин В.В., Теслевич С.М., Шварцман Л.Я.* Разработка новых экономичных процессов и оборудования на КП «ЗТМК» в технологических процессах порошковой металлургии // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ», Ялта, 15–18 апр. 2007 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 60–64.
22. *Selcuk C., Bond S., Woollin P.* Joining processes for powder metallurgy parts: a review // Powder Metallurgy. – 2010. – № 53(1). – P. 7–11.
23. *Опыт получения порошков титана, порошковых титановых изделий и материалов / В.А. Дрозденко, В.А. Павлов, Э.Д. Тер-Погосьянц и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ», Ялта, 15–18 апр. 2007 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 149–155.*
24. *Терновой Ю.Ф., Пащетнева Н.Н., Воденников С.А.* Полуфабрикаты и изделия из распыленных металлических порошков. – Запорожье: Изд-во Запорож. гос. инж. акад., 2010. – 184 с.
25. *Москвичев Ю.П., Панин В.И., Агеев С.В.* Гранульные композиции и эффективность их применения // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 41–47.
26. *Влияние термоводородной обработки на формирование структуры порошковых материалов из титановых сплавов / В.С. Спектор, Ю.Э. Рунова, Г.Т. Занетдинова и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 345–347.*
27. *Ивакишин О.М., Саввакин Д.Г., Матвийчук М.В.* Апробация порошков гидрированного титана производства КП «ЗТМК» в технологических процессах порошковой металлургии // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ», Львов, 25–28 апр. 2011 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 322–328.
28. *Применение гидрированного титана с заданным содержанием кислорода для получения изделий порошковой металлургии / И.О. Быков, А.В. Овчинников, С.И. Давыдов и др. // Теория и практика металлургии. – 2011. – № 1-2(80-81). – С. 65–69.*

29. Влияние структуры конструкционных титановых сплавов на изменение деформационного упрочнения в области локальной пластической деформации / О.М. Ивасишин, П.Е. Марковский, Д.Г. Саввакин и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 287–296.
30. Яковлев М.Г., Жуплов М.В. Повышение производительности и качества обработки дисков ГТД из гранульных материалов за счет применения оптимальных режимов резания // Сб. докл. Междунар. научно-техн. конф. «Климатские чтения-2014: перспективы направления развития авиадвигателестроения». В 2-х т. Т.1. – СПб.: Скифия-принт, 2014. – С. 281–291.
31. Сопротивление усталости сварных соединений опытного титанового сплава Т-110 / С.Л. Антонюк, В.Н. Король, А.Г. Моляр и др. // Автомат. сварка. – 2004. – № 2. – С. 28–32.
32. Hamill J. Weld techniques give powder metal a different dimension // Metal Powder Report. – 2007. – № 5. – С. 22–31.
33. Топольский В.Ф., Ахонин С.В., Григоренко Г.М. Новые титановые биосовместимые сплавы в ортопедии и стоматологии // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ», Львов, 25–28 апр. 2011 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 173–176.
34. Хорев А.И. Влияние комплексного легирования на механические свойства сварных соединений и основного металла ($\alpha''+\beta$)- и β -титановых сплавов // Технология машиностроения. – 2007. – № 2. – С. 29–34.
35. Блащук Б.Е., Шеленков Г.М. Сварка плавлением титана и его сплавов (Обзор) // Автомат. сварка. – 2005. – № 2. – С. 38–46.
36. Влияние параметров режима сварки трением на структуру и механические свойства соединений титанового сплава BT3-1 / А.Г. Селиверстов, Ю.М. Ткаченко, Р.А. Куликовский и др. // Там же. – 2013. – № 1. – С. 29–34.
37. Кузнецов С.В., Леонов В.П., Михайлов В.И. Сопротивление деформированию и разрушению зон сварных соединений титановых псевдо- α -сплавов в условиях повышенных температур // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 180–188.
38. Электронно-лучевая сварка листового технического титана BT1-0, упрочненного азотом в процессе дугошлакового переплава, и свойства полученных соединений / В.Я. Саенко, А.А. Полишко, В.А. Рябинин, С.Н. Степанюк // Автомат. сварка. – 2014. – № 11. – С. 50–53.
39. Структура и свойства сварных соединений титановых сплавов, легированных кремнием / Л.И. Маркашова, С.В. Ахонин, Г.М. Григоренко и др. // Там же. – 2012. – № 11. – С. 7–17.
40. Особенности лазерно-дуговой сварки титановых сплавов / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, С.В. Ахонин и др. // Там же. – 2012. – № 12. – С. 36–40.
41. Шабдинов М.Л., Измаилова Г.М., Джемилев Э.Ш. Перспективные аспекты использования лазерной термической технологии для сварки и резки титановых сплавов // Вісн. Хмельниць. нац. ун-ту. – 2011. – № 5. – С. 31–34.
42. Особенности формирования структурной и химической неоднородности в сварных соединениях экспериментальных титановых сплавов системы Ti–Si–X, выполненных прессовой сваркой / Т.Г. Таранова, Г.М. Григоренко, С.В. Ахонин и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 214–220.
43. Исследование механических свойств сварных соединений сплава BT3-1, выполненных сваркой трением / А.Г. Селиверстов, И.А. Петрик, Ю.М. Ткаченко и др. // Компрессорное и энергетическое машиностроение. – 2011. – № 4(26). – С. 41–44.
44. Петрик И.А., Селиверстов А.Г., Овчинников А.В. Повышение свойств сварных соединений роторных деталей из титановых сплавов // Авиационно-космическая техника и технология. – 2014. – № 8(115). – С. 25–29.
45. Блащук Б.Е. Титан: сплавы, сварка, применение // Автомат. сварка. – 2004. – № 3. – С. 39–46.
46. Плотность металла швов на техническом титане BT1-0, выполненных различными способами сварки / Т.В. Голуб, О.Н. Кашевская, В.Н. Замков и др. // Там же. – 1990. – № 11(452). – С. 31–33.
47. Edmilson Otoni Correa (2011). Weldability of Iron Based Powder Metal Alloys Using Pulsed GTAW Process, Arc Welding, Prof. Wladislav Sudnik (Ed.), InTech, Available from: <http://www.intechopen.com/books/arc-welding/weldability-of-iron-based-powder-metal-alloys-using-pulsed>.
48. Влияние факторов отжига на усталостную долговечность сварных соединений титановых сплавов BT1-0 и ПТ7М / А.Т. Пичугин, В.Н. Федирко, А.Г. Лукьяненко, И.Г. Лавренко // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ», Ялта, 15–18 апр. 2007 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 431–440.
49. Перспективы использования сплавов, полученных по гибридной технологии, для потребностей медицины / Д.Г. Саввакин, М.В. Матвийчук, Н.М. Гуменяк, Д.И. Карпинец // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2011 в СНГ», Львов, 25–28 апр. 2011 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 183–186.
50. The effect of voltage on the arc stud welding of microwave sintered Fe+Al powder mixture / Ş. Talaş, M. Doğan, M. Çakmakçaya, A. Kurt // Materials Research. – 2014. – Vol. 17. – № 3.
51. Информационно-прогнозные структуро-литологические цифровые модели титан-циркониевых россыпных месторождений / Д.П. Хрущов, А.П. Лобасов, Е.А. Ремезова и др. // Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2013 в СНГ», Донецк, 26–29 мая 2013 г. – Киев: РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины. – С. 83–91.

