

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

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,
И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
Ю. Н. Ланкин,
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
О. К. Назаренко, В. Д. Позняков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко
(в редакционную коллегию
входят ученые ИЭС им. Е. О. Патона)

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ**

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
Б. Е. Патон
ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина
Я. Пилярчик
Ин-т сварки, Гливице, Польша
О. И. Стеклов
РНТСО, Москва, РФ
Г. А. Турчин
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ
В. Г. Фартушный
Общество сварщиков Украины, Киев

Учредители

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

Издается ежемесячно

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

Редакторы

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 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.

СОДЕРЖАНИЕ**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

- Позняков В. Д., Маркашова Л. И., Максименко А. А., Бердникова Е. Н., Алексеенко Т. А., Касаткин С. Б.* Влияние циклического нагружения на микроструктуру и хладостойкость металла ЗТВ стали 10Г2ФБ 3
- Хорунов В. Ф., Лотоцкий П. Н.* Особенности выплавки, структура и свойства никелевых сплавов системы Ni-Mn-Cu 12
- Бабинец А. А., Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Рябцев И. И., Гордань Г. Н.* Исследование термической стойкости наплавленного металла, предназначенного для восстановления прокатных валков 17
- Кныш В. В., Клочков И. Н., Пашуля М. П., Мотрунич С. И.* Повышение сопротивления усталости тонколистовых сварных соединений алюминиевых сплавов высокочастотной проковкой 22
- Федорчук В. Е., Кушнарёва О. С., Алексеенко Т. А., Фальченко Ю. В.* Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов 30

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Шелягин В. Д., Оришич А. М., Хаскин В. Ю., Маликов А. Г., Чайка А. А.* Технологические особенности лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов 35
- Бут В. С., Олейник О. И.* Развитие в Украине технологий ремонта дуговой сваркой магистральных трубопроводов в условиях эксплуатации 42
- Брызгалин А. Г.* Оценка эффективности снижения остаточных напряжений в кольцевых соединениях труб послесварочной обработкой взрывом 51

ХРОНИКА

- Лауреаты Премии им. Е. О. Патона 55
- Памяти В. С. Романюка 56

Информация

- ПАО «Коростенский завод химического машиностроения» — на пути реконструкции и перевооружения 57
- Новый стандарт EN 1090 — новые пакеты технологических инструкций WPS от «FRONIUS» 61
- Внедрение роботизированных комплексов в сварочном производстве 63
- Установки для автоматической сварки продольных швов обечаек — высокая надежность и простота в эксплуатации 65

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief
B. E. Paton

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

INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL

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
B.E. Paton
PWI, Kyiv, Ukraine
Ya. Pilarczyk
Welding Institute, Gliwice, Poland
U. Reisgen
Welding and Joining Institute, Aachen, Germany
O.I. Steklov
Welding Society, Moscow, Russia
G.A. Turichin
St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia
V.G. Fartushnyi
Welding Society of Ukraine, Kyiv

Founders

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

Published monthly

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

Editors

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

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

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Poznyakov V. D., Markashova L. I., Maksimenko A. A., Berdnikova E. N., Alekseenko T. A., Kasatkin S. B.* Effect of cyclic loading on microstructure and cold resistance of HAZ metal of steel 10G2FB 3
- Khorunov V. F., Lototsky P. N.* Peculiarities of melting, structure and properties of nickel alloys of Ni–Mn–Cu system 12
- Babinets A. A., Ryabtsev I. A., Kondratiev I. A., Ryabtsev I. I., Gordan G. N.* Investigation of thermal stability of deposited metal designed for restoration of mill rolls 17
- Knysh V. V., Klochkov I. N., Pashulya M. P., Motrunich S. I.* Improvement of fatigue resistance of thin-sheet welded joints of aluminium alloys using high-frequency peening 22
- Fedorchuk V. E., Kushnareva O. S., Alekseenko T. A., Falchenko Yu. V.* Peculiarities of alloying of welded joint metal of high-strength aluminium alloy with scandium 30

INDUSTRIAL

- Shelyagin V. D., Orishich A. M., Khaskin V. Yu., Malikov A. G., Chaika A. A.* Technological features of laser, microplasma and hybrid laser-microplasma welding of aluminium alloys 35
- Boot V. S., Oleinik O. I.* Progress of technologies of arc welding repair of in-service main pipelines in Ukraine 42
- Bryzgalin A. G.* Evaluation of efficiency of reduction of residual stresses in circumferential joints of pipes using postweld explosion treatment 51

NEWS

- The laureates of the E. O. Paton Prize 55
- In memory of V. S. Romanyuk 56

INFORMATION

- PJSC «Korostensky plant of chemical machine building» at the stage of reconstruction and re-equipping 57
- New Standard EN 1090 — new packages of technological instructions WPS from FRONIUS 61
- Implementation of robotic complexes in welding manufacturing ... 63
- Machines for automatic welding of longitudinal welds of shells: high reliability and simplicity in service 65

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



УДК 621.791.75.052:669.14.018.295

ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛА ЗТВ СТАЛИ 10Г2ФБ

В. Д. ПОЗНЯКОВ, Л. И. МАРКАШОВА, А. А. МАКСИМЕНКО, Е. Н. БЕРДНИКОВА,
Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, С. Б. КАСАТКИН

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

Одной из главных причин отказов и разрушений машин, механизмов и инженерных сооружений является усталость конструкционных материалов. В сварных соединениях трещины усталости чаще всего зарождаются в зоне термического влияния, а процесс накопления поврежденных носит длительный и стадийный характер. Цель настоящей работы заключалась в изучении влияния циклического нагружения изгибом на изменение структуры и свойств металла зоны термического влияния сварных соединений конструкционной стали класса прочности С490. С использованием модельных, обработанных по термическому циклу сварки, образцов изучена динамика накопления усталостных повреждений в металле, оценено влияние циклического нагружения на хладостойкость металла зоны термического влияния стали 10Г2ФБ. Установлено, что, как и в сварных соединениях, в модельных образцах образованию трещин усталости предшествуют процессы накопления усталостных повреждений в виде устойчивых полос скольжения разной конфигурации, а также образование экструзий и интрузий. Повреждения, которые накопились в металле ЗТВ низколегированных конструкционных сталей от усталости, способствуют охрупчиванию металла, что приводит к снижению его хладостойкости. Результаты исследований могут быть использованы для обоснования методов контроля сварных соединений металлоконструкций, которые эксплуатируются длительное время, а также для принятия решений по их упрочнению или ремонту. Библиогр. 15, рис. 9.

Ключевые слова: дуговая сварка, сталь 10Г2ФБ, термические циклы сварки, модельные образцы, зона термического влияния, циклическое нагружение изгибом, структурные изменения, трещины усталости, ударная вязкость

Известно, что одной из главных причин отказов и разрушений машин, механизмов и инженерных сооружений является усталость конструкционных материалов [1], вследствие чего в отдельных наиболее нагруженных узлах изделий образуются трещины усталости [2]. Чаще всего такими узлами в сварных соединениях являются определенные зоны сварки, где преимущественно и присутствуют конструктивные или структурные концентраторы напряжений [2]. К настоящему времени, несмотря на значительные успехи в изучении закономерностей процессов усталости и в разработке различных приемов повышения долговечности сварных металлоконструкций, количество аварий по причине указанного состояния металла по-прежнему большое. Поэтому определенный практический интерес представляют исследования процессов и причин, снижающих долговечность материалов в эксплуатационных условиях, особенно в части усталостной повреждаемости конструкций, о чем свидетельствуют публикации последних лет [3–7].

Такого плана работы выполняются и в ИЭС им. Е. О. Патона [8–11]. В частности, в работе [10] показано, что в условиях циклического нагружения изгибом в сварных соединениях низколегирован-

ной конструкционной стали 09Г2С накопление усталостных повреждений и усталостные изменения в основном локализируются в металле зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений и прилегающих к нему участках основного металла. В результате металл охрупчивается и его хладостойкость снижается на 20...40 %.

Однако при выяснении причин усталостных повреждений непосредственно на сварных соединениях возникают трудности, связанные с одновременным влиянием целого ряда технологических и структурных условий, среди которых наиболее значимыми являются: неоднородность структуры, а следовательно, и свойств металла в различных зонах сварных соединений, отличающихся химическим и фазовым составом, а также колебания режимов сварки, изменения в геометрии швов, внешних условий нагружений и т. п. В итоге именно сложный комплекс структурных, технологических и внешних воздействий и способствует возникновению существенных погрешностей в результатах исследований.

Учитывая сложность факторов, вызывающих усталостные повреждения, принят поэтапный подход к исследованию влияния циклического нагружения на структуру и соответственно на хладо-



стойкость металла ЗТВ конструкционных сталей. Он предусматривает последовательное исследование условий накопления повреждений в сварных соединениях (при нанесении надрезов различной глубины δ); влияние нарастания циклического нагружения (частоты, напряжения σ_{-1} и нарастания количества циклов N). При этом весь комплекс исследований выполняли исключительно на модельных образцах, что обеспечивает постоянство химического состава по исследуемым зонам сварных соединений, а неизменность процессов обеспечивалась условиями имитации термических циклов сварки.

Материалы и методики исследования. Имитацию термических циклов сварки (нагрев и охлаждение в соответствии с режимами, которые имеют место в металле ЗТВ реальных сварных соединений) с использованием модельных образцов размером $20 \times 20 \times 120$ мм (сталь 10Г2ФБ) осуществляли на специальной установке марки МСР-75, сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона на базе контактной сварочной машины, которая позволяет имитировать реальные сварочные циклы с помощью нагрева образцов проходящим током и охлаждения сжатым воздухом. Скорость нагрева образцов при имитации сварочных циклов (образцы нагревали до температуры 1100 °С) составляла 150 °С/с, а скорость охлаждения в диапазоне $600 \dots 500$ °С $w_{6/5} = 10$ °С/с. После обработки по термическому циклу сварки с целью моделирования геометрического концентратора напряжений, который обычно наблюдается в сварных соединениях в местах перехода от шва к основному металлу, на поверхность образцов размером $20 \times 20 \times 60$ мм наносили надрезы шириной $2,0$ мм и радиусом закругления у его вершины $1,0$ мм. Причем на начальной стадии исследований (при отработке наиболее оптимальной методической оценки) на образцы наносили надрезы глубиной $1,0$; $3,5$ и $7,0$ мм, что позволяло определить, на каком из образцов будут реально проявляться структурные процессы (системы скольжения, трещины и т. п.), свидетельствующие о накоплении повреждений, которые имеют место в сварных соединениях.

Испытания модельных образцов на усталость проводили на усталостной машине малой мощности марки УММ-1. Образцы подвергали циклическому нагружению изгибом с симметричным циклом при частоте 35 Гц и напряжении цикла $\sigma_a = 120$ МПа.

Структурные изменения под воздействием различных условий нагружения изучали с использованием комплекса методов исследования: оптической металлографии (Versamet-2), аналитической растровой электронной микроскопии (СЭМ-515, фирмы «PHILIPS», Нидерланды) и просвечивающей электронной микроскопии (JEM-200CX,

фирмы «JEOL», Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Результаты исследования. На первом этапе исследовали характер и распределение систем скольжения на боковых поверхностях образцов в соответствующих зонах сварки в зависимости от количества циклов нагружения, а также при изменении глубины надреза δ , выполненного с целью моделирования геометрического концентратора напряжений, а соответственно и условий трещинообразования в сварных соединениях в зоне перехода от шва к основному металлу.

Как показали металлографические исследования, при глубине надреза $\delta = 1,0$ мм трещины усталости в образцах образовывались после 2 млн 500 тыс. циклов нагружения ($0,45N/N_{Fr}$, рис. 1, а).

С увеличением количества циклов нагружения интенсивность усталостных повреждений поверхности модельных образцов нарастает, о чем свидетельствует и возрастание количества устойчивых полос скольжения, а также появление экструзий и интрузий. Причем дальнейшее нагружение структурно проявляется в росте размеров устойчивых полос скольжения, усложнении их конфигурации, а также увеличении частоты распределения полос скольжения на поверхности модельных образцов ($0,70N/N_{Fr}$, $0,80N/N_{Fr}$) (рис. 1, б, в). При этом усталостные повреждения и структурные изменения в металле ЗТВ образцов, как правило, проявлялись в определенных зонах и имели локальный характер: наибольшее количество устойчивых полос скольжения наблюдалось в центральной (осевой) части образца, что, по-видимому, обусловлено высоким уровнем напряжений, которые действуют в этой зоне в ходе циклического деформирования.

Аналогичные изменения в структуре, но на более ранних стадиях циклического нагружения изгибом наблюдались и в образцах с надрезом глубиной $\delta = 3,5$ мм. Трещины усталости в этих образцах образовывались уже после $N = 21000$ циклов нагружения (рис. 1, г), чему предшествовали существенные изменения в структуре металла ЗТВ под надрезом. Начало образования устойчивых полос скольжения в исследуемых образцах наблюдалось после 5000 циклов нагружения, а с дальнейшим увеличением количества циклов нагружения плотность устойчивых полос скольжения нарастала.

Совсем иная картина наблюдалась у поверхностей образцов с надрезом глубиной $\delta = 7,0$ мм: трещины усталости в этих образцах образуются уже после 4500 циклов нагружения, зарождение такого типа трещин происходит непосредственно под надрезом и без видимых (при оптических исследованиях) изменений в структуре металла.

Учитывая результаты исследования структур с

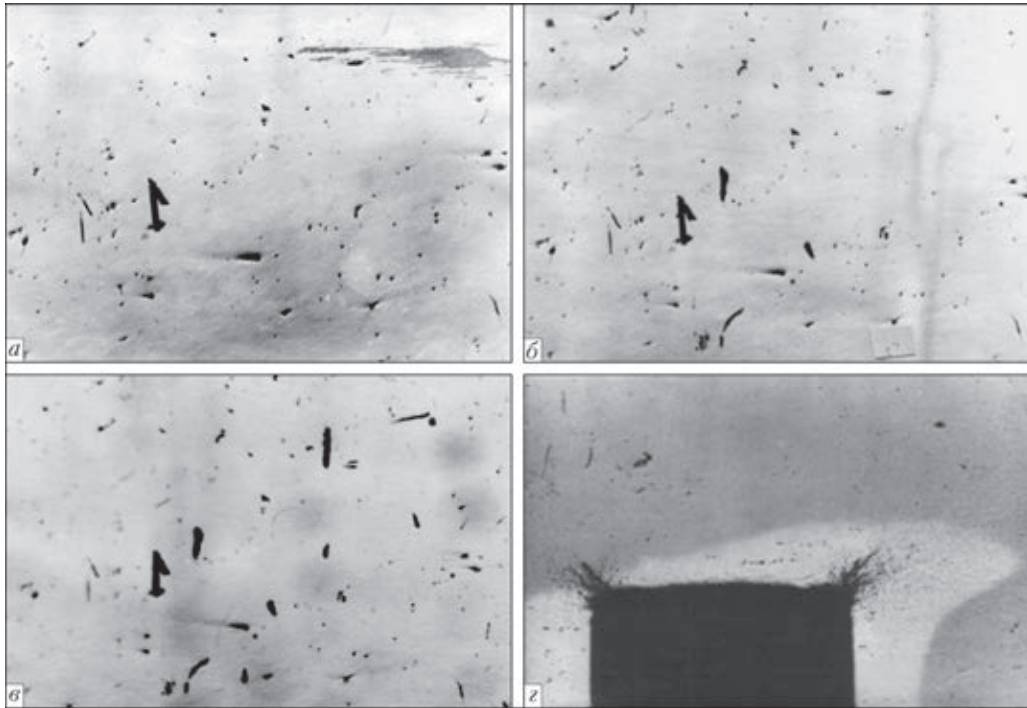


Рис. 1. Макроструктура (*a-v* — $\times 50$, *z* — $\times 30$) модельных образцов стали 10Г2ФБ после циклического нагружения с разной глубиной надреза: *a* — $0,45N/N_{Fr}$, $\delta = 1,0$ мм; *b* — $0,70N/N_{Fr}$, $\delta = 1,0$ мм; *v* — $0,80N/N_{Fr}$, $\delta = 1,0$ мм; *z* — N_{Fr} , $\delta = 3,5$ мм

различной глубиной надреза, установлено, что оптимальным у образцов является надрез $\delta = 3,5$ мм. Это позволяет воспроизвести все протекающие структурные изменения, сопровождающие исследуемые в сварных соединениях процессы, а также ускорить процедуру подготовки образцов для последующего изучения.

С этой целью (именно с надрезом глубиной $\delta \sim 3,5$ мм) на обработанных по термическому циклу сварки модельных образцах после циклического нагружения при напряжении цикла 120 МПа в первую очередь исследовали влияние уровня (количества) циклов нагружения на характер пластической деформации, формирование трещин усталости и хладостойкость. При $N = 21000$ нагружение приводит к развитию из вершины надреза трещины усталости длиной 2,0 мм с зоной пластической деформации, что свидетельствует о том, что это количество циклов является критическим, а нагружение до $N = 7000$, 11000 и 15000 циклов составляет соответственно 33,3; 53,2 и 71,4 % критического нагружения.