Поступила в редакцию 15.12.2014

Международная конференция «Наплавка — Наука. Производство. Перспективы»

15–17 июня 2015

Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Тел./факс: (044) 200-82-77, 200-54-84, 200-63-02

<http://pwi-scientists.com/rus/surfacing2015>



МНОГОСЛОЙНЫЕ КОНСТРУКЦИИ ПОВЫШЕННОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ, СФОРМИРОВАННЫЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Р.П. ДИДЫК, В.А. КОЗЕЧКО

Нац. горный ун-т. 49027, г. Днепропетровск, просп. К.Маркса, 19. E-mail: didyk@nmu.org.ua

Применение слоистых конструкционных материалов перспективно при решении проблемы повышения надежности и долговечности тяжелонагруженных машин и оборудования. В работе рассмотрена возможность использования сварки взрывом с целью получения многослойных конструкций с высоким ресурсом трещиностойкости, достигаемым за счет управления составом и свойствами зоны соединения путем введения барьерных слоев. В качестве барьерного слоя предложено использовать металлы, не взаимодействующие в твердом состоянии или образующие твердые растворы замещения (ванадий, медь, никель). Анализ результатов испытаний слоистых образцов на многоцикловую усталость в условиях пульсирующего растягивающего цикла позволил установить кинетику усталостного разрушения, зависящего от структурного состояния межслойной границы металлической композиции. Показано, что введение в структуру композиции промежуточного металлического слоя, характеризующегося резко отличными физико-механическими свойствами и повышенной вязкостью, приводит к повышению трещиностойкости материала по сравнению с одноименным эквивалентом. Библиогр. 5, рис. 3.

Ключевые слова: сварка взрывом, слоистые композиционные материалы, многослойные конструкции, трещиностойкость композиций, барьерные слои, медь, зона пластической деформации

Одним из основных путей решения проблемы повышения надежности и долговечности конструкций деталей машин, работающих в жестких условиях нагружения, может быть создание слоистых композиционных материалов, позволяющих формировать структуру и границы раздела слоев в соответствии с условиями эксплуатации деталей.

Изготовление слоистых композиционных материалов осуществляется горячей и холодной пластической деформацией заготовок прокаткой или прессованием, термодиффузионной сваркой, литьем, различными видами осаждения на поверхность одного или нескольких компонентов либо сочетанием этих методов. Однако существенными недостатками перечисленных способов является их избирательность, связанная с проблемой получения прочной физической связи металлов и сплавов, резко отличающихся по комплексу физико-механических и химических характеристик [1]. В этой связи актуальность технологических процессов, основанных на возможности получения прочных металлических композиций практически из любых сочетаний и управление строением и свойствами границы соединения не вызывают сомнений. К таким процессам можно отнести сварку взрывом [2].

Сварка взрывом имеет ряд особенностей, являющихся следствием высокой интенсивности пластического течения и кратковременности действия высоких градиентов давлений и температур в приконтактных слоях соударяющихся пластин. В

специфических условиях сварки взрывом как одной из наиболее выгодных форм превращения кинетической энергии соударяющихся тел в работу пластической деформации является процесс волнообразования, который существенно влияет на строение контактной зоны и, соответственно, на свойства соединения [3]. Следует отметить, что уникальные возможности сварки взрывом в основном были реализованы как эффективное средство в технологии производства биметаллической продукции с целью экономии дефицитных цветных металлов и сплавов.

В предлагаемой работе впервые рассматривается возможность использования сварки взрывом для получения многослойных конструкций, характеризующихся высоким ресурсом трещиностойкости.

При сварке взрывом многослойных композиций возможно как последовательное соединение пластин, так и одновременное соединение всего пакета за одну операцию, реализуемых как для получения плоских многослойных конструкций, так и пространственных с цилиндрической и конической симметрией. Наибольшее распространение получило одновременное многослойное соединение при параллельной схеме ориентации свариваемых элементов. При этом вначале происходит соударение верхней пластины с промежуточной, затем промежуточная пластина приобретает скорость верхней пластины и осуществляется совместный полет двух пластин, и так далее. Од-

нако при сварке взрывом многолистовых композиций возникают проблемы, связанные с изменением параметров процесса: уменьшением угла соударения, снижением давления при переходе от верхнего к нижнему листу, что, в свою очередь, вызывает изменение границы соединения слоев – от непрерывного слоя расплавов вдоль всей границы контактирования к синусоидальной границе с наличием вихревых зон или прямолинейной границе без образования участков литой структуры и, следовательно, к изменению прочности сцепления слоев. Этот недостаток можно исключить использованием направляющего элемента соответствующей массы. В этом случае угол соударения задается направляющей пластиной, импульс которой практически не изменяется при взаимодействии с первым листом, имеющим меньшую массу. Угол соударения направляющей пластины повторяется первым листом, скорость полета которого также равна скорости направляющей пластины, что повторяется и для следующих листов практически без изменения параметров соударения, т. е. взрывная технология позволяет получать качественные соединения как двухслойных, так и многослойных композиций (рис. 1).

Создание новых слоистых композиций с заданным уровнем свойств и рациональной структурой материала требует обоснованного выбора компонентов и технологии их изготовления. Выбор материала слоев осуществляется исходя из условий эксплуатации изделия, а также химической (термодинамической и кинетической) и механической совместимости компонентов. Термодинамически совместимыми компонентами считаются неразстворимые друг в друге и не образующие химических соединений металлы (например, Mo–Si, Nb–Si). Большинство термодинамически несовместимых компонентов в определенных температурно-временных условиях могут быть совместимы кинетически (метастабильное равновесие) и обеспечить надежность работы конструкции. Механическая совместимость, заключающаяся в соответствии упругих постоянных, коэффициентов термического расширения и показателей пластичности составляющих материала, определяет напряженно-деформированное состояние слоистых материалов.

Работоспособность композиционных изделий определяется неоднородной по составу зоной соединения, структура и свойства которой формируются в процессе сварки взрывом за счет расплавления приповерхностных слоев, их перемешивания и диффузии элементов. В зоне соединения возможно получение переходных слоев с пониженной или повышенной, относительно исходных материалов, микротвердостью, обра-

зование хрупких интерметаллидов и т.д. В зависимости от этого меняется характер разрушения переходной зоны: от вязко-пластичного к сколу с участками поверхности вязкого разрушения или хрупкому сколу [3]. Из сказанного выше следует необходимость получения сочетания прочности материала переходных слоев с его достаточно высокой пластичностью, что может быть обеспечено технологическими параметрами сварки взрывом.

При создании трещиностойких слоистых композиций рассмотрена возможность управления составом и свойствами зоны соединения путем введения барьерных слоев. Применение этих слоев при создании слоистых материалов для химически взаимодействующих компонентов является достаточно известным методом [4, 5]. Барьерный слой играет роль инертной прослойки, не позволяющей взаимодействовать свариваемым слоям. В задачу исследования входила оценка возможности использования вязкой прослойки в качестве барьерного слоя, препятствующего развитию трещины, изучение взаимодействия трещины с прослойкой и создание рациональной структуры композиционного материала, способствующей снижению скорости распространения трещин, изменению ее направления и остановке. В качестве барьерного слоя предлагается использовать металлы, не взаимодействующие в твердом состоянии или образующие твердые растворы замещения, ванадий, медь, никель. Наиболее перспективным материалом является медь, которая исключает возможность образования интерметаллидных и карбидных соединений.

С целью изучения трещиностойкости слоистых композиционных материалов, полученных сваркой взрывом, проведены исследования композиций на основе стали 45: биметалла сталь–сталь и триметалла сталь–медь–сталь на многоцикловую усталость на машине УРМ-2000 по схеме пульсирующего растяжения с максимальным напряжением

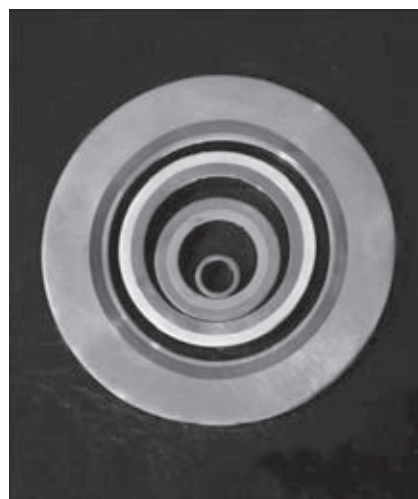


Рис. 1. Двух- и трехслойные трубы, сваренные взрывом

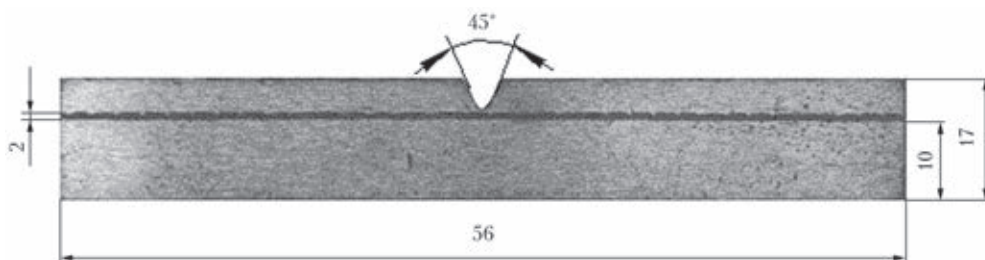


Рис. 2. Вид образца триметалла сталь–медь–сталь для испытания на многоцикловую усталость

ем цикла 250 МПа, коэффициентом асимметрии цикла 0,2 и частотой нагружения 400 цикл/мин. Вид и форма образца приведены на рис. 2.

Испытания проводили при постоянной нагрузке, т. е. с развитием усталостной трещины в оставшейся части сечения напряжения возрастали. Процесс роста усталостной трещины исследовали на плоских прямоугольных образцах с боковым надрезом. Наличие острого бокового надреза предопределяло зарождение и распространение трещины в поперечном направлении. Надрез проводили в стали 45, дно надреза в биметаллах располагалось на расстоянии 3 мм от границы соединения слоев, в триметаллах — на расстоянии 2,5 мм. При одних и тех же условиях испытывали не менее шести образцов. Лицевые поверхности образцов полировали от вершины иницирующего надреза в направлении будущей усталостной трещины (шероховатость в местах полировки составляла 0,05...0,08 мкм), а затем на пути роста трещины наносили измерительную шкалу с ценой деления 1 мм. Наблюдение за развитием усталостной трещины осуществлялось с помощью микроскопа типа МВТ, установленном на специальном кронштейне на станине машины. Длину трещины, которую она приобрела за определенное количество циклов нагружения образца, измеряли при остановке машины, перемещая по горизонтали и вертикали объектив микроскопа с помощью микрометрических винтов. Замер длины трещины проводили по лимбу микроскопа с точностью 0,01 мм.