Параллельно выполнены испытания на ударный изгиб стандартных образцов с острым надрезом типа Шарпи, вырезанных из модельных образцов после всех циклических нагружений с ориентацией вершины надреза ($\delta \sim 3,5$ мм), в области зоны пластической деформации. При этом согласно [10] снижение показателей критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} и критического раскрытия трещин δ_c в металле ЗТВ сварных соединений происходит при отрицательных температурах, поэтому испытания указанных

образцов проводили при температуре -40 °С. Как видно из рис. 2, *a*, значения ударной вязкости в исходном состоянии после обработки по термическому циклу сварки, а также циклического нагружения до 7000 у испытуемых образцов были достаточно близкие (37...40 Дж/см²). По мере увеличения циклов нагружения такая равномерность нарушалась, постепенно снижалась хладостойкость модельных образцов до 18...22 Дж/см² после 11000 циклов и до 7...8 и 4,5...6,0 Дж/см² после 15000 и 21000 циклов нагружения соответственно. Таким образом, по сравнению с исходным состоянием ($N = 0$)

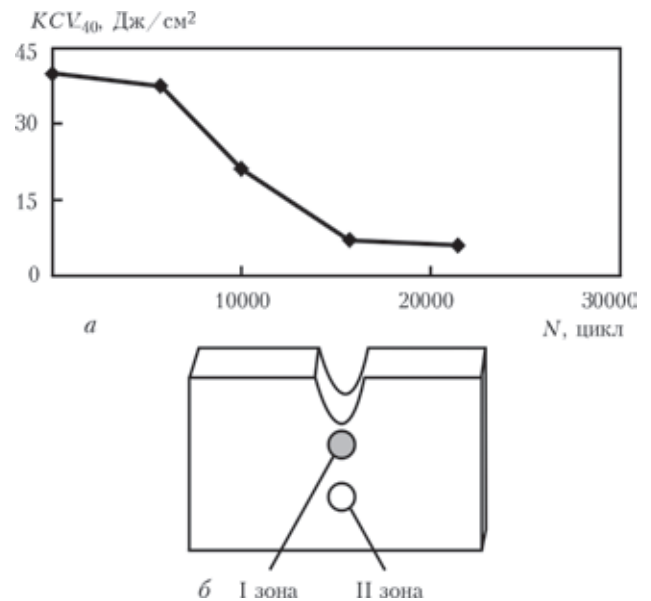


Рис. 2. Влияние циклического нагружения на ударную вязкость модельных образцов стали 10Г2ФБ (*a*) и схема образца с указанием исследуемых зон (*b*)

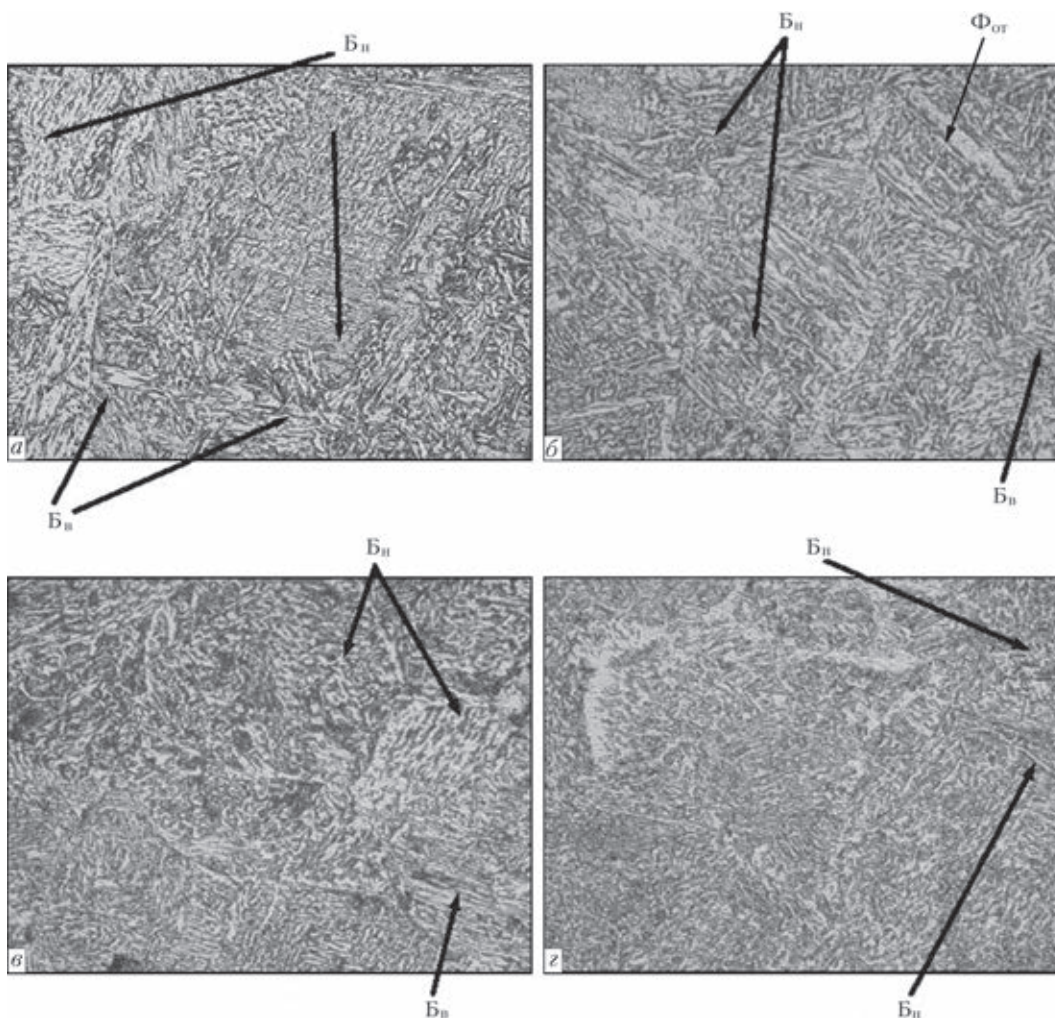


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в участке перегрева ЗТВ в исходном состоянии (а, б) и после 21000 циклов нагружения (в, г) под надрезом (а, в) и в центре (б, г) образца

при данных условиях циклического нагружения ударная вязкость образцов стали 10Г2ФБ снижалась в 1,8; 4,9 и 7,5 раза.

Второй этап работы заключался в структурных исследованиях, целью которых являлось определение изменения исходной до нагружения структуры в условиях нарастания циклического нагружения, а также установление особенностей структурных изменений, сопутствующих трещинообразованию.

Изменения структурного состава прежде всего фазовых составляющих, величины их зерна, микротвердости, а также таких параметров тонкой структуры, как размеры субзерен, ширина реек, плотность и распределение дислокаций в модельных образцах, исследовали в двух конкретных зонах (см. рис. 2, б): I – под надрезом (зона максимального нагружения); II – в центре образца.

Исходное состояние структуры. Исследована структура металла в образцах, которые обрабатывали по термическому циклу сварки, но не подвергали циклическому нагружению (исходное состояние). Как под надрезом (I зона), так и в центре образца (II зона) структура представле-

на бейнитом верхним ($B_{\text{в}}$), нижним ($B_{\text{н}}$) и ферритными оторочками ($\Phi_{\text{от}}$) (рис. 3, а, б). В I зоне размер зерна D_3 бейнита верхнего находится в диапазоне 100...250 мкм (рис. 4, а). Размер зерна нижнего бейнита изменяется от 80 до 180 мкм, а ширина ферритных оторочек — от 5 до 10 мкм. Микротвердость HV бейнита верхнего находится в диапазоне 2370...2470 МПа, а бейнита нижнего — 2630...2830 МПа.

Аналогичная по фазовому составу структура металла (в исходном состоянии) сформировалась и в центре образца, но она имеет несколько другие параметры и микротвердость. В II зоне по сравнению с I зоной наблюдается увеличение размера зерна структурных составляющих на 16 % (до 130...290 мкм) бейнита верхнего и на 26 % (до 120...230 мкм) бейнита нижнего, в то время как их микротвердость уменьшается на 5 % (рис. 4, в). Размер ферритных оторочек в этих зонах остается неизменным.

В ходе исследования тонкой структуры металла в I и II зонах в исходном состоянии методом трансмиссионной микроскопии установлено (рис. 4, б, г; 5, а, б), что ширина реек h_p для бейнита верхнего уменьшается в I зоне по сравнению с соот-

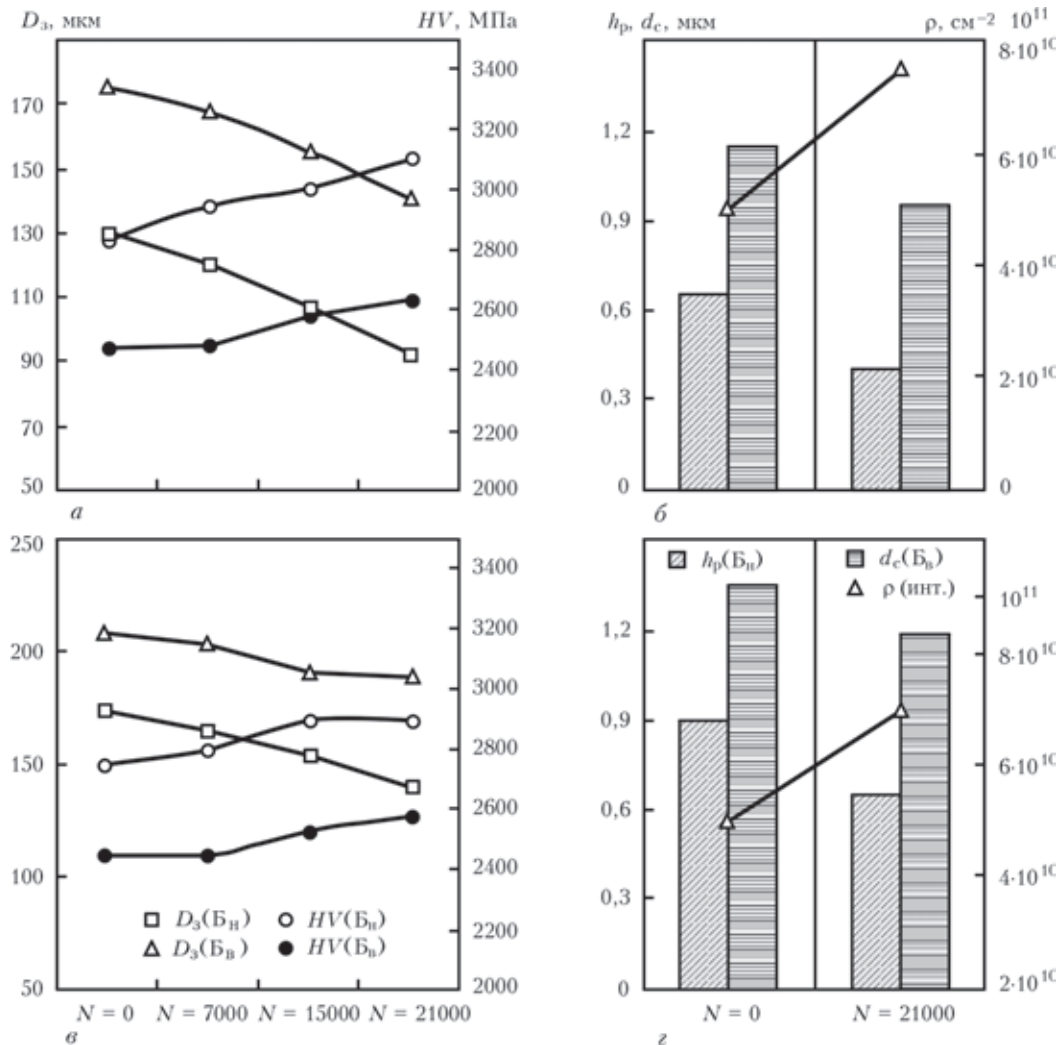


Рис. 4. Зависимость среднего размера зерна и микротвердости (максимальные значения) (а, в), ширины реек и плотности дислокаций (б, з) в структурных составляющих металла модельных образцов стали 10Г2ФБ под надрезом (а, б) и в центре (в, з) образца от количества циклов нагружения

ветствующими параметрами во II зоне на 13 % и составляет $h_p \sim 0,5 \dots 1,8$ мкм, т. е. также уменьшаются и размеры дислокационной субструктуры d_c , причем преимущественно субструктуры бейнита нижнего в I зоне (уменьшение почти в 1,4 раза до размера примерно $0,5 \dots 0,8$ мкм). Что касается значений внутриобъемной плотности дислокаций ρ , то для различных структурных составляющих (и для B_v и B_n) большее увеличение дислокационной плотности характерно для I зоны, т. е. для области с максимальным нагружением (рис. 4, б). Характерно, что в большей степени объемная плотность дислокаций нарастает в структурах бейнита нижнего, для которого $\rho \sim 5 \dots 7 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а для бейнита верхнего $\rho \sim 3 \dots 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Циклическое нагружение. В процессе последующего циклического нагружения в исследуемом металле непосредственно под надрезом (I зона) происходит трансформация структурных составляющих. По сравнению с исходным состоянием наблюдается уменьшение размера зерна бейнита верхнего в среднем на 4, 11 и 20 % после 7000,

15000 и 21000 циклов нагружения соответственно (рис. 4, а). Аналогично на 8, 18 и 30 % уменьшаются и размеры зерна бейнита нижнего. При этом ширина ферритных оторочек не изменяется.

Значения микротвердости для структур бейнита верхнего при минимальном количестве циклов нагружения порядка 7000 остаются практически на уровне исходного (без циклического нагружения) (2360...2500 МПа), в то время как для бейнита нижнего они несколько выше (до 2570...2940 МПа). При увеличении количества циклов нагружения $N \sim 15000$ также наблюдается неоднородность показателей микротвердости отмеченных структурных составляющих (B_v , B_n), а при максимальном количестве циклов нагружения (до 21000) данная тенденция сохраняется (рис. 4, а, в).

При исследовании изменений тонкой структуры металла в I зоне в процессе деформирования установлено, что в результате циклического нагружения (от исходного до $N = 21000$) наблюдается уменьшение как размеров структуры по сравнению с исходным состоянием (в 1,6 раза, т. е. на

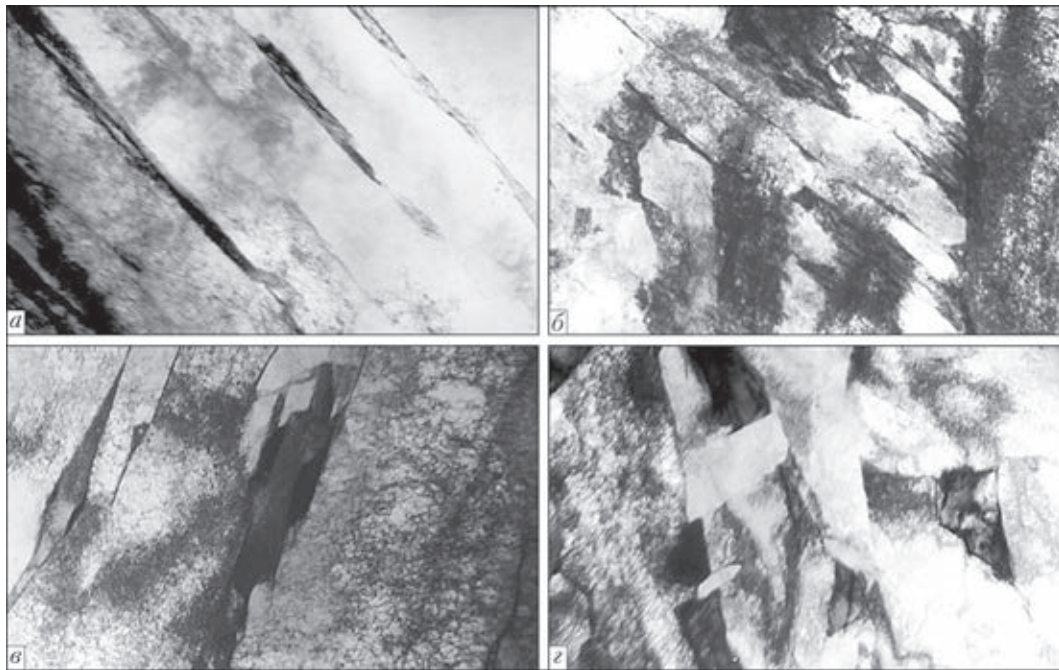


Рис. 5. Микроструктура ($\times 1500$) металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в исходном (а, б) состоянии и после 21000 циклов нагружения (в, г) в I зоне: а, в — рейки бейнита верхнего; б, г — фрагменты бейнита нижнего

38 %), так и размеров реек бейнита верхнего в 1,2 раза, т. е. на 17 %. Кроме того, происходит увеличение общей объемной плотности дислокаций в деформируемом металле примерно в 1,4 раза (от $6 \cdot 10^{10}$ до $8,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) (см. рис. 4, б). При этом в структурах бейнита нижнего наблюдается формирование внутризеренной дислокационной субструктуры, т. е. фрагментация структуры (рис. 5, г) с четкими субграницами и более высокой скалярной плотностью дислокаций ($\rho \sim 7 \dots 9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), что выше соответствующих значений в структурах бейнита верхнего ($\rho \sim 5 \dots 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) (рис. 5, в).

Аналогичные закономерности в трансформации структурных составляющих, происходящих вследствие действия внешнего циклического нагружения изгибом, наблюдаются и в металле в центре образца (II зона). Здесь также выявлено, что с увеличением количества циклов нагружения

размеры зерен бейнита верхнего и нижнего уменьшаются соответственно в следующем порядке: на 3 и 6 % после 7000 циклов, на 8 и 11 % после 15000 и на 10 и 20 % после 21000 циклов нагружения. Микротвердость структурных составляющих во II зоне при увеличении количества циклов повышается для бейнита верхнего и нижнего (см. рис. 4, в).