Анализ полученных результатов показал, что начальная усталостная трещина в стали 45 зарождалась за время $9 \cdot 10^{-4}$ циклов. Период распространения трещин усталости до границы раздела сталь–сталь в биметалле и сталь–медь (граница А) в триметалле практически одинаков и составил 140700 циклов. После перехода усталостной трещины через границу раздела во второй слой в биметалле быстро наступал долом образца, а триметалл простоял еще 122262 цикла, из которых 18962 цикла трещина просто распространялась по медной прослойке и 103300 циклов потребовалось на расслоение по границе медь–сталь (граница Б) и на зарождение усталостной трещины во втором стальном слое. Долговечность трехслой-

ных образцов составила 348000 циклов, а двухслойных — 237700 циклов.

Результаты экспериментов, приведенные на рис. 3, позволили установить кинетику роста усталостных трещин. Полученная зависимость длины усталостной трещины от количества циклов нагружения показывает, что изменение скорости распространения трещины в биметалле до границы соединения совпадает с изменением скорости в триметалле до границы сталь–медь. В биметалле, в котором и основной, и плакирующий слой выполнены из одного материала, прочное соединение слоев, исключающее возможность расслоения по границе соединения, обусловило переход трещины из одного слоя в другой с некоторой задержкой. В трехслойной же композиции скорость усталостной трещины, перешедшей в медную прослойку, сразу падает. Скорость трещины, достигшей середины прослойки, снижается на 40 % по сравнению со скоростью трещины на границе сталь–медь. По мере приближения трещины к границе медь–сталь ее скорость постоянно падает, происходит торможение трещины, и на границе медь–сталь скорость соответствует началу роста трещины в основном стальном слое.

Перешедшая в медную прослойку трещина изменяет направление своего распространения, отклоняется от плоскости влияния максимальных растягивающих напряжений и развивается в направлении влияния максимальных касательных напряжений. Изменение направления распространения усталостной трещины в медной прослойке вызвано изменением типа усталостного трещинообразования. Медь — материал с большой энергией дефектов упаковки, у которой в связи с высокой способностью переползания винтовых дислокаций из одной кристаллографической плоскости в другую обеспечено поперечное скольжение. В медной прослойке при циклическом нагружении наблюдается значительное количество микротрещин, происходит ветвление трещины, большинство из которых прекращает свой рост, однако часть микротрещин продолжает свое развитие, соединяясь между собой и образуя магистральную макротрещину.

Приблизившись к границе медь–сталь, усталостная трещина отклоняется от первоначаль-

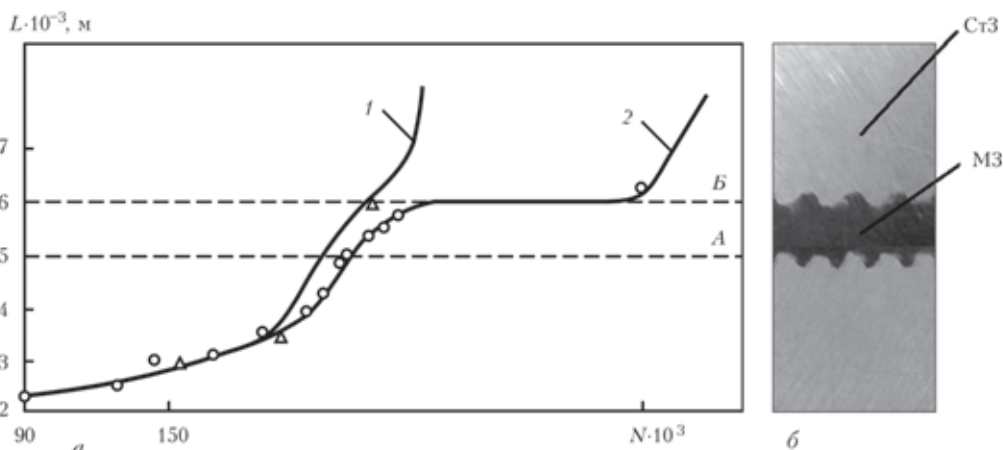


Рис. 3. Кинетика роста усталостной трещины в слоистых образцах на основе стали 45 при испытании в условиях пульсирующего растяжения (а): 1 — сталь-сталь; 2 — сталь-медь-сталь; А — граница соединения в биметалле сталь-сталь; А-В — медная прослойка в биметалле сталь-медь-сталь; б — вид границы соединения сталь 45—М3—сталь 45

ного направления движения и распространяется в обе стороны вдоль границы раздела. При этом рост магистральной трещины прекращается, а сама трещина остается в вязкой прослойке (горизонтальный участок кривой 2 на рис. 3). Задержка движения трещины при переходе из медного в стальной слой связана с движением трещины вдоль границы медь-сталь и с механизмом ее зарождения в стальном слое. Граница медь-сталь стала препятствием, остановившим рост усталостной трещины и значительно увеличившим долговечность металлической композиции. Процесс разрушения второго слоя стали происходит аналогично разрушению в первом стальном слое.

Физическая природа разрушения металла при циклическом нагружении связана с накапливаемой пластической деформацией [5]. Формирование зон локальной пластической деформации у вершины надреза при испытаниях образцов в условиях пульсирующего растяжения изучалось визуальным наблюдением шлифованной поверхности. Зона деформации и поверхность разрушения дополнительно исследовались с помощью оптического микроскопа.

Таким образом, установлены следующие закономерности формирования зон локальной пластической деформации и движения трещины: в процессе нагружения у вершины надреза под углом 45° относительно оси приложения нагрузки формируются две симметричные зоны локальной пластической деформации в форме лепестков, представляющие собой концентрацию фронта пластической деформации, размеры которых возрастают с ростом нагрузки; развитие зон до момента достижения нагрузки величины, близкой к максимальной, происходит симметрично, затем рост одной из них замедляется, а второй — интенсивно увеличивается и в

ней начинает формироваться магистральная трещина; локальная пластическая деформация при сварке взрывом развивается в поверхностных слоях с образованием бугра деформации и впадины; возникновение трещины наблюдается на поверхности образца у кромки надреза в области максимального течения металла (переход от бугра деформации во впадину); разрушение носит дискретный характер и представляет собой соединение пор и разрывов в области локальной пластической деформации; траектория движения трещины имеет сложную конфигурацию и зависит от количества и свойств слоев; при переходе трещины из материала с близкими значениями модулей упругости наблюдается переход трещины через границу раздела в другой материал без изменения направления распространения; переход трещины из материала с более низким модулем упругости в материал с более высоким модулем затруднен, наблюдается длительное движение трещины по границе раздела; введение в структуру композиции промежуточного металлического слоя, характеризующегося резко отличными физико-механическими свойствами и повышенной вязкостью, приводит к повышению трещиностойкости материала по сравнению с одноименным эквивалентом.