При более детальных исследованиях тонкой структуры на просвет II зоны установлено, что ширина реек бейнита верхнего в условиях циклического нагружения при $N = 21000$ по сравнению с исходным состоянием уменьшается в 1,1 раза (на 11 %), а размеры фрагментов бейнита нижнего — примерно в 1,4 раза, т. е. на 27 %. Общая объемная плотность дислокаций в данной зоне также увеличивается от $4 \cdot 10^{10}$ до $6,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, т. е. в 1,5 раза.

Обращает внимание тот факт, что наибольшая плотность дислокаций наблюдается вдоль границ реек бейнита верхнего в I зоне. После 21000 циклов нагружения в отдельных локальных зонах она возрастает до $2,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, что приводит к появлению четких зон локализации деформации и, очевидно, является одной из основных причин образования трещин (рис. 6).

На основе проведенных комплексных экспериментальных исследований выполнены оценки дифференцированного вклада структурных параметров деформируемого при циклическом нагружении металла ЗТВ стали 10Г2ФБ в изменение основных эксплуатационных характеристик исследуемых образцов — статической прочности, вязкости разрушения, трещиностойкости. Аналитическая оценка интегрального значения предела текучести $\Sigma \sigma_T$ была проведена с использованием

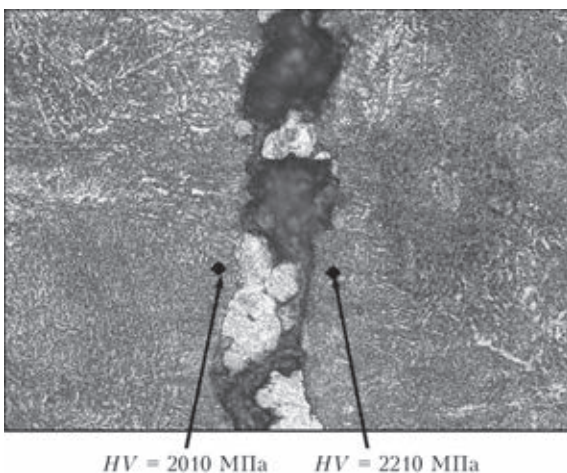


Рис. 6. Трещина усталости ($\times 320$), образовавшаяся в образце под надрезом (I зона) после 21000 циклов нагружения



уравнения, включающего известные зависимости Холла–Петча, Орована и др.:

$\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma_{тр} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{д.у}$
 где $\Delta\sigma_0$ — сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций; $\Delta\sigma_{тр}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами; $\Delta\sigma_3$, $\Delta\sigma_c$ — упрочнение за счет изменения величины зерна и субзерна; $\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение; $\Delta\sigma_{д.у}$ — дисперсионное упрочнение. Пример расчета приведен в работах [12, 13].

В результате аналитической оценки предела текучести металла показано (рис. 7), что в исходном состоянии, после обработки по термическому циклу сварки во II зоне $\sigma_T \sim 541$ МПа. В I зоне этот показатель несколько выше ($\sigma_T \sim 644$ МПа), что может быть связано с более интенсивным деформированием металла при нанесении надреза. В результате циклического нагружения (после 21000 циклов) предел текучести металла повышается как в I, так и во II зоне на 16...20% соответственно до 671 и 771 МПа. Основной вклад в увеличение интегрального значения σ_T вносит упрочнение как за счет измельчения субструктуры ($\Delta\sigma_c \sim 243...283$ МПа), главным образом в структурах бейнита нижнего (до $\Delta\sigma_c \sim 159...188$ МПа), так и дислокационного упрочнения (до $\Delta\sigma_d \sim 230...270$ МПа). Минимальный вклад в упрочнение вносит зеренная структура ($\Delta\sigma_3 \sim 47...57$ МПа) и дисперсионное упрочнение ($\Delta\sigma_{д.у} \sim 31...41$ МПа) (рис. 7).

Следует отметить, что расчетные значения предела текучести металла достаточно хорошо коррелируют со значениями σ_p , полученными при исследовании влияния скорости охлаждения на структуру и свойства стали 10Г2ФБ [2]. При выполнении этих исследований установлено, что при скорости охлаждения $w_{6/5} = 10$ °C/c показатели металла на участке перегрева ЗТВ находятся в пределах 550 МПа.

Значение критического коэффициента интенсивности напряжений (показатель вязкости разрушения) определяли в соответствии с зависимостью Краффта, приведенной в [14]:

$$K_{1c} = (2E\sigma_T\delta_i)^{1/2},$$

где δ_i — раскрытие вершины трещины, мм, полученное по данным фрактографического анализа изломов; E — модуль Юнга, МПа.

Аналитическая оценка критического коэффициента интенсивности напряжений подтвердила закономерность уменьшения показателей K_{1c} , полученных по результатам испытаний образцов из стыковых и тавровых сварных соединений, описанных в работе [11], где показано, что значения вязкости разрушения уменьшаются под надрезом от 47 (исходное состояние) до 35 МПа√м (после 21000 циклов нагружения), т. е. в 1,3 раза (рис. 8), что, по-видимому, связано с общим повышением и неравномерным распределением дислокацион-

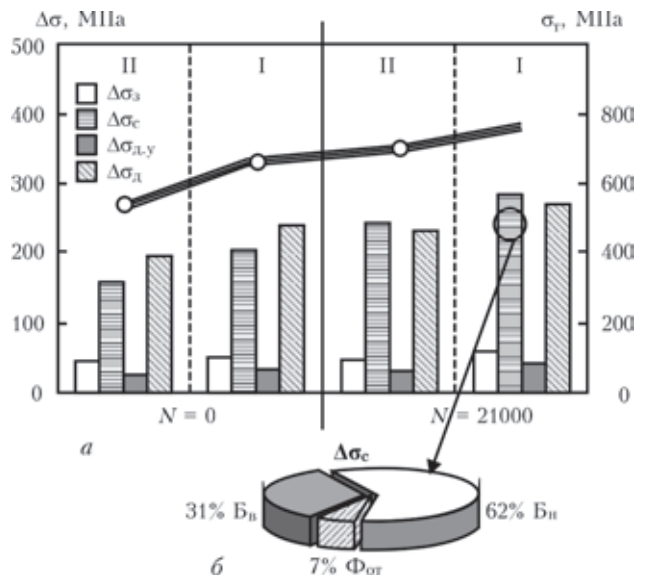


Рис. 7. Вклад отдельных структурных параметров в интегральное упрочнение (а) и структурных составляющих в субструктурное упрочнение (б) металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в исходном состоянии и после 21000 циклов нагружения

ной плотности в структурах бейнита верхнего.

Кроме приведенных выше аналитических оценок вклада структур в изменение прочности и вязкости разрушения металла, определен вклад некоторых структурных факторов таких, как в процессы трещинообразования, и в обеспечение трещиностойкости исследуемых сварных соединений, которые работают в сложных условиях с циклическими нагружениями. Оценки локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в конкретных исследуемых зонах с учетом плотности дислокаций в характерных структурных составляющих выполняли по зависимости, расчет которой приведен в [15]:

$$\tau_{л/вн} = Ebhp/(\pi(1-\nu)),$$

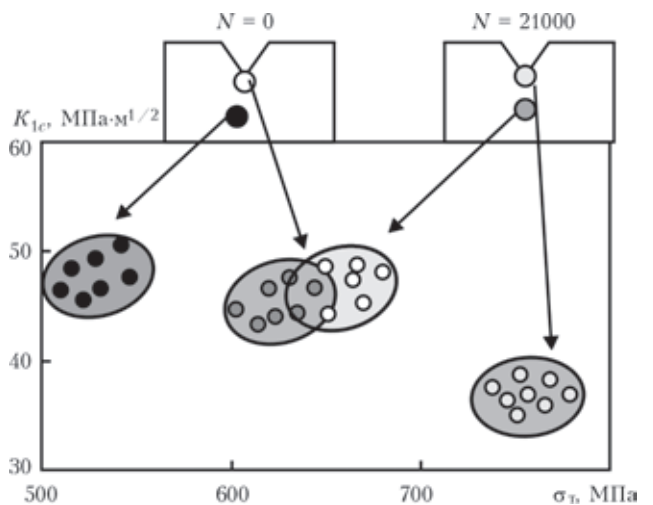


Рис. 8. Взаимосвязь между пределом текучести σ_T и коэффициентом интенсивности напряжений K_{1c} металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в исходном состоянии и после 21000 циклов нагружения

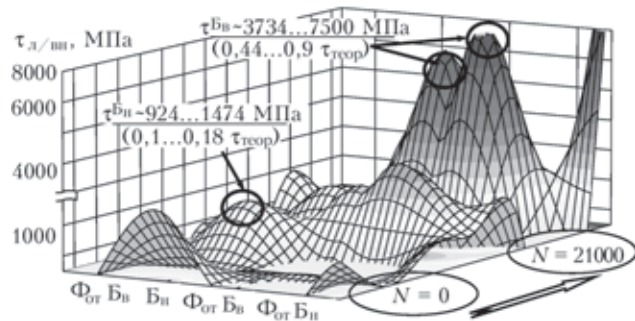


Рис. 9. Расчетные значения локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в различных структурных зонах металла модельных образцов стали 10Г2ФБ в исходном состоянии и после 21000 циклов нагружения

где b — вектор Бюргера; h — толщина фольги, мкм; ν — коэффициент Пуассона.

Как показали исследования дислокационной структуры, при увеличении количества циклов нагружения (до 21000) в исследуемых областях металла формируются, прежде всего в I зоне деформируемого материала, протяженные дислокационные скопления с высокой плотностью дислокаций (до $\rho \sim 2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), которые, как правило, распределяются вдоль цементитных межзеренных границ верхнего бейнита. Уровень локальных внутренних напряжений $\tau_{л/вн}$ в отмеченных дислокационных скоплениях в некоторых случаях достигает значений порядка 3730...7500 МПа (0,44...0,9 от $\tau_{теор}$). Это свидетельствует о том, что области плотных протяженных дислокационных нагромождений отмеченного типа являются потенциальными зонами зарождения и распространения трещин (рис. 9). Иной характер распределения дислокаций в условиях циклических нагружений наблюдается в структурах бейнита нижнего, где плотность дислокаций составляет примерно $(7...9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ при их равномерном распределении во внутренних объемах реек, что соответственно приводит к перераспределению и значительному уменьшению уровня локальных внутренних напряжений до 924...1474 МПа, т. е. примерно до $0,1...0,18 \tau_{теор}$. Последнее свидетельствует о том, что формирование в металле ЗТВ сварных соединений стали 10Г2ФБ структур нижнего бейнита обеспечивает повышение их трещиностойкости, а следовательно, и надежности металлоконструкций, работающих в условиях сложного нагружения.

Выводы

1. В ходе выполненных испытаний металла ЗТВ сварных соединений высокопрочной стали 10Г2ФБ в условиях возрастания усталостных циклических нагружений при параллельном исследовании структурных изменений соответствующих зон металла оптимальным принят надрез глубиной 3,5 мм. При большей глубине надреза

(7,0 мм) трещина усталости образуется без видимых проявлений накопления усталостных повреждений. С уменьшением глубины надреза (1,0 мм) длительность всех предшествующих образованию усталостных трещин процессов существенно увеличивается во времени.

2. Образование трещин усталости сопровождается развитием определенных механизмов пластической деформации, а также накоплением повреждений в виде устойчивых полос скольжения различной конфигурации, экструзий и интрузий, значительно влияющих на свойства сварных соединений.

3. В ходе структурных исследований установлено, что по сравнению с исходным состоянием по мере нарастания количества циклов нагружения (после 7000, 15000 и 21000 соответственно) наблюдается уменьшение как размеров зерен бейнита верхнего на 4; 11 и 20 %, так и размеров зерен бейнита нижнего на 8; 18 и 30 %, а также размеров субструктуры (в 1,4...1,6 раза) при увеличении общей плотности дислокаций (в 1,4...1,5 раза).

4. На основе комплексных исследований, включая оптическую металлографию, растровую и просвечивающую электронную микроскопию, выполнены аналитические оценки вклада формирующихся в процессе циклического нагружения структур на показатели основных эксплуатационных характеристик — прочности, вязкости разрушения, трещиностойкости. По мере нарастания количества циклов нагружения изгибом наблюдается увеличение показателей предела текучести металла ЗТВ примерно на 16...20 %, а преимущественный вклад в увеличение прочностных характеристик вносят субструктурное и дислокационное упрочнения. При этом вязкость разрушения K_{Ic} уменьшается почти в 1,3 раза.

5. При формировании структур типа бейнита нижнего трещиностойкость исследуемых сварных соединений повышается, что обусловлено развитием в сложных условиях нагружения характерной для данного типа структур фрагментации при равномерном увеличении плотности дислокаций, что способствует уменьшению локальных внутренних напряжений до значения $0,1...0,18 \tau_{теор}$.

1. *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках / Под ред. В. И. Труфякова. — Киев: Наук. думка, 1990. — 255 с.*
2. *Горицкий В. М. Диагностика металлов. — М.: Металлургиздат, 2004. — 402 с.*
3. *Исследование процессов деформирования и накопления повреждений в стали 10ГН2МФА при малоцикловом нагружении / А. А. Лебедев, И. В. Маковецкий, Н. Р. Мухоморова, В. П. Швеца // Пробл. прочности. — 2008. — № 2. — С. 2–25.*
4. *Бялонович А. В., Матюхнюк Л. Е. Исследование накопленных усталостных повреждений в сталях с применением фурье-преобразования изображения структуры // Там же. — 2011. — № 6. — С. 136–145.*



5. Горбачев Л. А., Погребняк А. Д. Формирование новых фаз, темных пятен и полос скольжения в малоуглеродистой стали под воздействием циклического деформирования // Металлофизика и новейшие технологии. – 2010. – 32, № 1. – С. 121–132.
6. Эволюция дислокационной структуры и образование микротрещин при усталости перлитно-ферритной стали / В. И. Изотов, В. А. Поздняков, Е. В. Лукьяненко и др. // Физика металлов и металловедение. – 2010. – 110, № 6. – С. 624–627.
7. Кукаренко В. А. Влияние субмикроскопической структуры на циклическую долговечность никель-хромовых дисперсионно-твердеющих сплавов // Там же. – 2009. – 107, № 1. – С. 101–108.
8. Кныш В. В., Соловей С. А., Кузьменко А. З. Влияние предварительного циклического нагружения на эффективность упрочнения сварных соединений высокочастотной проковкой // Автомат. сварка. – 2011. – № 10. – С. 44–48.
9. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Соловей С. А. Повышение циклической долговечности сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями высокочастотной проковкой // Там же. – 2010. – № 10. – С. 41–44.
10. Микроструктурные особенности усталостной повреждаемости и способы повышения долговечности сварных соединений стали 09Г2С / В. Д. Поздняков, В. А. Довженко, С. Б. Касаткин, А. А. Максименко // Там же. – 2012. – № 5. – С. 32–37.
11. Структурные превращения при сварке стали 10Г2ФБ и свойства сварных соединений / В. Д. Поздняков, В. А. Довженко, А. А. Максименко и др. // Там же. – 2010. – № 11. – С. 12–16.
12. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Поздняков и др. // Там же. – 2009. – № 7. – С. 21–29.
13. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17Х2М / Л. И. Маркашова, В. Д. Поздняков, Т. А. Алексеев и др. // Там же. – 2011. – № 4. – С. 7–15.
14. Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii et al. // Materials Sci. – 2012. – 47, № 6. – P. 799–806.
15. Маркашова Л. И., Кушнарева О. С. Влияние структуры на механические свойства металла шва сварных соединений алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Li // Физико-химическая механика материалов. – 2013. – № 5. – С. 112–118.

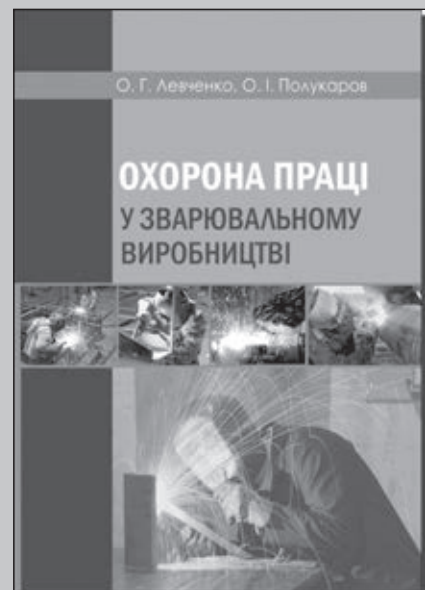
Поступила в редакцию 21.12.2013

О. Г. Левченко, О. І. Полукаров. **ОХОРОНА ПРАЦІ У ЗВАРЮВАЛЬНОМУ ВИРОБНИЦТВІ:** Навч. посібник. — К.: Основа, 2014. — 352 с. Мягкий переплет. Формат 200×290.

Впервые в одном учебном пособии представлены нормативно-правовые и организационные основы охраны труда; характеристика условий труда при выполнении сварочных работ; производственная санитария; безопасность труда и противопожарная безопасность в сварочном производстве. Пособие отвечает программе обучения студентов сварочных специальностей в высших учебных заведениях с подготовкой специалистов по сварке и родственным технологиям, имеет гриф Министерства образования и науки Украины (письмо № 1/11-18194 от 27.11.2013).

Приведены сведения о вредных и опасных факторах сварочного процесса; вредных веществах, образующихся при дуговой сварке; гигиенических характеристиках способов сварки; технологических способах минимизации выделений вредных веществ при сварке; системах вентиляции для рабочих мест сварщиков; проблемах электромагнитной безопасности; средствах индивидуальной защиты и др.