1. Биметаллические трубы / М.И. Чепурко, Е.А. Резников, А.М. Буйновский, Р.П. Дидык. — М.: Металлургиздат, 1974. — 374 с.
2. Дидык Р.П. Высокоэнергетическая обработка материалов — технология XXI века // Тяж. машиностроение. — 2006. — С. 17–20.
3. Mali V.I. Structural features of wave formation in explosive welding. — Moscow, 2010. — P. 42–43.
4. Батаев И.А., Батаев А.А., Мали В.И. Увеличение ударной вязкости слоистых композитов, полученных методом сварки взрывом стальных пластин // Заблужинские науч. чтения. — Снежинск, 2010. — С. 24–28.
5. Ковалевский В.Н. Оценка работоспособности и разрушения слоистых материалов, полученных сваркой взрывом // Сварка и родственные технологии: Республ. межвед. сб. науч. тр. — Минск. — 1999. — Вып. 2. — С. 50–52.

Поступила в редакцию 02.09.2014



ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

НТУУ «Киевский политехнический институт». **В.В. Перемитько** (Днепродзержинский гос. техн. ун-т) защитил 22 декабря 2014 г. докторскую диссертацию на тему «Теоретические основы и технологическая реализация адаптационного восстановления деталей ходовой части дорожных машин».

В диссертации решена научно-техническая проблема повышения срока эксплуатации деталей ходовой части дорожных машин на гусеничном ходу за счет повышения износостойкости и качества наплавленного металла, повышения производительности восстановления и экономии материальных ресурсов.

Несмотря на большой объем деталей гусеничного движителя, подлежащих реновации, отсутствует единое направление в технологии их восстановления. По установившейся практике последнее выполняется чаще всего дуговой наплавкой. Выбор наплавочных материалов проводится в большинстве случаев без учета условий последующей эксплуатации машин и характеристик абразивного потока в зоне контакта деталей.

Проведены экспериментальные исследования усилий, действующих на опоры катков ходовой части бульдозера. Определены детали, воспринимающие наибольшие нагрузки в типовых режимах эксплуатации машин. Для прогнозирования интенсивности изнашивания изучены изменения распределения твердости и микротвердости по глубине деталей в процессе их работы. Исследован характер износа траков и опорных катков по изменению линейных размеров площади поперечного сечения. Определено, что опытная установка с двубортным расположением первого (переднего) катка приводит к уменьшению износа реборд большинства катков с обеих сторон и увеличению износа беговых дорожек.

Разработан метод исследования контактного взаимодействия деталей ходовой части при работе дорожных машин, позволивший установить влияние гранулометрического состава абразивного потока, зазора между контактирующими поверхностями и перекоса гусеничного полотна на изменение интенсивности и механизм изнашивания. При увеличении зазора меж деталями свыше 5...7 мм ослабевает зависимость интенсивности изнашивания от размера абразивных частичек. В пределах угла поворота опорного катка относительно трака гусеничного полотна до 25° поверхностный слой изнашивается по механизму микрорезания, в диапазоне 30...80° наблюдается смешанный механизм микрорезания и пластического передеформирования, а при критических и малых углах (5...10°) — резания. Установлено, что

при контактировании мелкого абразива (диаметром до 0,1 мм) с поверхностью детали износ будет незначительным. При попадании в контакт абразива размером 0,1...0,315 мм износ растет линейно, несмотря на изменение механических свойств металла. Изнашивание металла абразивными частичками диаметром 0,4...1,0 мм происходит неоднозначно, на что влияют одновременно несколько факторов: механические свойства, форма абразива, угол захватывания частичек и т.д. При временном сопротивлении металла разрыву в пределах 250...350 МПа деталь хорошо сопротивляется износу несмотря на размеры попадающих частичек абразива. При дальнейшем возрастании временного сопротивления износ резко растет в связи с тем, что частицы абразивного потока измельчаются и вызывают одновременно с деформированием микрорезание и вырывание металла. По полученным данным построены зависимости, позволяющие выбирать оптимальное сочетание материалов детали, проволоки и флюса для достижения механических свойств наплавленного металла, который будет успешно противостоять изнашиванию. Экспериментально определены значения твердости поверхностного слоя, при превышении которых изменяется характер его разрушения. Для разного соотношения преобладающих фракций абразива предложены оптимальные значения твердости контактирующих поверхностей, химического и фазового состава наплавленного металла, которые обеспечивают существенное снижение потери массы и более равномерное изнашивание деталей при их длительной эксплуатации.

С использованием метода математического моделирования получены данные о характере движения расплава в сварочной ванне в зависимости от параметров и конфигурации внешнего магнитного поля, выявлены зоны оптимальной подачи дополнительного порошкового материала, с уменьшением его перегрева и сохранением его частиц от полного растворения. Выявлена возможность использования внешнего асимметричного магнитного поля для увеличения производительности и управления формой проплавления основного металла при наплавке, а также предложено устройство для наложения на дугу управляющего магнитного поля. Предложены аналитические зависимости для назначения параметров режима наплавки.

Разработана технология адаптационной восстановительной наплавки деталей ходовой части дорожных машин, которая за счет управляющего внешнего магнитного поля, внося тугоплавких карбидов и оксидов, а также ферросплавов позволяет эффективно влиять на формообразование валика, кристаллизацию и структуру наплавленного



металла. Установлено, что формирование композиционного по строению наплавленного слоя с равномерным распределением карбидов и оксидов кремния в количестве 0,5...0,8 об. % обеспечивает увеличение вдвое износостойкости и сохранение высоких показателей прочности и пластичности. Данный результат достигается за счет предварительного нанесения слоев легирующей шихты эксцентриситетом относительно оси дуги 4...6 мм

и наложения внешнего аксиального магнитного поля с индукцией 20...40 мТ.