Рассчитано на инженерно-технических работников сварочного производства, специалистов по охране труда, безопасности жизнедеятельности, гигиене и экологии.





ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni–Mn–Cu

В. Ф. ХОРУНОВ, П. Н. ЛОТОЦКИЙ

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

Исследовано влияние состава и способа выплавки никелевых сплавов на структуру и свойства. Плавку производили в среде аргона и под флюсом. Установлено, что плавка в среде аргона никелевых сплавов с высоким содержанием марганца позволяет получать более стабильные по составу слитки, чем при плавке под флюсом. Отмечено, что сплавы рассматриваемой системы склонны к образованию пор. Повышение температуры разливки способствует уменьшению пористости в слитках. Изучена структура слитков с различным содержанием марганца в литом состоянии, после отжига и прокатки. Показано, что при содержании марганца в сплавах до 25 мас. % удается получать слитки с высокой прочностью и пластичностью, которые хорошо поддаются обработке давлением. После прокатки сплавы имеют структуру мелкозернистого твердого раствора. Прочность такого металла достигает 900...950 МПа при относительном удлинении около 40 %. При большем содержании марганца сплавы становятся хрупкими в результате формирования в них интерметаллидных фаз. Библиогр. 8, табл. 3, рис. 7.

Ключевые слова: сплавы системы Ni–Mn–Cu, плавка под флюсом и в инертной среде, структура, механические свойства сплавов, пайка, припой

Известно, что конструкционные материалы на основе железа, как правило, имеют структуру твердого раствора, а припои в большинстве своем – эвтектики, часто имеющие в составе хрупкие фазы. Это противоречие устраняется за счет конструкции паяного соединения, режимов пайки или каких-то специальных приемов. Поэтому разработка припоев на основе твердых растворов является актуальной задачей в течение ряда лет.

Сплавы системы Ni–Mn–Cu достаточно хорошо изучены во многих работах [1–4]. Анализ фазового состава сплавов этой системы показывает [1], что в ней имеются широкие области сплавов со структурой твердого раствора с приемлемой температурой плавления для пайки коррозионно-стойких сталей. В основном это сплавы на основе меди. На базе этой системы построены такие известные припои, как ВПР-2, ВПР-4, ПМ38МЛ, ПМ-17, П65 и др. [5, 6]. Никелевым сплавам этой системы повезло меньше. Из широко применяемых припоев можно назвать американский припой BNi-8, но он эвтектический, имеющий 7 мас. % кремния. В работах [7, 8] изучены сплавы этой системы в области концентраций 7...27 мас. % Mn, 7...27 мас. % Cu, 1...10 мас. % Si, Ni — остальное с целью определения возможности получения эвтектических сплавов с более низким содержанием кремния. Наиболее интересные результаты получены при изучении сплавов системы Ni–24Mn–Cu–Si. И все же разработка припоя со структурой твердого раствора — заманчивая перспектива, но реализовать ее очень сложно. Целью настоящей

работы являлось изучение структуры и свойств никелевых сплавов системы Ni–Mn–Cu в зависимости от состава и технологии выплавки.

Из анализа построенной соответствующей диаграммы состояния (рис. 1) следует, что области интерметаллидных фаз NiMn и Ni₃Mn имеют продолжение в трехкомпонентной системе до определенного содержания меди. Нами исследованы структура и свойства сплавов, лежащих в приграничной области (рис. 1, табл. 1). Как видно из таблицы и приведенных диаграмм, двигаясь по абсциссе 19 мас. % меди, мы должны перейти от сплавов со структурой твердого раствора к структуре с интерметаллидными соединениями.

Плавки выполняли под криолитом. Сплав выливали в чугунную изложницу, а затем опробывали возможность прокатки слитков и исследовали микроструктуру.

Микроструктура слитка № 8 с низким содержанием марганца (20 мас. %) однофазная в литом и отожженном состояниях (рис. 2, а, б). Межкристаллитные границы чистые. С увеличением марганца до 25 мас. % (слиток № 9) в центре слитка в междендритных участках выделяется эвтектическая составляющая и структура становится двухфазной (рис. 2, в). Однако отжиг при температуре 950 °С восстанавливает однофазность структуры по всему объему слитка (рис. 2, г). Сплавы удается прокатать в прутки со стороной 14 мм.

При дальнейшем увеличении содержания марганца (30 мас. % в слитке № 10) количество второй фазы растет, и при 35 мас. % (слиток № 11) она заполняет все пространство между дендритами (рис. 3, а). Анализ тройной диаграммы Ni–



Mn–Cu [2] показывает, что при подобном соотношении компонентов охрупчивание и упрочнение матрицы происходит вследствие упорядочения (или выделения фазы типа NiMn).

В исследуемых сплавах химический состав интерметаллидной фазы, выделяющейся по границам кристаллитов, отличается от выделений внутри матрицы главным образом повышенным содержанием кремния, который является одним из элементов, стабилизирующим упорядоченную матричную фазу. Следовательно, присутствие кремния должно облегчать кристаллизацию сплава в междендритных участках слитка в виде интерметаллидной фазы. В этом случае отожженные сплавы также двухфазны (рис. 3, б) и обладают повышенной твердостью, хрупкостью и при обработке разрушаются по границам кристаллитов.

Кривые, отражающие зависимость микротвердости дендритных и междендритных участков литого металла от содержания марганца, показывают, что при введении в сплав 35 мас. % марганца (слитков № 11) твердости матрицы и интерметаллидных прослоек близки друг к другу или совпадают, что лишним раз позволяет сделать предположение об упорядоченном состоянии матрицы (рис. 4). Кривые имеют характерную площадку твердости дендритов в интервале

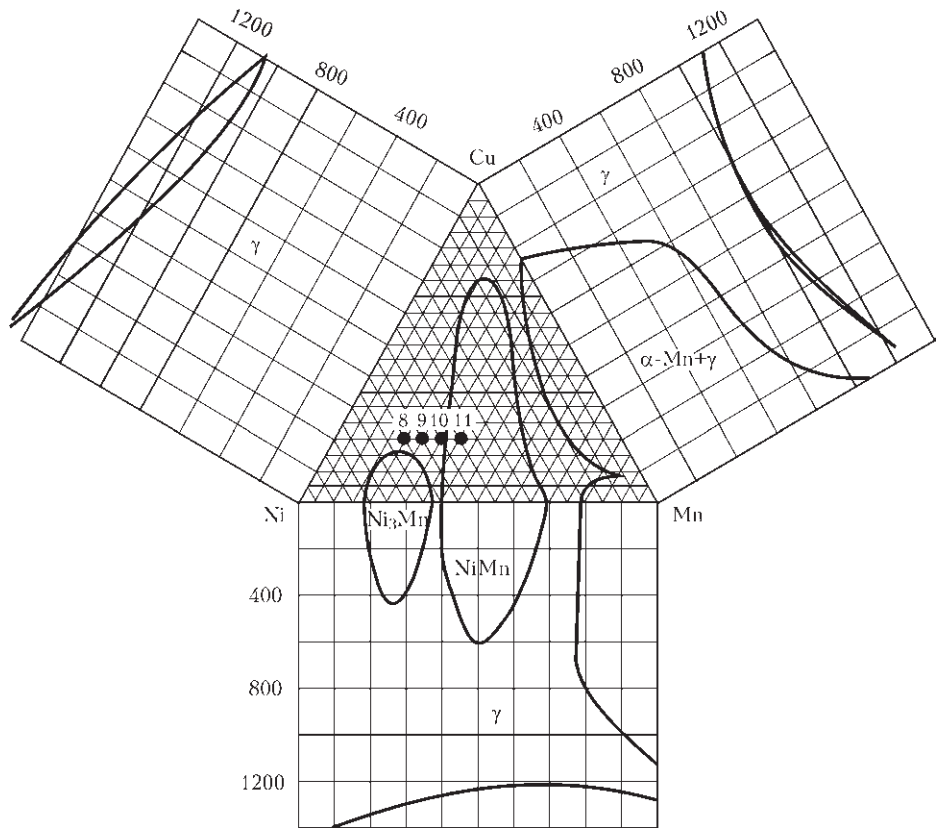


Рис. 1. Фазовые области в сплавах системы Ni–Mn–Cu в сравнении с фазовыми областями в бинарных системах [1]:8–11 — слитки, приведенные в табл. 1

Таблица 1. Химический состав и структура исследуемых сплавов

№ слитка	Химический состав, мас. %					Масса слитков, кг	Количество второй фазы, %	Пористость, %
	Ni	Mn	Cu	Si	Ce			
8	60	20	19	0,9	0,2	5	Нет	18
9	55	25	19	0,9	0,2	5	1,55	10
10	50	30	19	0,9	0,2	5	7,3	9
11	45	35	19	0,9	0,2	5	10,1	1

25...30 % марганца (за исключением кривой, описывающей центральные части слитков).

Присадка с большим количеством марганца и появление упрочняющих фаз должно увеличивать

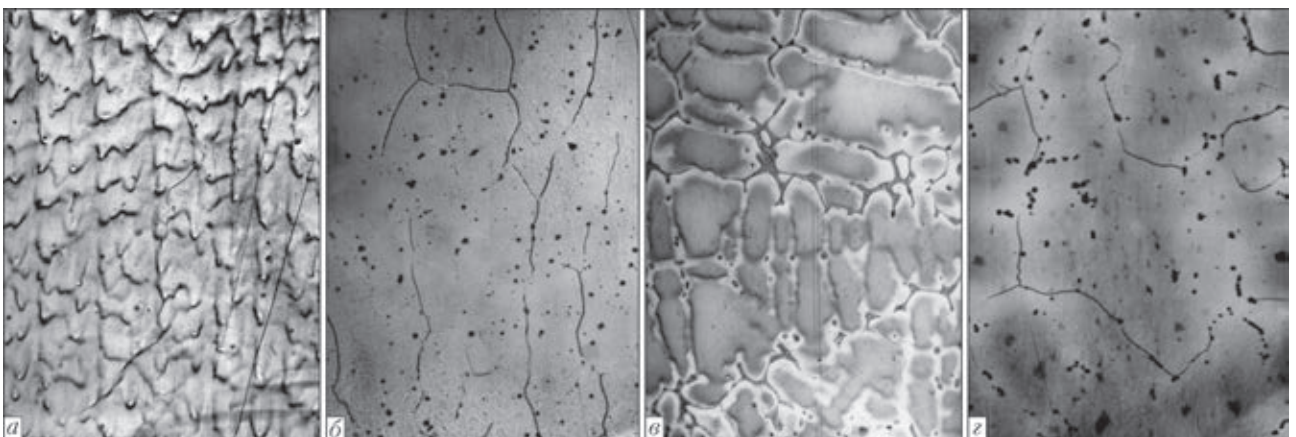


Рис. 2. Микроструктура (×200) слитков сплавов системы Cu–Mn–Ni с 20 мас. % Mn (а, б) и с 25 мас. % Mn (в, з) в литом состоянии (а, в) и после отжига при 950 °С (б, з)

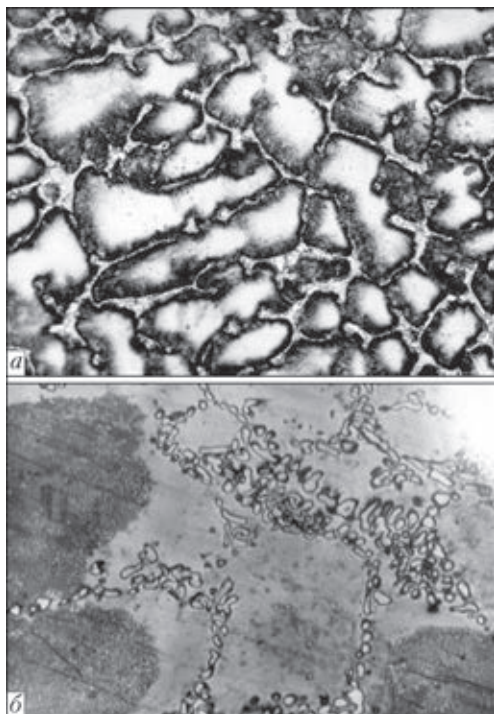


Рис. 3. Микроструктура ($\times 200$) слитков сплавов системы Cu-Mn-Ni с 35 мас. % Mn в литом состоянии (а) и после отжига при 950 °C (б)

угол наклона кривой, что наблюдается на некоторых графиках (рис. 4). Резкое изменение хода кривой при содержании марганца 30 мас. % и выше, безусловно, свидетельствует об интенсивном развитии процесса упрочнения за счет упорядочения.

В соответствии со значениями твердостей находятся и механические характеристики сплавов.

Слитки с малым содержанием марганца легко обрабатываются давлением, пластичны, в то время как с повышением марганца в сплавах падает их пластичность, возрастает сложность обработки. Сплавы с содержанием 35 мас. % марганца разрушаются при механической и электроискровой обработке.

Значительной трудностью при выплавке сплавов с высоким содержанием марганца является появление пористости в слитках, которая проявляется как при плавке под флюсом, так и в аргоне, причем закономерность их появления не установлена, поскольку выплавить большое количество сплавов для статистической оценки очень дорого. Поэтому были поставлены специальные эксперименты с целью определения влияния на появление пор температуры разливки сплавов (табл. 2). Плавки производили под флюсом АНМ-10, применение которого проще, чем криолита.

Жидкий металл был разлит в чугунные изложницы. Полученные слитки

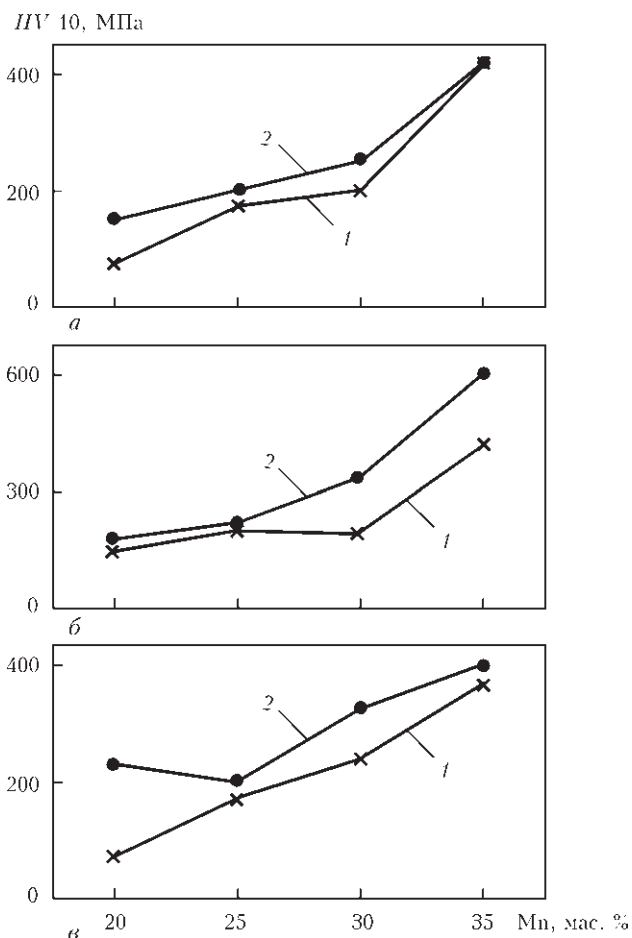


Рис. 4. Зависимость микротвердости дендритных (1) и междендритных (2) участков в слитках от содержания марганца (слитки № 8–11 по табл. 1): а — края слитка; б — промежуточная часть; в — центральная часть слитка

Таблица 2. Химический состав и температура разливки сплавов

№ слитка	Химический состав шихты, мас. %							Масса слитка, кг	Температура разливки, °C
	Ni	Mn	Cu	Si	Cr	Mo	Ce		
12	55	25	19	0,8	-	-	-	5	1300
13	52	25	19	0,8	2	0,75	0,3	22	1200
14	52	25	19	0,8	2	0,75	0,3	22	1250
15	52	25	19	0,8	2	0,75	0,3	22	1300

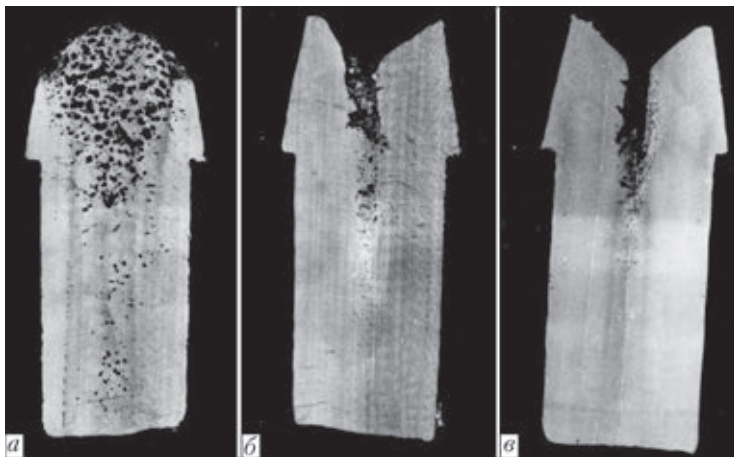


Рис. 5. Продольный разрез слитков сплава системы Ni-Mn-Cu-Si-Cr-Mo-Ce с различной температурой разливки: а — 1200; б — 1250; в — 1300 °C



Таблица 3. Химический состав и механические характеристики опытных исследуемых сплавов

№ слитка	Химический состав, мас. %								Механические характеристики				Защитная среда
	Ni	Mn	Cu	Si	Cr	Mo	Ce	Al	σ_T , МПа	$\sigma_{в'}$, МПа	δ , %	ψ , %	
5	54	25 23,9	20 20	1 0,9	-	-	-	0,8 0,22	615,0	970	39	54	Флюс «криолит»
6	50	30 23,7	19 20,7	-	-	-	0,1	0,8 0,36	453,0	760	40	53	
7	53	25 22,6	19 19,8	1 0,94	2 2,8	0,75 Не обн.	0,3	-	580,0	900	41	50	
2	54,8 52,5	23,8 22,8	20,5 19,9	0,87 0,96	-	-	-	-	-	-	-	-	Аргон (после вакуумирования)
3	54,8 52,5	23,8 23,8	20,5 21,6	0,87 0,71	-	1,5 1,44	-	-	568,0	950	36	48	

Примечание. Второе значение химического состава сплавов является результатом химического анализа.