Разработанные технологии, наплавочные материалы и элементы оборудования прошли промышленные испытания и используются в условиях ООО ПКСК «ЭнергоПромСтрой» и ООО «ДнепроСпецСтрой» для восстановления деталей ходовой части машин на гусеничном ходу.

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



В. Е. Федорчук (Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины) защитил 24 февраля 2015 г. кандидатскую диссертацию на тему «Технологическая прочность сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, легированных скандием».

В работе впервые сформулированы критерии и определены рациональные пределы легирования металла швов скандием при сварке алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu. Установлено, что достижение максимального упрочняющего эффекта обеспечивается при содержании скандия 0,35...0,4 мас. % за счет измельчения кристаллической структуры и твердорастворного упрочнения металла шва скандием. Установлено, что неперенным условием повышения свариваемости является присутствие скандия как в свариваемом металле, так и в присадочных проволоках. В работе показано, что легирование сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu скандием и использование присадочных проволок системы Al–Mg со скандием способствуют умень-

шению склонности сплавов к образованию горячих трещин при сварке в 1,5...2 раза.

Исследования механических свойств сварных соединений также подтверждают целесообразность легирования скандием не только присадочных проволок, но и свариваемых сплавов. Установлено, что использование присадочной проволоки со скандием приводит к повышению временного сопротивления разрыву сварных соединений на 15...20 МПа, в то время как введение 0,3 % скандия в свариваемый металл способствует повышению предела прочности соединений на 100 МПа. При этом значения угла загиба сохраняются на том же уровне.

Впервые обнаружено, что легирование сплавов скандием способствует образованию двух типов эвтектик и изменению характера выделения эвтектических прослоек в зоне сплавления при сварке, что в свою очередь приводит к повышению стойкости против образования горячих трещин. Полученные результаты прошли опытно-промышленную проверку в ГП «КБ Южное им. М.К. Янгеля» и будут использованы при создании новых свариваемых высокопрочных сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu–Sc авиакосмического назначения. Использование этих сплавов в конструкциях летательных аппаратов позволит снизить трудоемкость изготовления узлов за счет использования сварки плавлением и уменьшить вес эксплуатируемых изделий.

XIII научно-практическая конференция «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра»

21 апреля 2015, г. Киев, НТУУ «КПИ», www.fhotm.kpi.ua

Международный конгресс по ферросплавам

31 мая – 4 июня 2015, г. Киев, «Президентотель», www.infacon14.com.ua

II Международная конференция «Современные металлические материалы и технологии их производства»

4–5 июня 2015, г. Киев, «Президентотель», www.Admet2014.com

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ДЛЯ МОРСКОЙ ИНЖЕНЕРИИ»

21 декабря 2014 г. в Пекине (Китай) состоялась Международная конференция «Технологии сварки для морской инженерии». Конференция была посвящена применению перспективных сварочных технологий при изготовлении морских конструкций, в частности, при строительстве морских платформ и трубопроводов. Организаторы конференции — Академия инженерных наук КНР и Китайско-украинский институт сварки им. Е.О. Патона (КУИС) при поддержке Министерства науки и техники КНР. В работе конференции приняли участие представители китайских промышленных предприятий, работающих в области строительства морских сооружений, научно-исследовательских институтов, университетов и других учебных заведений, а также представители правительства КНР. От Украины в работе конференции принимали участие специалисты Института электросварки им. Е.О. Патона.

Одной из основных целей конференции являлось продвижение в КНР разработок Института электросварки им. Е.О. Патона по новым технологиям сварки и родственным процессам, приме-

няемым в том числе и при сооружении морских конструкций. Китайская сторона выразила заинтересованность в освещении следующих научно-технических направлений:

- технологии сварки под водой;
- технологии сварки в узкий зазор и сварки под флюсом;
- моделирование сварных конструкций, прогнозирование и управление сварочными деформациями;
- технологии сварки титана и титановых сплавов;
- новые технологии плазменной резки и сварки.

Открывая конференцию академик инженерных наук Чжоу Лей отметил, что актуальность проведения конференции обусловлена необходимостью информирования ученых и производителей КНР о новых сварочных технологиях, которые могут быть использованы в морской инженерии. Он высоко оценил достижения Института электросварки им. Е.О. Патона в области разработки и внедрения технологий сварки в различных от-





раслях промышленности, в том числе и морской инженерии, и выразил уверенность в расширении сотрудничества украинских и китайских специалистов в области создания и применения сварочных технологий.

С отчетным докладом по маркетингу технологий сварки для ключевых материалов в морской инженерии выступил представитель КУИС Чжэн Хэсинь. Разработке высокоэффективных технологий сварки и оборудования для применения в судостроении было посвящено выступление специалиста Шанхайского технологического института судов Гу Чанши. Представитель ООО «Лай Фуши — морская инженерия» СТOD Чжу Гофэн презентовал доклад «Экспериментальное исследование листов типа NV690 толщиной 100 мм для полупогруженных платформ класса D90».

Проблемам сварки в морской инженерии были посвящены доклады «Современные требования и возможности развития технологий сварки для изготовления современных судов» (Гэн Лимин, Институт № 701 Чжон), «Технологии и оборудование для автоматической сварки в морской инженерии» (Цзян Сяндон, Пекинский промышленный институт нефти и химии), «Современное состояние сварочных материалов для сварки сталей в морской инженерии» (Ма Чэнъюн, Научно-техническая корпорация ООО «Ганн Янь»).

Доклады проф. В.В. Квасницкого и д-ра техн. наук В.Ю. Хаскина были представлены как результат совместных разработок Института электросварки им. Е.О. Патона и КУИС. Проф. В.В. Квасницкий презентовал доклады «Инновационные технологии плазменной резки и обработки для судостроения и морской инженерии» и «Снижение себестоимости судостроительных конструкций путем применением инновационных технологий сборки и сварки», а д-р техн. наук

В.Ю. Хаскин — «Плазменная сварка, гибридные и комбинированные плазменно-дуговые сварочные технологии для морской инженерии» и «Лазерная, плазменная и гибридная сварка облегченных конструкций для морских платформ».