были разрезаны вдоль и шлифованы по поверхности разреза. Хорошо видно (рис. 5), что пористость слитков уменьшается с повышением температуры разливки, однако значение усадочной раковины возрастает. При исследовании микроструктуры в различных частях слитков также установлена та же закономерность. Естественно, это особенно четко видно, если сравнивать струк-

туры центральной части слитков (рис. 6), поскольку это связано с условиями отвода тепла от жидкого металла и соответственно направлением роста кристаллов.

Полученные результаты положены в основу для проведения дальнейших экспериментов. Так, выплавлено под флюсом и в среде аргона ряд сплавов рассмотренной выше четверной системы

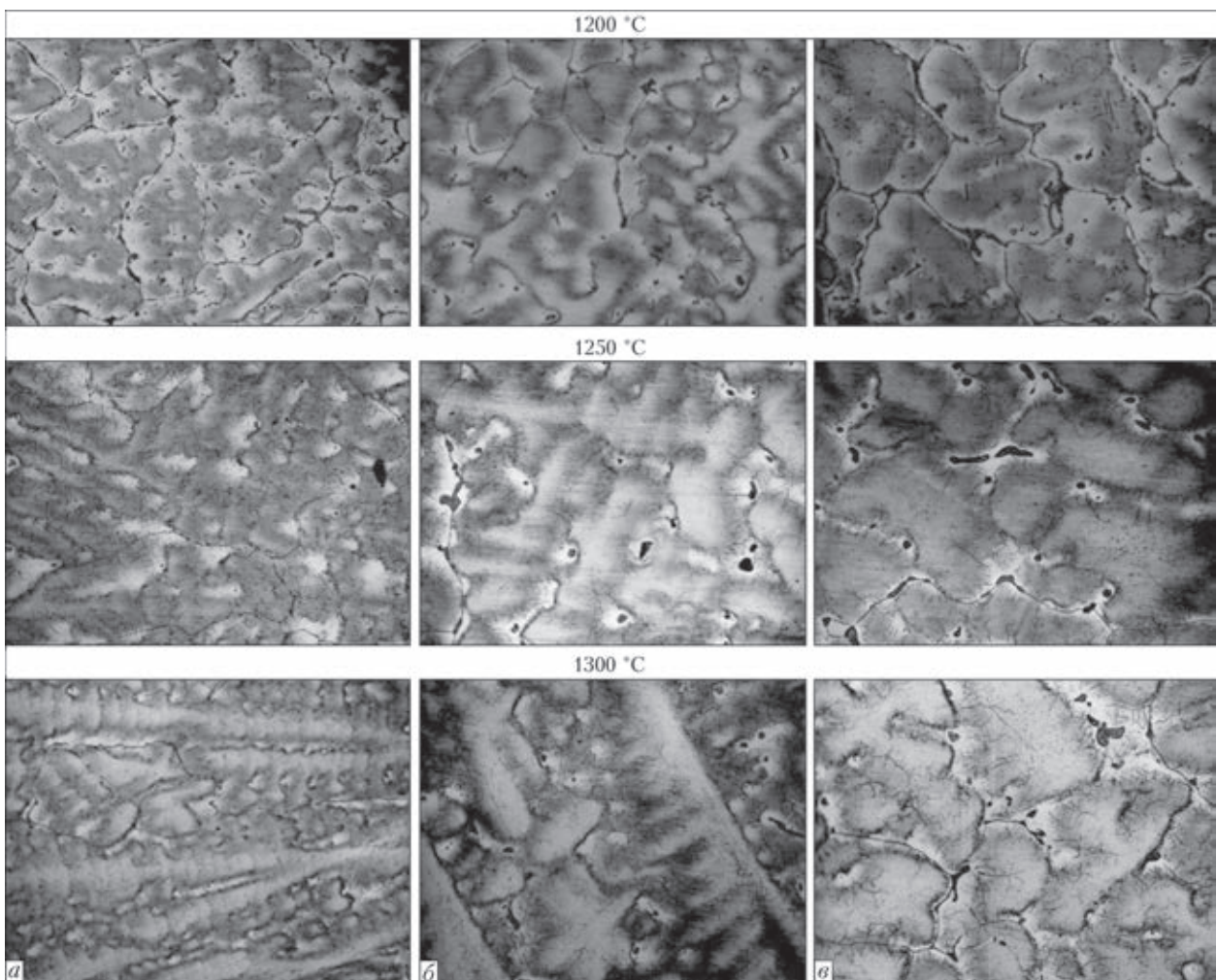


Рис. 6. Микроструктура ($\times 200$) сплавов системы Ni-Mn-Cu-Si-Cr-Mo, разлитых при различной температуре: а — край слитка; б — промежуточная часть; в — центральная часть слитка

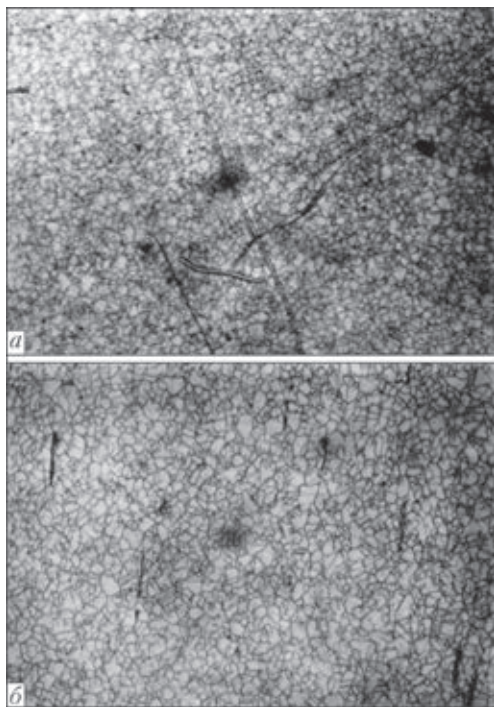


Рис. 7. Микроструктура ($\times 400$) сплава Ni–24,3Mn–22,5Cu–0,64Si, прокатанного в пруток со стороной 14 мм: *a* — структура по плоскости, перпендикулярной направлению прокатки; *б* — структура прутка вдоль направления прокатки

(и с некоторым дополнительным легированием) с содержанием марганца ниже 25 мас. %. Полученные слитки прокатывали в квадрат со стороной 25 или 14 мм, из которых вырезали образцы для металлографических исследований и брали пробы для химического анализа. Результаты экспериментов приведены в табл. 3.

Из данных таблицы вытекает, что потери марганца — элемента с высокой упругостью пара — при плавке в аргоне с предварительным вакуумированием укладываются в 1 мас. %, тогда как при плавке под флюсом наблюдается большой разброс, в отдельных случаях превышающий 5 мас. %.

Присадка небольших количеств алюминия, хрома, молибдена не отражается существенно на механических свойствах выплавляемого металла: получены пластичные, высокой прочности сплавы. Для большинства плавков прочность сплавов на разрыв превышала 90 МПа, а относительное удлинение составляло около 40 %. Структура сплавов — мелкодисперсный твердый раствор; текстура прокатки явно не выражается, однако

зерна поперек прокатки заметно меньше зерен вдоль прокатки.

У рассматриваемых сплавов приемлемый интервал плавления и они могут найти широкое применение в промышленности для пайки сталей различных классов, твердосплавных сплавов и других материалов.

Выводы

1. Плавка в среде аргона (с предварительным вакуумированием) сплавов системы Ni–Mn–Cu с высоким содержанием марганца позволяет получать более стабильные по составу слитки, однако отличие в качестве не столь радикальное, чтобы перекрыть высокую стоимость этого процесса по сравнению с плавкой под флюсом.

2. Никелевые сплавы с высоким содержанием марганца склонны к образованию пористости. Одним из способов борьбы с этим явлением является повышение температуры разливки.

3. При содержании марганца до 25 мас. % получают пластичные, высокой прочности сплавы, которые хорошо поддаются обработке давлением. При большем содержании марганца сплавы становятся твердыми и хрупкими и обработке давлением не поддаются.

4. Припои на базе рассматриваемых сплавов найдут широкое применение для пайки сталей различных классов, твердосплавных и других материалов, в том числе в разнородном сочетании.

1. Салли А. Марганец. — М.: Metallurgizdat, 1959. — 296 с.
2. *Двойные* и многокомпонентные системы на основе меди / Н. Р. Бочвар, Л. С. Гузей, Е. В. Лысова и др. — М.: Наука, 1979. — 247 с.
3. *Чжан-Бао-Чан*. Изучение тройных сплавов Cu–Mn–Ni // Изв. вузов. Цвет. металлургия. — 1958. - № 5. — С. 107–115.
4. *Баженов В. Е.* Изучение кристаллизационных процессов тройных сплавов с целью оценки их склонности к неравновесной кристаллизации. — Автореф. дис. ... канд. техн. наук, 2013. — 25 с.
5. *Справочник по пайке* / Под ред. И. Е. Петрунина. — 3-е изд. — М.: Машиностроение, 2003. — 480 с.
6. *Лашко С. В., Лашко Н. Ф.* Пайка металлов. — 4-е изд. — М.: Машиностроение, 1988. — 376 с.
7. *Хорунов В. Ф.* Основы пайки тонкостенных конструкций из высоколегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 2008. — 240 с.
8. *Хорунов В. Ф., Дорошенко Л. К., Васильев В. Г.* Диаграмма плавкости и структура сплавов системы никель–марганец–медь–кремний // Автомат. сварка. — 1988. — № 9. — С. 32–36.

Поступила в редакцию 14.01.2014



ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА, ПРЕДНАЗНАЧЕННОГО ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

А. А. БАБИНЕЦ, И. А. РЯБЦЕВ, И. А. КОНДРАТЬЕВ, И. И. РЯБЦЕВ, Г. Н. ГОРДАНЬ
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев–150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Усовершенствована методика экспериментальной оценки термической стойкости наплавленных образцов. Новая методика позволяет оценивать характер распространения трещин термической усталости по толщине наплавленного слоя, а также влияние на термическую стойкость образцов наплавки промежуточных слоев различного состава. По разработанной методике проведены исследования влияния наплавки пластичного подслоя проволокой Св-08А на термическую стойкость образцов, наплавленных порошковыми проволоками ПП-Нп-35В9ХЗГСФ и ПП-Нп-25Х5ФМС, которые наиболее широко используются для восстановления и упрочнения стальных валков горячей прокатки. Наплавка пластичного подслоя позволила увеличить общую термическую стойкость наплавленных образцов в 1,2...1,5 раза. Кроме того, установлено, что пластичный подслоя препятствует распространению трещин термической усталости в основной металл, предотвращая, в определенной степени, разрушение наплавленной детали. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавка прокатных валков, многослойная наплавка, пластичный подслоя, термическая стойкость, методика испытаний

Термическая стойкость или стойкость против образования трещин разгара — один из важнейших показателей, определяющих срок службы прокатных валков. Трещины термической усталости появляются на поверхности валков после относительно небольшого количества теплосмен в результате действия циклических термических напряжений, возникающих вследствие несвободного изменения размеров отдельных участков детали при циклических изменениях температуры [1–3].

В настоящее время стальные прокатные валки на большинстве металлургических заводов многократно восстанавливаются методами наплавки, для чего используются материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла типа теплостойких и полутеплостойких инструментальных сталей [1]. При этом перед наплавкой рабочего слоя, как правило, наплавляется пластичный подслоя проволоками типа Св-08А.

Предварительная оценка термической стойкости наплавочных материалов проводится по различным лабораторным методикам, в основе которых лежит многократное повторение циклов нагрева и охлаждения образцов определенных размеров, что приводит к растрескиванию их поверхности. Термическую стойкость по существу методикам, как правило, оценивают по количеству циклов нагрев–охлаждение до появления сетки трещин разгара [4, 5].

Проведенные ранее исследования термической стойкости наплавленного металла типа

35В9ХЗГСФ и 25Х5ФМС [1], наиболее часто применяемого для восстановления стальных валков горячей прокатки, показали, что она составляет 70...200 циклов нагрев–охлаждение до появления развитой сетки термических трещин. Глубина распространения этих трещин в наплавленный слой обычно составляет 0,5...2,5 мм. Дальнейшее увеличение количества циклов нагрев–охлаждение приводит лишь к более полному раскрытию трещин, а глубина трещин практически не увеличивается. Таким образом, при испытаниях по этой методике невозможно оценить развитие трещин термической усталости в глубину наплавленного слоя и влияние подслоя на характер развития трещин термической усталости. При исследовании термической стойкости наплавленного металла необходимо также учитывать структурные изменения, которые могут в нем происходить в результате циклических высокотемпературных воздействий. Необратимые изменения структуры и свойств наплавленного металла в процессе эксплуатации во многом определяют работоспособность и надежность наплавленных прокатных валков.

Цель данной работы заключалась в усовершенствовании методики исследования термической стойкости и изучении характера развития трещин термической усталости в многослойном наплавленном металле. Необходимо было также исследовать структурные превращения в наплавленном металле выбранных типов в результате испытаний его термической стойкости.



Химический состав и твердость наплавленного металла

Тип наплавленного металла	Содержание легирующих элементов, мас. %							Твердость <i>HRC</i>
	C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ (без подслоя)	0,34	0,74	0,60	3,00	9,30	0,43	-	51...53
ПП-Нп-35В9Х3ГСФ + подслоя Св-08А	0,32	0,70	0,56	2,84	9,06	0,40	-	49...51
ПП-Нп-25Х5ФМС (без подслоя)	0,26	0,79	0,64	5,50	-	0,40	1,01	49...51
ПП-Нп-25Х5ФМС + подслоя Св-08А	0,26	0,76	0,64	5,40	-	0,40	0,99	48...50

Для изучения характера развития трещин термической усталости в глубину наплавленного слоя была разработана следующая методика. По результатам предварительных экспериментов для испытаний на термическую стойкость было выбрано фиксированное количество циклов нагрев–охлаждение, равное 200. Это гарантировало появление на поверхности испытуемых образцов развитой сетки трещин разгара, после чего наплавленная поверхность образца шлифовалась до их полного удаления. При этом фиксировалась толщина сошлифованного слоя наплавленного металла и затем образец подвергался повторному термоциклированию с тем же количеством циклов. Операции термоциклирования и шлифовки повторяются до достижения минимально возможной толщины износостойкого слоя, равной 1,5...2,0 мм. Далее образец разрезали по пятну

нагрева и на макрошлифе исследовали глубину и характер распространения трещин термической усталости.

Эту методику использовали при исследовании развития трещин термической усталости в металле, наплавленном порошковыми проволоками ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-25Х5ФМС без и с подслоем, наплавленном сплошной проволокой Св-08А. В качестве основного металла использовали сталь 40Х. Заготовки для последующего изготовления образцов для испытания термической стойкости наплавливали по двум схемам:

- наплавка порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3ГСФ или ПП-Нп-25Х5ФМС в четыре слоя без подслоя;

- наплавка подслоя проволокой Св-08А в два слоя и последующая двухслойная наплавка порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3ГСФ или ПП-Нп-25Х5ФМС.

После наплавки заготовки замедленно охлаждались под слоем флюса. Общая толщина наплавленного слоя во всех случаях была примерно одинаковой и составляла примерно 10 мм. Химический состав металла, наплавленного порошковыми проволоками ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-25Х5ФМС, приведен в таблице. Из заготовок вырезали образцы для исследования термической стойкости наплавленного металла размерами 40×40×40 мм. Наплавленная поверхность образцов шлифовалась.

Исследование термической стойкости образцов по усовершенствованной методике проводили на блочно-модульной установке для испытаний различных свойств наплавленного металла [5]. Наплавленная поверхность образцов периодически нагревалась газовым резаком до 800 °С за 11 с (диаметр пятна нагрева около 15 мм), а затем охлаждалась проточной водой до 70...80 °С за 8 с.

Для образца, наплавленного проволокой ПП-Нп-35В9Х3ГСФ без подслоя, была характерна сильно развитая сетка разгара (рис. 1, а). После проведения 200 циклов нагрев–охлаждение проводили перешлифовку до полного удаления сетки трещин. Всего было проведено 800 циклов и три перешлифовки образца, при этом сьем металла за каждую из них составлял 1,3...1,8 мм. При достижении толщины наплавленного слоя около 2 мм испытания были прекращены, образец разрезан и изготовлен макрошлиф. На рис. 2, а видно, как

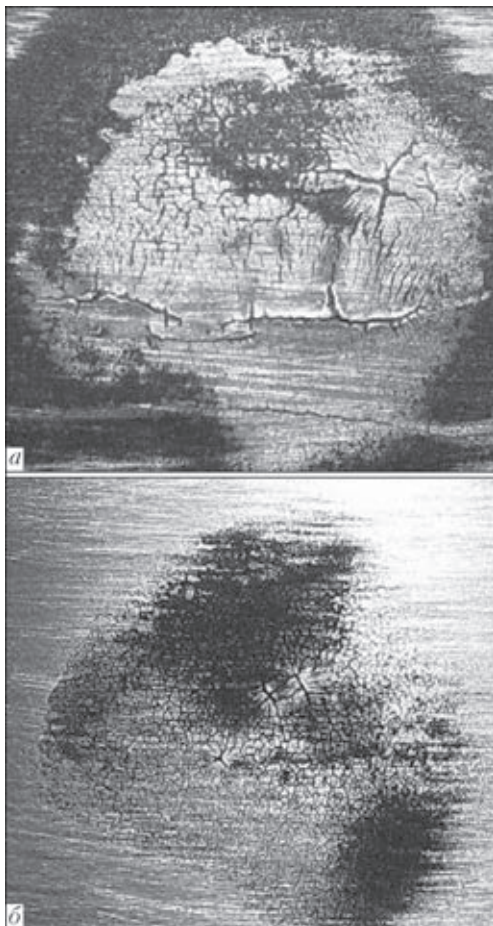


Рис. 1. Внешний вид поверхности образцов, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3ГСФ без подслоя (а) и с подслоем, наплавленным проволокой Св-08А (б), после испытания на термическую стойкость

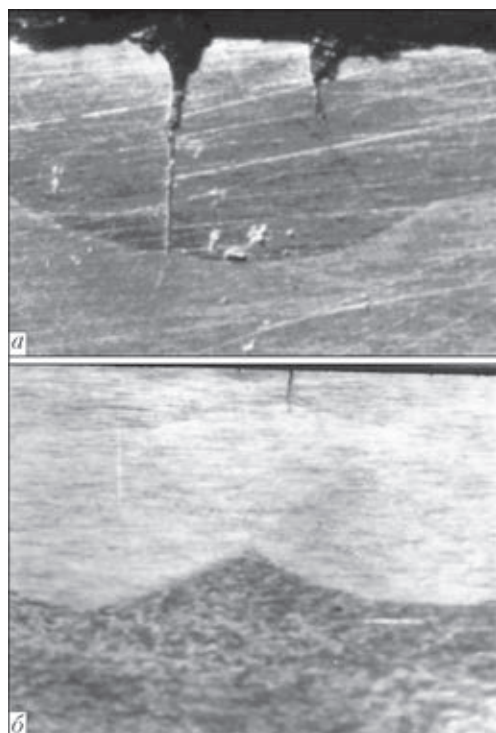


Рис. 2. Макрошлифы поперечного сечения образцов, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-35В9Х3ГСФ без подслоя (а) и с подслоем, наплавленным проволокой Св-08А (б), после испытаний на термическую стойкость

наиболее крупная трещина переходит из наплавленного металла в основную.

В образце, наплавленном проволокой ПП-Нп-35В9Х3ГСФ по подслою Св-08А, наблюдалась значительно менее выраженная сетка трещин (рис. 1, б), меньшей была их глубина. Это сказалось на величине съема металла за каждую перешлифовку — 0,4...1,1 мм. По-видимому, наплавка пластичного подслоя привела к снижению остаточных наплавочных напряжений в рабочем слое и его термическая стойкость увеличилась [6]. Учитывая меньший однократный съем поврежденного металла, общее количество циклов нагрев–охлаждение было доведено до 1200, т. е. в 1,5 раза больше, чем у образца без подслоя. После достижения минимально возможной толщины износостойкого слоя образец был разрезан и изготовлен макрошлиф (рис. 2, б). Отчетливо видно, что трещина проходит через износостойкий слой и тормозится в низкоуглеродистом подслое.

Аналогичные результаты получены при испытании образцов, наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС без и с подслоем, наплавленным проволокой Св-08А. Единственное отличие — более высокая термостойкость наплавленного металла 25Х5ФМС [1] — привела к тому, что съем металла после каждых 200 циклов нагрев–охлаждение был относительно невелик, в результате значительно увеличилось общее количество циклов испытаний. И в этом случае наплавка

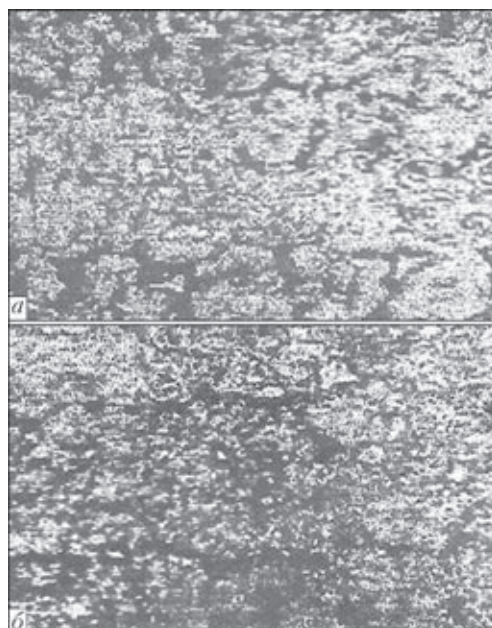


Рис. 3. Микроструктура ($\times 400$) наплавленного металла 35В9Х3ГСФ до (а) и после (б) испытания на термическую стойкость

подслоя привела к увеличению термической стойкости наплавленного рабочего слоя. При наплавке без подслоя общее количество циклов нагрев–охлаждение составило 2000, а съем металла после каждых 200 циклов составил 0,4...0,6 мм. При наплавке с подслоем Св-08А толщина сошлифованного слоя после каждых 200 циклов испытаний составляла около 0,2...0,3 мм. Учитывая небольшой съем материала после каждого цикла испытаний, на этом образце удалось провести 2400 циклов испытаний, т. е. в 1,2 раза больше, чем у образца без подслоя.

Таким образом, можно считать, что наплавка подслоя Св-08А позволяет увеличить общую термическую стойкость образцов, наплавленных порошковыми проволоками ПП-Нп-25Х5ФМС и ПП-Нп-35В9Х3ГСФ в 1,2...1,5 раза.

Характер распространения трещин в наплавленном металле 25Х5ФМС был аналогичен характеру распространения трещин в наплавленном металле 35В9Х3ГСФ. При наплавке без подслоя трещины термической усталости переходили в основную металл, а при наплавке с пластичным подслоем трещины тормозились в этом слое. Была исследована микроструктура наплавленного металла типа 35В9Х3ГСФ и 25Х5ФМС до и после испытаний на термическую стойкость. Микроструктуру металла после наплавки исследовали в последнем наплавленном слое, а после испытаний термостойкости — в зоне термоциклирования (расположения термических трещин) на расстоянии примерно 10...20 мкм от поверхности наплавленного слоя.

Микроструктура наплавленного металла 35В9Х3ГСФ до и после испытаний показана

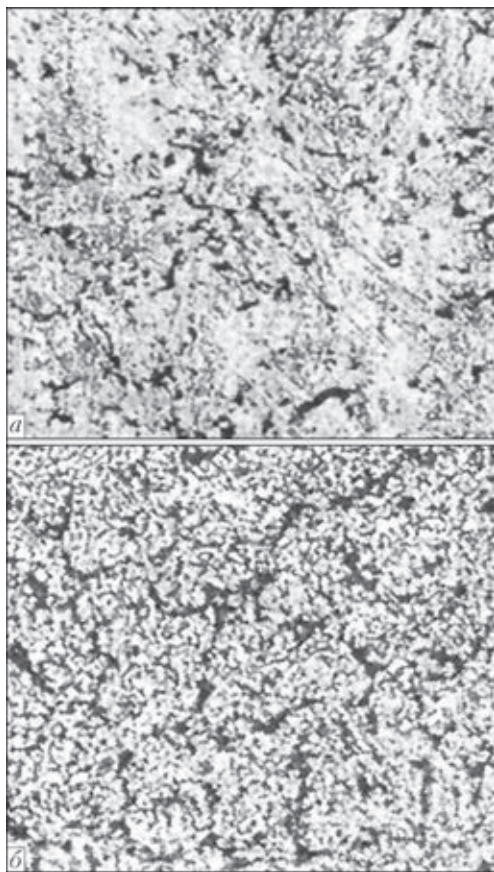


Рис. 4. Микроструктура ($\times 400$) наплавленного металла 25X5ФМС до (а) и после (б) испытания на термическую стойкость

на рис. 3. Металл 35В9Х3ГСФ непосредственно после наплавки имеет мартенситную структуру с микротвердостью HV 5140 МПа, а по границам полигонизации обнаружены выделения остаточного аустенита и незначительное количество эвтектики (рис. 3, а). После испытаний на термическую стойкость отмечен распад мартен-

ситной составляющей (HV 3090 МПа), при этом сохранялись небольшие участки остаточного аустенита (рис. 3, б).

Также была исследована микроструктура наплавленного металла 25X5ФМС до и после испытаний на термическую стойкость (рис. 4). Было установлено, что непосредственно после наплавки структура наплавленного слоя представляет собой мелкоигольчатую мартенситно-бейнитную смесь (HV 3860...4120 МПа), границы полигонизации сформированы нечетко. Там, где они сформировались, заметны выделения карбидной эвтектики (рис. 4, а).

После испытаний на термическую стойкость (рис. 4, б) в наплавленном металле типа 25X5ФМС произошли структурные изменения, свидетельствующие о коагуляции и сфероидизации карбидов. Произошел распад мартенсита, а также частичный распад эвтектики по границам полигонизации, что привело к снижению микротвердости матрицы наплавленного металла до HV 2210 МПа.

Исследования микроструктуры показали, что в результате многократного термоциклирования в поверхностном слое наплавленного металла обоих типов происходят структурные изменения, приводящие к его разупрочнению. Это подтвердили и результаты рентгеноструктурного анализа. Например, в металле типа 35В9Х3ГСФ после термоциклирования содержание α -фазы увеличилось с 84 до 87 % вследствие появления ферритной составляющей. При этом напряжения сжатия II рода возросли от 0,27 до 0,44 ГПа.

Проведено микрорентгеноспектральное исследование на анализаторе «Сameбах SX50» распределения основных легирующих элементов в структуре наплавленных образцов до и после испытаний на термическую стойкость на глубине до 20 мкм от поверхности наплавки параллельно ей в автоматическом режиме с интервалом 2...99 мкм вдоль фронта сетки трещин разгара. На рис. 5 приведены результаты исследований наплавленного металла типа 35В9Х3ГСФ. Распределение основных легирующих элементов в наплавленном металле было практически равномерным (рис. 5, а) и оставалось примерно таким же и после испытаний на термическую стойкость, за исключением одного момента — в зоне трещины термической усталости отмечено резкое снижение содержания легирующих элементов (рис. 5, б), вероятно, из-за их окисления.

Таким образом, в результате многократного нагрева и охлаждения в поверхностном слое наплавленного металла типа штамповой стали не зафиксирована диффузия основных легирующих элементов, но отмечены изменения структу-

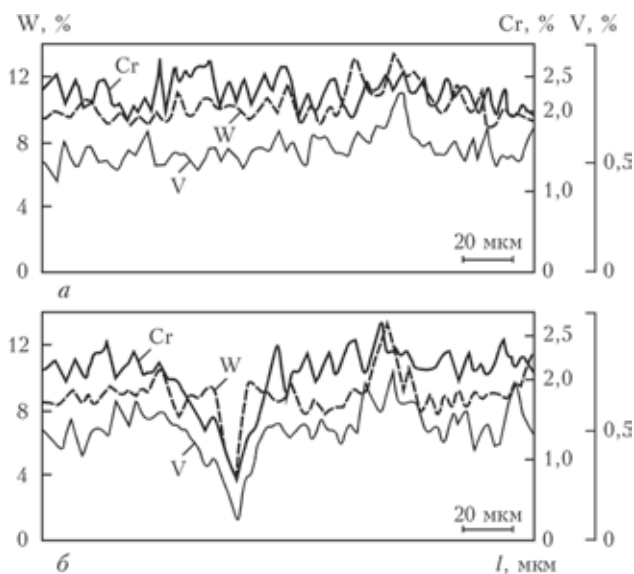


Рис. 5. Распределение основных легирующих элементов в наплавленном металле 35В9Х3ГСФ до (а) и после (б) испытания на термическую стойкость



ры, приводящие к разупрочнению наплавленного металла.

Проведенные исследования показали положительное влияние пластичного подслоя на термическую стойкость наплавленного металла типа 35В9Х3ГСФ и 25Х5ФМС. Вследствие более благоприятного распределения остаточных напряжений при наплавке не только увеличивается термическая стойкость наплавленного рабочего слоя, но и пластичный подслоя препятствует распространению трещин в основной металл, предотвращая, в определенной степени, разрушение наплавленной детали.

Выводы

1. Усовершенствована методика экспериментальной оценки термической стойкости наплавленных образцов. Новая методика позволяет оценивать характер распространения трещин термической усталости по толщине наплавленного слоя, а также влияние на термическую стойкость образцов наплавки промежуточных слоев различного состава.

2. По усовершенствованной методике проведены исследования влияния наплавки пластичного подслоя проволокой Св-08А на термическую стойкость образцов, наплавленных порошковы-

ми проволоками ПП-Нп-35В9Х3ГСФ и ПП-Нп-25Х5ФМС, которые используются для восстановления и упрочнения стальных валков горячей прокатки. Наплавка пластичного подслоя позволила увеличить общую термическую стойкость наплавленных образцов в 1,2...1,5 раза. Кроме того, установлено, что пластичный подслоя препятствует распространению трещин термической усталости в основной металл, предотвращая, в определенной степени, разрушение наплавленной детали.

1. *Рябцев И. А., Кондратьев И. А.* Механизированная наплавка деталей металлургического оборудования. – Киев: ЕкоТехнологія, 1999. – 62 с.
2. *Дульнев П. А., Котов П. И.* Термическая усталость металлов. – М.: Машиностроение, 1980. – 200 с.
3. *Баландин Ю. Ф.* Термическая усталость металлов в судовом энергомашиностроении. – Л.: Судостроение, 1967. – 272 с.
4. *Тылкин М. А.* Повышение долговечности деталей металлургического оборудования. – М.: Металлургия, 1971. – 608 с.
5. *Рябцев И. И., Черняк П. Ф., Осин В. В.* Блочная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 18–20.
6. *Сенченков И. К., Червинко О. П., Рябцев И. А.* Численное моделирование напряженно-деформированного и микроструктурного состояния вала горячей прокатки в процессе многослойной наплавки и эксплуатации // Математичні проблеми технічної механіки: Зб. наук. праць. – Дніпродзержинськ, 2013. – Вип. 2(22). – С. 139–144.

Поступила в редакцию 05.02.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

Сварочные материалы. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2014. — 168 с.

Сборник включает 28 статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за период 2011–2013 гг., по проблемам разработки, изготовления и применения сварочных материалов, включая покрытые электроды, порошковые проволоки и ленты, сварочные флюсы, а также материалы для наплавки.

Представлены обзоры состояния производства агломерированных флюсов, материалов для электродуговой сварки, газотермического напыления, наплавки лентами. Приведена справочная информация о производителях сварочных материалов в Украине.

Предназначен для научных сотрудников, инженеров и технологов, занимающихся сварочными технологиями и их применением.





ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ ТОНКОЛИСТОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ПРОКОВКОЙ

В. В. КНЫШ, И. Н. КЛОЧКОВ, М. П. ПАШУЛЯ, С. И. МОТРУНИЧ

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

Работа посвящена экспериментальному исследованию закономерностей сопротивления усталости тонколистовых ($\delta = 2 \dots 3$ мм) сварных соединений алюминиевых сплавов средней и высокой прочности, выполненных способом импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом (ИДСПЭ) в инертных газах, а также установлению эффективности повышения их циклической долговечности путем использования технологии высокочастотной механической проковки (ВМП) по установленным параметрам упрочнения. На основе измерения микротвердости, локальных геометрических параметров шва и угловой остаточной деформации установлены эффективные параметры упрочнения с использованием технологии ВМП тонколистовых сварных соединений алюминиевых сплавов средней и высокой прочности с помощью портативного ручного оборудования USP-300. Исследовано влияние ВМП металла перехода шва к основному металлу на изменение коэффициента концентрации напряжений, остаточных сварочных напряжений и структуры поверхностного слоя стыковых соединений алюминиевых сплавов малых толщин. Показано, что увеличение радиуса сопряжения шва с основным металлом и устранение угловой остаточной деформации отгибанием после обработки ВМП обеспечивает снижение коэффициента концентрации напряжений в соединениях в 1,35...1,49 раза. Установлено, что долговечность на базе испытаний $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений для упрочнённых стыковых соединений сплава Д16Т увеличивается в 5 раз, для сплава АМг6 — в 4 раза и для сплава 6061-Т6 — в 7 раз по сравнению с исходным после сварки состоянием. Приведены рекомендации для эффективного упрочнения ВМП тонколистовых сварных соединений с целью повышения их циклической долговечности и устранения остаточных сварочных деформаций. Библиогр. 16, табл. 2, рис. 11.

Ключевые слова: сварное соединение, многоцикловая усталость, алюминиевые сплавы, циклическая долговечность, высокочастотная механическая проковка, импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом, повышение сопротивления усталости.