Разработки Института электросварки им. Е.О. Патона в области сварки титановых сплавов, в том числе сварки в узкий зазор, были освещены в докладе «Технологии аргонодуговой сварки титановых сплавов морского назначения» (авторы — С.В. Ахонин, В.Ю. Белоус).

Результаты работ по разработке технологии сварки, созданию и испытаниям в условиях открытого моря специализированной сварочной установки были представлены в докладе «Контактная стыковая сварка оплавлением подводных трубопроводов» (авторы — академик НАНУ С.И. Кучук-Яценко, канд. техн. наук И.В. Зяхор).

Достижения специалистов отдела № 34 Института электросварки им. Е.О. Патона презентовал м.н.с. И.В. Мирзов в докладе «Прогнозирование технологической прочности и ресурса безопасной эксплуатации сварных конструкций в нефтегазовой отрасли и морской инженерии на основе математического моделирования».

Доклады украинских специалистов вызвали большой интерес у аудитории и непременно сопровождались резюме сопредседателей конференции, в котором подчеркивались актуальность и перспективность использования рассмотренных разработок Института электросварки им. Е.О. Патона для промышленности КНР.

Подводя итоги конференции, представитель КУИС Чжэн Хэсинь отметил ее актуальность и полезность для дальнейшего развития сотрудничества ученых Украины и КНР в области применения перспективных сварочных технологий в морской инженерии.

И.В. Зяхор



2 февраля 2015 г. известному специалисту в области автоматизации сварочных процессов, доктору технических наук, заведующему отделом ИЭС им. Е.О. Патона Ланкину Юрию Николаевичу исполняется 80 лет.

Вся трудовая и научная деятельность Юрия Николаевича связана с Институтом электросварки им. Е.О. Патона, куда он поступил после окончания в 1958 г. электротехнического факультета Киевского политехнического института с красным дипломом. Он прошел путь от инженера до руководителя одного из ведущих научных отделов. Первым его наставником и постоянным руководителем был и есть Б.Е.Патон. Ю.Н. Ланкин провел значительную исследовательскую работу по автоматическому регулированию режимов и стабилизации качества соединений точечной и шовной сварки, что легло в основу его кандидатской диссертации, которую он защитил в 1963 г. В этом же году он возглавил работы по автоматизации процессов электронно-лучевой технологии, высокочастотной сварки и созданию аппаратуры для сварки и физических эксперимен-

тов в космосе. В течение ряда лет Юрий Николаевич проводил тренировки в Центре подготовки космонавтов для проведения экспериментов по сварке в космосе на борту космического корабля «Союз». Созданные Юрием Николаевичем системы и устройства автоматического управления успешно функционировали на спутниках и ракетах, обеспечивая получение ценных научных данных на космическом корабле «Союз-6», аппаратах «Вулкан», «Зарница» и в совместной советско-французской программе «Аракс». Юрий Николаевич провел большую теоретическую и экспериментальную работу по синтезу систем автоматического регулирования для управления процессом электронно-лучевой сварки и напыления. Эти работы легли в основу его докторской диссертации, которую он защитил в 1983 г. Ю.Н. Ланкин и возглавляемый им отдел автоматического регулирования процессов сварки и нанесения покрытий разработал и внедрил современные системы управления для различных видов сварки. В настоящее время в отделе ведутся работы по созданию современного источника питания для сварки и резки биологических тканей с системой автоматического управления. Результаты этих работ изложены более чем в 200 публикациях и защищены 50 авторскими свидетельствами и патентами.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Редколлегия и редакция журнала «Автоматическая сварка»

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84

E-mail: journal@paton.kiev.ua

Подписано к печати 28.01.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 17,09. Усл.-отт. 18,2. Уч.-изд. л. 20,00.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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

СВАРОЧНЫЕ АППАРАТЫ А1567М(М1) ДЛЯ АВТОМАТИЧЕСКОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ ПОД ФЛЮСОМ КОЛЬЦЕВЫХ ПОВОРОТНЫХ СТЫКОВ В ГЛУБОКУЮ РАЗДЕЛКУ

В апреле 2014 г. специалистами ГП «ОКБ ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ» (Киев) на предприятии ОАО «Турбоатом» (Харьков) были внедрены новые сварочные (наплавочные) аппараты А1569М и А1569М1.

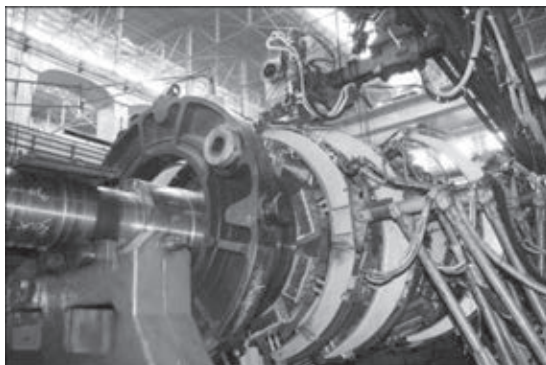
Оборудование предназначено для многопроходной автоматической или полуавтоматической дуговой сварки под флюсом кольцевых швов роторов турбин в глубокую разделку, а также для наплавки наружных поверхностей цилиндрических изделий.

Аппараты А1569М с системой управления СУ415 установлены на стенде «Шумахер» в цехе № 53. На стенде выполняется сварка роторов паровых турбин и валов гидротурбин, глубина разделки достигает 400 мм. Также есть возможность наплавки цапф лопаток направляющих аппаратов и других цилиндрических поверхностей диаметром от 250 до 1500 мм.

Двухголовочный аппарат А1569М1 с системой управления СУ410 установлен на портале № 1 в цехе № 73. На портальной установке выполняется сварка роторов паровых турбин — миллионников мощностью 1000 МВт и более, валов гидротурбин, а также наплавка корпусов рабочих колес гидротурбин и поверхностей на валах гидротурбин. Максимальная длина деталей составляет 10 м, наружный диаметр 3450 мм, глубина разделки достигает 400 мм.

Сварка ведется с мощным индукционным нагревом изделия до 350 °С. Сварочная аппаратура была разработана для работы в зоне высоких температур до 120 °С. Применение водоохлаждаемого экрана позволило снизить температуру над экраном до 65 °С.