Применение алюминиевых сплавов как конструкционных материалов для изготовления облегченных конструкций различного назначения определили их физические, прочностные, технологические и эксплуатационные свойства [1–4]. Тонколистовые сварные конструкции из алюминиевых сплавов с высокими показателями прочности и долговечности широко используются в аэрокосмической промышленности, строительстве, транспортном машиностроении и т. п. Накоплен значительный опыт по применению алюминиевых сплавов в тонколистовых сварных конструкциях различного назначения, который показал, что проблема обеспечения их требуемой долговечности при работе в условиях переменного нагружения остается актуальной [4, 5]. С целью решения этой проблемы ведутся постоянные работы по усовершенствованию сварочных материалов, внедрению новых способов сварки, применению различных конструктивных решений узлов конструкций и послесварочных обработок [5–7].

Одной из перспективных технологий, позволяющей решать вопросы повышения производительности

сварки алюминиевых сплавов с одновременным снижением их разупрочнения и улучшения качества сварных соединений является высокопроизводительная импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (ИДСПЭ) в инертных газах [8, 9]. Однако в соответствии с ГОСТ 14806–80, разработанным в начале 1970-х годов и действующем до настоящего времени, процесс сварки плавящимся электродом алюминиевых сплавов может применяться только для элементов толщиной не менее 3 мм для стыковых соединений и не менее 4 мм для нахлесточных соединений. Современные импульсные источники питания с синергетическим управлением процесса сварки плавящимся электродом позволяют расширить диапазоны толщин свариваемых металлов в сторону меньших их значений при правильно отработанных режимах процесса ИДСПЭ. Однако на практике создание качественных соединений малых толщин с использованием технологии ИДСПЭ может оказаться недостаточным для обеспечения требуемой циклической долговечности сварных соединений элементов конструкций из алюминиевых сплавов средней и



высокой прочности без применения послесварочных упрочняющих обработок. Одной из современных высокопродуктивных технологий упрочнения сварных металлоконструкций является высокочастотная механическая проковка (ВМП), основанная на использовании энергии ультразвука для поверхностного пластического деформирования (ППД) материала [10]. Следует отметить, что для стыковых тонколистовых ($\delta \leq 3$ мм) сварных соединений алюминиевых сплавов данные о применении ВМП в мировой и отечественной литературе отсутствуют.

Целью настоящей работы является экспериментальное определение эффективных параметров обработки технологией ВМП тонколистовых стыковых сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6, Д16Т и 6061-Т6, выполненных ИДСПЭ в инертных газах, установление закономерностей повышения сопротивления усталости и циклической долговечности упрочненных соединений.

При отработке режимов сварки стыковых соединений применяли исследуемые сплавы толщиной 2 мм и сварочную проволоку СвАМг6 (ГОСТ 7871–75) диаметром 1,2 мм. В качестве защитного газа использовали аргон высшего сорта. Автоматическую импульсно-дуговую сварку плавящимся электродом выполняли от сварочной установки «Fronius TPS-2700» и «Fronius TPS-450». Перед сваркой поверхность металла зачищали шабером на глубину 0,03...0,08 мм. Угол наклона сварочной горелки составлял 10...15°, расстояние от сопла горелки до свариваемого металла 8...12 мм, длина дуги (расстояние между металлом и торцом проволоки) 3...5 мм, расход аргона 20 л/мин. Сварку стыковых соединений выполняли на съемных подкладках из нержавеющей стали с канавками для формирования корневой выпуклости шва шириной 2 мм и глубиной 0,8 мм, что обеспечивало хорошее обратное формирование шва. Геометрические параметры швов (ширину b и высоту h усиления шва на поверхности сварного соединения) определяли на поперечных макрошлифах. Геометрические параметры выпуклости корня швов практически соответствовали размерам формирующих канавок подкладок. Значения погонной энергии процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом рассчитывали по формуле $q_{п} = K_{эф} I_{св} U_{д} / v_{св}$, кДж/см, где $K_{эф}$ — эффективный КПД дуги (0,72 для аргона). Расчеты показали, что при поддержании одинаковой глубины проплавления металла толщиной 2 мм повышение скорости сварки в 3 раза (например, с 20 до 60 м/ч) требует увеличения силы сварочного тока в 1,5 раза и повышения напряжения на дуге в 1,15 раза, но в конечном итоге это приводит

к снижению в 1,6 раза погонной энергии процесса сварки [11]. Такое снижение энергии уменьшает разупрочнение сварных соединений алюминиевых сплавов средней и высокой прочности, что способствует повышению их сопротивления усталости.

Известно, что основными факторами, определяющими сопротивление усталости сварных соединений конструкционных материалов, являются концентрация напряжений, обусловленная формой соединения, и остаточные сварочные напряжения (ОСН), вызванные термопластическими деформациями, возникающими в процессе остывания [5, 10, 12]. В этой связи определяли значения коэффициента концентрации напряжений (ККН), измеряли уровни и устанавливали закономерности распределения ОСН в стыковых сварных соединениях исследуемых алюминиевых сплавов.

Для количественного определения ККН необходимы данные о реальной геометрии сварного соединения. В стыковых сварных соединениях максимальные напряжения действуют в зонах сопряжения поверхности шва с основным металлом при поперечном к шву действии нагрузки и зависят преимущественно от таких параметров геометрии соединения, как радиус r и угол θ галтельной поверхности (рис. 1, а). К числу основных геометрических параметров стыковых швов, определяющих концентрацию напряжений, относятся также ширина b и e и высота h и g выпуклости с лицевой и корневой сторон шва. В тонколистовых сварных стыковых соединениях алюминиевых сплавов, для которых свойственна угловая деформация свариваемых листов γ (угловое перемещение в зоне сварного соединения, обусловленное поворотом одной свариваемой пластины относительно другой), ККН зависит также от величины угловой деформации (рис. 1, б).

Значения ККН стыковых соединений определяли по формуле Стаканова—Коростылева—Рыбина [13]:

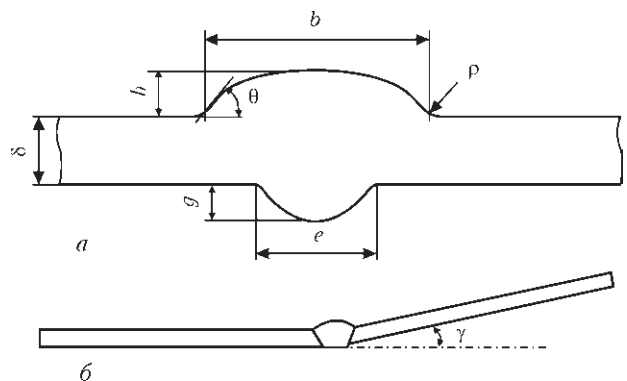


Рис. 1. Параметры, определяющие значения ККН стыковых сварных соединений: а — геометрические параметры соединения; б — угловая деформация стыкового соединения



Таблица 1. Геометрические параметры профиля швов стыковых сварных соединений ($\delta = 2$ мм), выполненных ИДСПЭ

Сплав	Сторона обработки соединения	ρ , мм	θ , град	b , мм	h , мм	$\gamma_{\text{ср}}$, град	α_{σ}
Д16Т	Лицевая	0,39/0,11	24/4	5,33/0,15	1,19/0,12	3	1,66/0,21
	Корневая	0,33/0,08	29/2	3,46/0,15	1,00/0,15		1,82/0,26
АМг6	Лицевая	0,55/0,21	35/9	6,59/0,19	1,34/0,16	2	1,68/0,14
	Корневая	0,31/0,16	34/13	3,72/0,47	1,10/0,18		1,78/0,48
6061-Т6	Лицевая	1,01/0,32	28/3	7,20/0,46	1,23/0,17	2	1,61/0,21
	Корневая	0,37/0,21	51/10	4,70/0,65	1,37/0,21		1,88/0,27

Примечание. Здесь и в табл. 2 числитель — средние значения; знаменатель — их среднеквадратическое отклонение.

$$\alpha'_{\sigma} = 1 + \left[\frac{\rho}{\sin \theta} \left(\frac{2}{\delta} + \frac{4}{b} + \frac{0,8}{h} \right) \right]^{-0,5} \quad (1)$$

Область применимости выражения (1) охватывает диапазоны размеров выпуклости шва [14]: $\rho/\delta = 0,01 \dots 0,1$; $h/\delta = 0,1 \dots 0,2$; $\theta = 15 \dots 30^\circ$; $b/\delta = 0,15 \dots 2,8$. ККН вследствие угловой деформации определяли по формуле Д. Колчен [15]:

$$K_{\gamma} = 1 + 3,1 \frac{\sin \gamma}{\delta}, \quad (2)$$

где δ — толщина свариваемых пластин.

Общий ККН в стыковом соединении с учетом угловой деформации определяли по формуле

$$\alpha_{\sigma} = \alpha'_{\sigma} K_{\gamma}. \quad (3)$$

Выявлено, что для всех исследуемых материалов при толщине свариваемых пластин 2 мм угол γ колебался в пределах $2 \dots 5^\circ$, а соответствующие им значения ККН вследствие угловой деформации K_{γ} составили $1,04 \dots 1,14$. Для измерения геометрических параметров швов выбрали способ профилометрии. При реализации этого метода использовали разработанный в Институте электросварки портативный профилометр и инструментальный микроскоп БМИ-1, оснащенный головкой с механическим индикатором и конусным наконечником. По результатам измерений с использованием компьютерной обработки строили в увеличенном масштабе профили поверхностей соединений. Результаты измерения геометрических параметров типовых профилей стыковых соединений исследуемых алюминиевых сплавов представлены в табл. 1. Установленные значения теоретического ККН находятся в диапазоне $1,61 \dots 1,68$ для лицевой и $1,78 \dots 1,88$ для корневой стороны шва.

Измерения ОСН в сварных пластинах исследуемых сплавов со сварным швом в среднем сечении пластины проводили неразрушающим акустическим методом [16]. На рис. 2 показана зависимость максимального уровня остаточных напряжений от ширины сварных пластин сплавов 6061-Т6 и АМг6, а на рис. 3 — распределение остаточных напряжений в сварной пластине сплава АМг6 размерами $600 \times 600 \times 2$ мм, измерен-

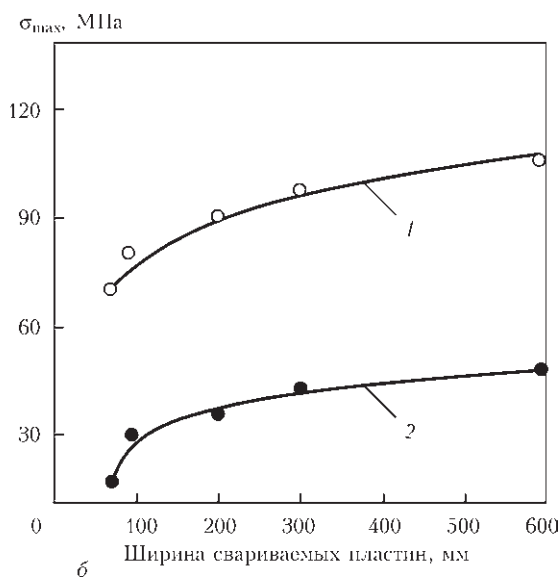
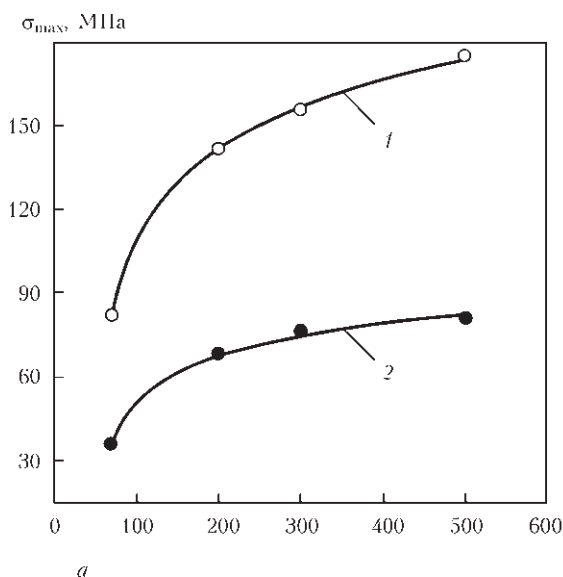


Рис. 2. Зависимость максимального уровня остаточных напряжений от ширины сварных пластин толщиной 2 мм: а — сплав 6061-Т6 ($\sigma_{0,2} = 262$ МПа); б — АМг6 ($\sigma_{0,2} = 200$ МПа); 1 — продольные σ_x ; 2 — поперечные σ_y



Таблица 2. Значения ККН стыковых соединений, выполненных ИДСПЭ до упрочнения α_σ и после упрочнения ВМП $\alpha_\sigma^{упр}$

Сплав	Страна обработки соединения	α_σ	$\alpha_\sigma^{упр}$	$\alpha_\sigma / \alpha_\sigma^{упр}$
АМг6	Лицевая	1,68/0,14	1,13/0,07	1,49
	Корневая	1,78/0,48	1,21/0,06	1,47
6061-Т6	Лицевая	1,61/0,21	1,19/0,12	1,35
	Корневая	1,88/0,27	1,27/0,11	1,48
Д16Т	Лицевая	1,66/0,21	1,16/0,10	1,43
	Корневая	1,82/0,26	1,13/0,11	1,39

ные вдоль стыкового шва на расстоянии 2 мм от зоны сплавления. Видно, что при использовании ИДСПЭ в инертных газах для сварки тонколистовых ($\delta = 2$ мм) алюминиевых сплавов максимальные уровни значений продольных к шву остаточных напряжений достигают $(0,4 \dots 0,5)\sigma_{0,2}$, а поперечные остаточные напряжения, действующие как правило вдоль направления приложения внешнего силового нагружения в два раза ниже $(0,2 \dots 0,25)\sigma_{0,2}$. С увеличением ширины свариваемых пластин максимальный уровень поперечных остаточных напряжений практически стабилизируется при ширине более 200 мм.

Эффективные параметры обработки стыковых соединений технологией ВМП без нарушения их геометрической стабильности определяли при односторонней проковке цельной пластины алюминиевого сплава Д16Т размерами $300 \times 100 \times 2$ мм. Стандартными бойками диаметрами 2, 3 и 5 мм обрабатывали поверхность металла вдоль линии по центру пластины и измеряли при этом угол γ отклонения плоскости пластины относительно исходного состояния. По результатам измерений построили экспериментальные зависимости изменения угла отклонения от линейной скорости перемещения рабочего инструмента вдоль обрабатываемой поверхности (рис. 4).

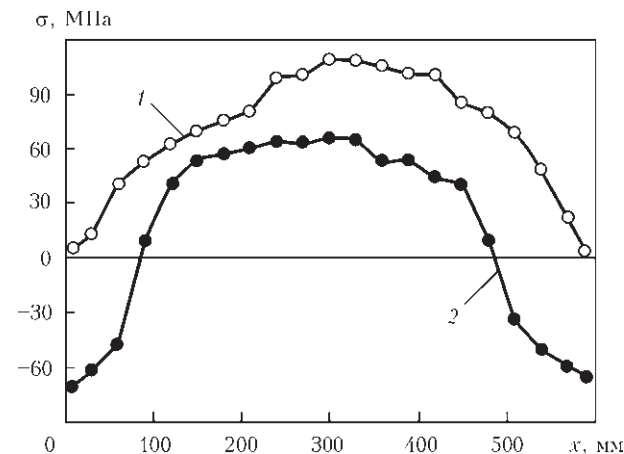


Рис. 3. Распределение остаточных напряжений в сварной пластине сплава АМг6 размером $600 \times 600 \times 2$ мм, измеренных вдоль шва на расстоянии 2 мм от зоны сплавления: 1 — продольные напряжения σ_x ; 2 — поперечные σ_y

Скорость обработки 4...10 мм/с привела к формированию максимального угла отгибания пластины, равного $1 \dots 5^\circ$. Значение максимального угла отклонения ($\gamma = 5^\circ$) вследствие односторонней обработки цельной пластины соответствует максимальному значению возможного угла остаточной деформации тонколистовых сварных соединений исследуемых алюминиевых сплавов, выполненных ИДСПЭ (рис. 1, б). Поэтому скорость обработки соединений было рекомендовано выбрать из диапазона 4...10 мм/с. С целью повышения производительности и достижения максимального снижения ККН при упрочнении ВМП тонколистовых стыковых сварных соединений алюминиевых сплавов рекомендуется обработку соединений выполнять с линейной скоростью перемещения рабочего инструмента 7...9 мм/с. Учитывая, что радиус сопряжения шва с основным металлом ρ с корневой стороны шва меньше, чем с лицевой (табл. 1) для упрочнения зоны сплавления с лицевой стороны шва выбраны бойки диаметром 3 мм, а с корневой 2 мм. В дальнейших исследованиях все образцы стыковых соединений упрочнялись технологией ВМП при указанных эффективных параметрах обработки.