Проектные работы выполнялись по Техническому заданию ОАО «Турбоатом» двумя отделами № 175 «Сварочная аппаратура» и № 230 «Системы управления». В оборудовании использовались комплектующие изделия ведущих зарубежных и отечественных производителей. Аппараты выполнены в двух исполнениях, одиночный А1569М и сдвоенный А1569М1.



Оба аппарата состоят из:

- механизмов горизонтального и вертикального перемещений, выполненных на основе зубчатой реечной передачи;
- механизма подачи сварочной проволоки со сменными подающими шестеренчатыми роликами под различным диаметром проволоки;
- механизма поворота мундштука, который имеет в своей конструкции муфту предельного момента для предотвращения поломки мундштука о стенку свариваемой разделки.

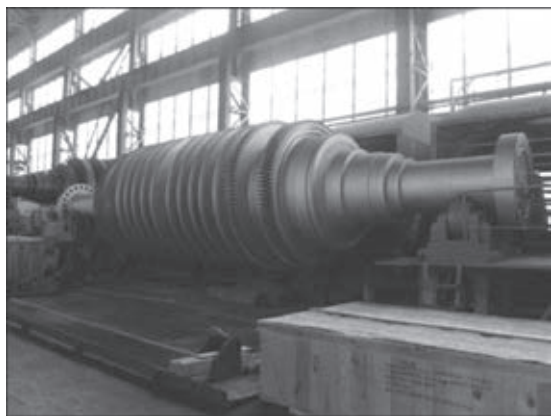
Все механизмы приводятся в движение при помощи червячных мотор-редукторов фирмы «NORD» (производство Германия), подобранных и укомплектованных дополнительными опциями исходя из эксплуатационных особенностей оборудования.

Имеется система подачи флюса с ручной шибберной заслонкой. Аппараты комплектуются сменными мундштуками, токоподводящими наконечниками и спиралью под разную глубину разделки и разный диаметр сварочной проволоки.

Конструктивно А1569М1 отличается от А1569М тем, что у сдвоенного аппарата две сварочные головки установлены на одной горизонтальной балке. У каждой из головок свои механизмы перемещения. Сдвоенный вариант предназначен для увеличения производительности путем сварки двух поворотных стыков одновременно.

Электрооборудование системы управления (СУ415) аппаратом А1569М размещено в отдельно стоящем шкафу управления, который расположен рядом с аппаратом. Органы управления находятся на стационарном главном пуль-





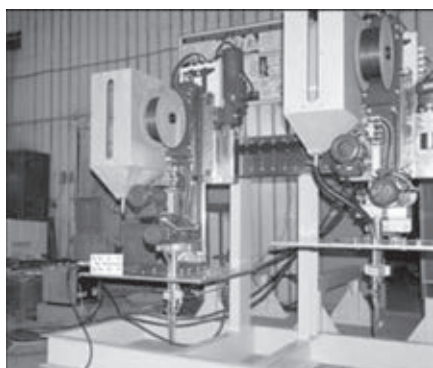
те, расположенном на двери шкафа, и на ручном пульте аппарата.

Электрооборудование системы управления (СУ410) сварочным аппаратом А1569М1 размещено в отдельно стоящем шкафу управления, который расположен отдельно от аппарата. Органы управления находятся на двух главных пультах, расположенных рядом с аппаратом, а также на ручных пультах аппарата. Система СУ410 обеспечивает комплексное управление всем оборудованием: сварочным аппаратом, приводами перемещения тележки портала, а также управление мощным (37 кВт) приводом стэнда вращения изделия.

Системы управления также осуществляют дистанционное включение и регулирование напряжения источников сварочного тока типа ВДУ-1250.

Система управления обеспечивает ввод на дисплее требуемых параметров процесса, индикацию измеренных параметров сварки, вывод аварийных и технологических сообщений, а также звуковую и световую сигнализацию при нештатных ситуациях.

Предусмотрено три режима работы электрооборудования — «Наладка», «Полуавтомат» и «Автомат». Режим «Наладка» предназначен для проверки работы всех механизмов установки и выполнения установочных перемещений перед сваркой. Режим «Полуавтомат» предназначен для управления процессом сварки с ручным (по команде оператора) поворотом мундштука для раскладки валиков и подъемом аппарата на следующий слой сварного шва. Режим «Автомат» предназначен для управления технологическим процессом многопроходной сварки с автоматической раскладкой валиков и подъемом аппарата на следующий слой.



Особое внимание при разработке системы управления было уделено эргономике и удобству работы оператора. Параметры процесса вводятся оператором в реальных единицах измерения. Система автоматически поддерживает заданную линейную скорость сварки при изменении диаметра изделия. Обеспечивается контроль процесса, а также диагностика неисправностей системы с выдачей аварийных сообщений.

В настоящее время оборудование эксплуатируется в трехсменном режиме. В ходе эксплуатации оно зарекомендовало себя как надежное и безотказное. Процесс сварки (наплавки) некоторых изделий ведется непрерывно, длительностью 3 и более суток.

За последние месяцы на нашем оборудовании было сварено и наплавлено множество штатных изделий — роторов низкого и среднего давления, а также рабочих колес гидротурбин.

Технические характеристики

Глубина разделки, мм, не более.....	400
Ширина разделки, мм, в пределах.....	24...36
Сварочный ток, А (ПВ100%)	500
Диаметр электродной проволоки, мм	1,2...3,2
Скорость подачи электродной проволоки, м/ч, в пределах.....	30...350
Величина подъема головки мм, не более.....	500
Смещение головки вдоль оси изделия, мм, не менее.....	±75 (А1569М); ±170 (А1569М1)
Скорость подъема головки, м/мин:	
рабочая	0,05
маршевая	1,5
Скорость смещения вдоль оси изделия, м/мин:	
рабочая	0,05
маршевая	1,5
Заполнение разделки валиками (в автоматическом режиме), шт.	1...3
Температура предварительного нагрева свариваемого (наплавляемого) изделия, °С, не более	350
Напряжение и частота питающей сети	3×380 В, 50 Гц

В.С Романюк, С.И. Великий, А.В. Семененко,
А.К. Полищук, М.И. Дубовой