Выполнены расчеты значений теоретических ККН в сварных соединениях после обработки и проведено их сопоставление с соответствующими значениями ККН соединений в исходном после сварки состоянии. При упрочнении соединений технологией ВМП выполняется проковка зон перехода металла шва к основному металлу, в результате чего в этой зоне формируются цилиндрические поверхности в виде канавок. Профиль сформированной канавки имеет радиус, который, как правило, соответствует радиусу сферической поверхности применяемых ударных бойков. Геометрические параметры профилей швов, необходимые для определения ККН, получали по профилограммам зоны сплавления упрочненных

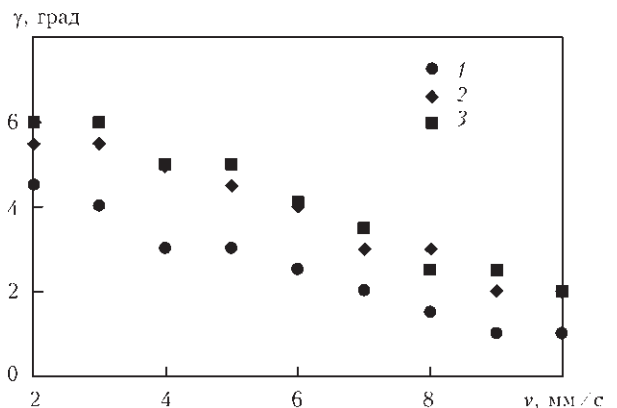


Рис. 4. Зависимость угловой деформации пластины размером $300 \times 100 \times 2$ мм сплава Д16Т при односторонней проковке металла по линии в центре пластины от линейной скорости перемещения рабочего инструмента при выполнении ВМП: 1 — $d = 2$; 2 — 3; 3 — 5 мм

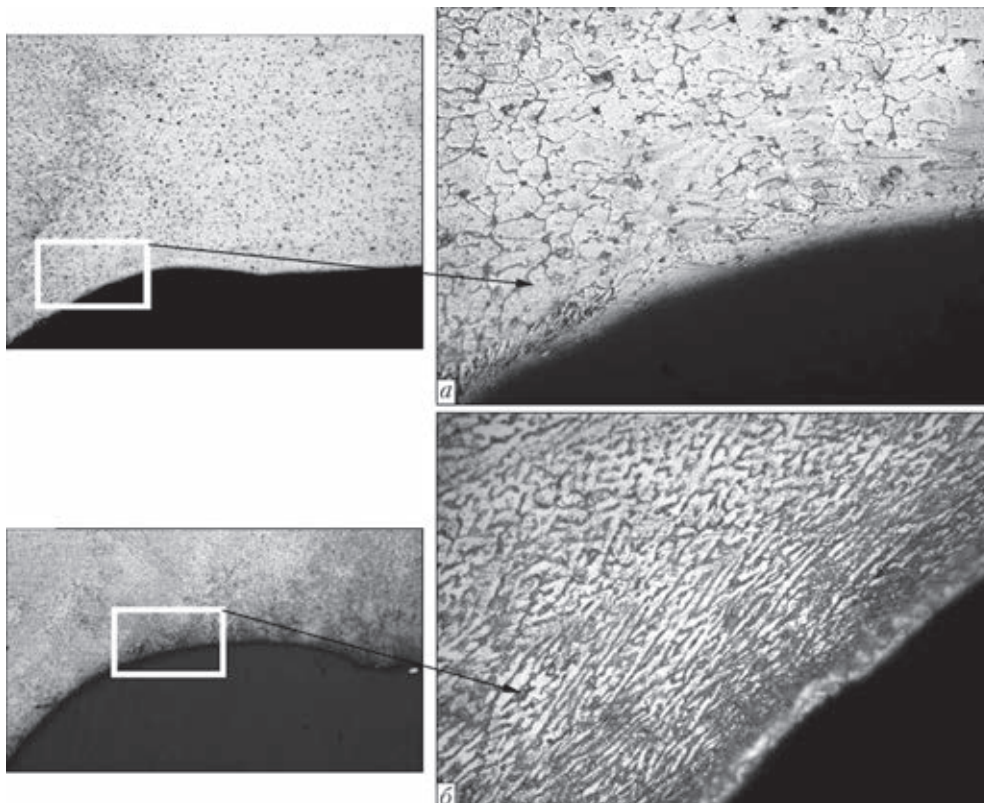


Рис. 5. Микроструктура приповерхностного слоя зоны перехода металла шва на основной металл с корневой стороны сплава Д16Т (а, $\times 500$) и АМг6 (б, $\times 400$) после ВМП (травлено)

сварных соединений. Значения ККН сварных соединений исследуемых сплавов после ВМП в соответствии с установленными параметрами обработки приведены в табл. 2. Из таблицы видно, что снижение средних значений ККН в упрочненных соединениях при эффективных параметрах упрочнения может достигать до 1,5 раза. Такое снижение значений ККН (до 50 %) в упрочненных соединениях является важным фактором, способствующим повышению их сопротивления усталости.

Проведены металлографические исследования обработанной поверхности при увеличении до 500 раз в зоне перехода шва на основной металл сварных соединений исследуемых сплавов Д16Т и АМг6. По результатам исследования структуры упрочненного поверхностного слоя установлено, что трещины, сколы и расслоения в этом слое отсутствуют (рис. 5).

После ВМП зоны сплавления в приповерхностном слое соединений наблюдается изменение зеренной структуры на глубину до 250 мкм. При этом деформированные зерна вытянуты в плоскостях, параллельных касательной к обработанной поверхности. Измерения микротвердости металла шва, металла зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла соединения сплава АМг6 в исходном после сварки состоянии и после упрочнения ВМП этих зон показали, что ППД привело к увеличению твердости на глубине 50...60 мкм

металла шва на 65...75 %, металла ЗТВ — на 16...25 % и основного металла — на 22 % (рис. 6). Изменение структуры металла и повышение твердости в приповерхностных слоях после применения технологии ВМП показывают, что имеющие место структурный фактор и деформационное упрочнение, наряду с уменьшением значений ККН, могут оказывать положительное влияние на повышение сопротивления усталости соединений.

Методом тензометрирования проводили измерения остаточных напряжений в сварных пластинах сплава АМг6 размерами 300 \times 300 \times 2 мм в исходном после сварки состоянии и после ВМП

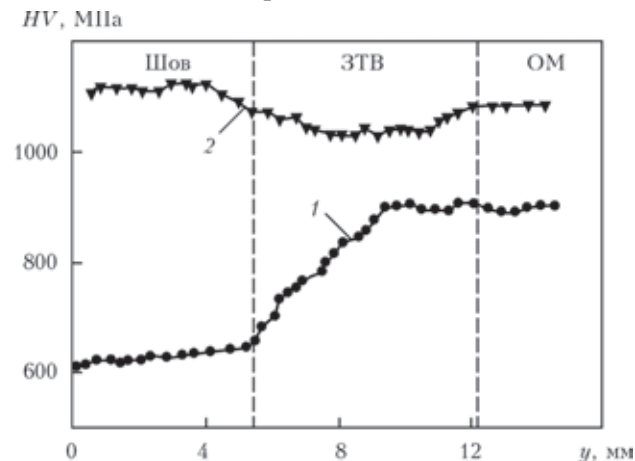


Рис. 6. Распределение микротвердости в сварном соединении сплава АМг6 в направлении, перпендикулярном шву на глубине 50...60 мкм (начало координат — в центре шва): 1 — микротвердость до ВМП; 2 — после ВМП



зоны сплавления. Полученные данные измерений ОСН вдоль стыкового шва на расстоянии 3 мм от зоны сплавления для соединений в исходном состоянии и после упрочнения приведены на рис. 7. Как видно из приведенных эпюр поперечные остаточные напряжения, действие которых совпадает с направлением прикладываемых внешних нагрузок, которые обуславливают концентрацию напряжений в зоне сплавления, незначительны. Их максимальное значение в средней части шва составляет всего 40 МПа, а после упрочнения эти напряжения снижаются еще на 23...30 %. Такие уровни напряжений существенного влияния на сопротивление усталости соединений не оказывают.

Усталостные испытания образцов основного металла и сварных соединений проводили на современной сервогидравлической машине MTS 318,25 с максимальным усилием 250 кН. Образцы корсетного типа (рис. 8) испытывали при заданных постоянных значениях размаха напряжений, отвечающих диапазону циклической долговечности $5 \cdot 10^4 \dots 2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений, при постоянной асимметрии цикла до полного разрушения. По результатам проведенных усталостных испытаний для каждой серии образцов на основе установленных экспериментальных данных ограниченных пределов выносливости строилась соответствующая кривая усталости (линия регрессии экспериментальных данных) в координатах $2\sigma_a - \lg N$.

На рис. 9 приведены экспериментальные данные, полученные по результатам испытаний на усталость четырех серий образцов сварных соединений сплава АМг6. Для асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0$ ограниченный предел выносливости упрочненных ВМП зон сплавления стыковых соединений на базе $2 \cdot 10^6$ циклов увеличился на 27 % по сравнению с пределом выносливости сварных соединений в исходном после сварки состоянии. При этом циклическая долговечность соединений увеличилась в 4 раза. Эффективность проковки несколько снижается с возрастанием асимметрии цикла напряжений. Так, при $R_\sigma = 0,4$ ограниченный предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений увеличился на 21 %. Эффективность упрочнения снижается и с возрастанием амплитуды приложенных напряжений и уже в области долговечностей ниже 10^5 циклов обработка ВМП практически не оказывает влияния как для отнулевого ($R_\sigma = 0$), так и знакопостоянного ($R_\sigma = 0,4$) переменного нагружения. Полученные экспериментальные данные сопротивления усталости упрочненных ВМП сварных соединений в многоциклового области повышаются до значений, близких соединениям со снятым усилением шва. Это свидетельствует о пер-

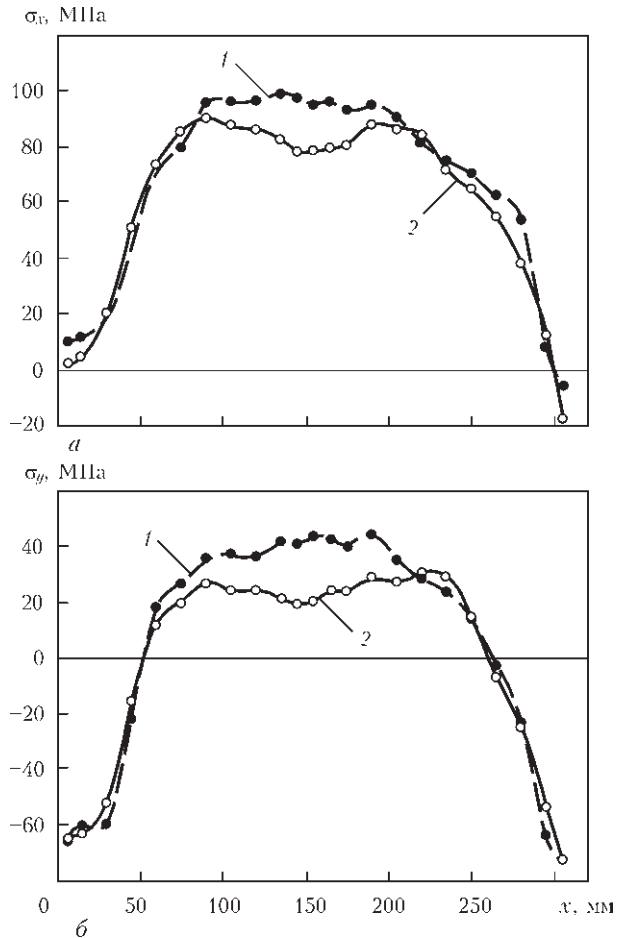


Рис. 7. Распределение остаточных напряжений в сварных пластинах сплава АМг6 размерами $300 \times 300 \times 2$ мм до (1) и после (2) обработки ВМП, измеренных в параллельных шву сечениях на расстоянии 3 мм от шва: а — продольные напряжения σ_x ; б — поперечные σ_y

спективности применения малозатратной ВМП вместо трудоемкой общепринятой механической обработки.

Повышение сопротивления усталости упрочненных ВМП зон сплавления стыковых сварных соединений термически упрочняющегося сплава 6061-Т6 наблюдается во всей области долговечностей $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений (рис. 10). При этом их долговечность увеличивается до 7 раз по сравнению с исходным после сварки состоянием, а ограниченный предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов повысился на 40 %.

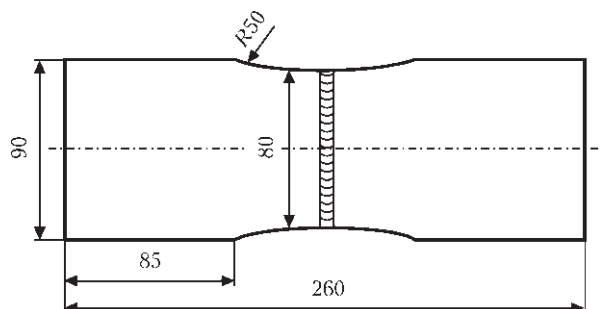


Рис. 8. Форма и геометрические размеры сварных образцов для усталостных испытаний

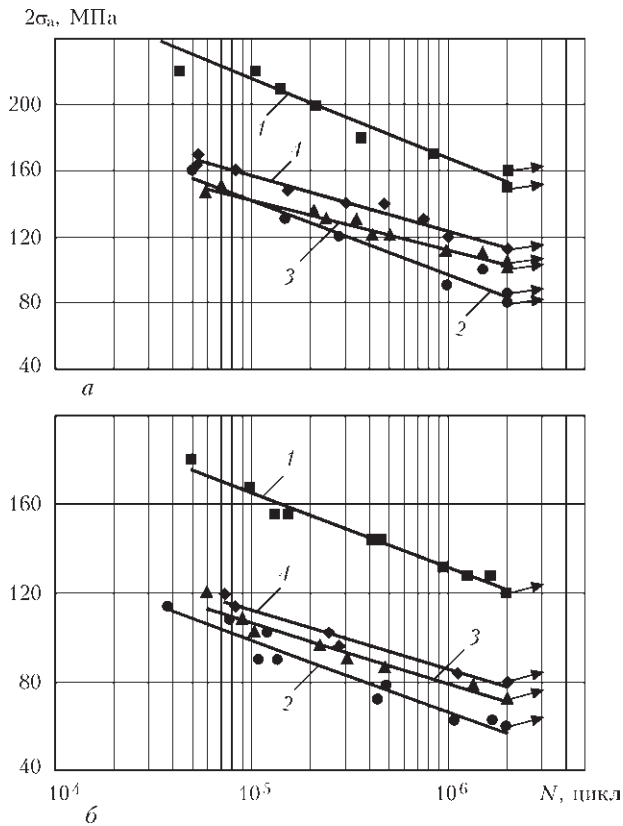


Рис. 9. Кривые усталости соединений сплава АМг6 толщиной 2 мм, отвечающие асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0$ (а) и 0,4 (б): 1 — основной металл; 2 — сварные соединения в исходном состоянии; 3 — сварные соединения, упрочненные ВМП; 4 — сварные соединения с механической зачисткой усиления шва

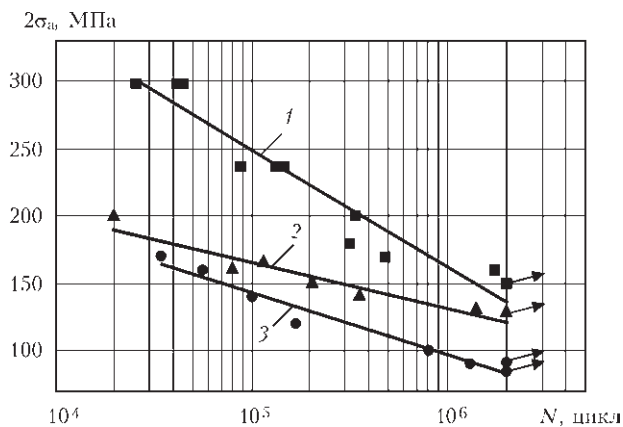


Рис. 10. Кривые усталости соединений сплава 6061-Т6 толщиной 2 мм, отвечающие асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$: 1 — основной металл; 2 — сварные соединения в исходном состоянии; 3 — сварные соединения, упрочненные ВМП

Ограниченный предел выносливости стыковых сварных соединений высокопрочного алюминиевого сплава Д16Т на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений с асимметрией $R_\sigma = 0,1$ после ВМП зоны перехода металла шва к основному металлу повысился на 30 % по сравнению с соединениями в исходном после сварки состоянии, а циклическая долговечность соединений увеличилась в 5 раз (рис. 11, а). Как и для сплава АМг6 при

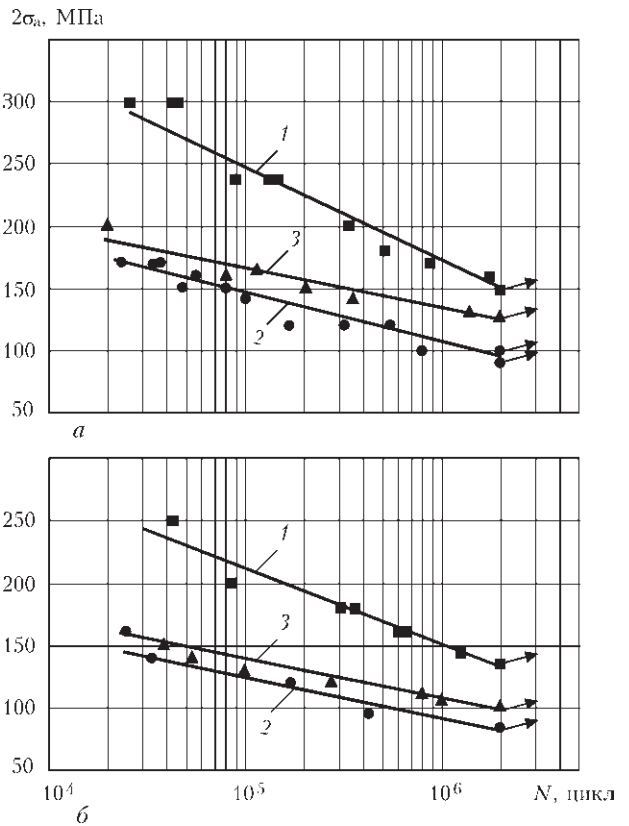


Рис. 11. Кривые усталости стыковых соединений сплава Д16Т толщиной 2 мм, отвечающие асимметрии цикла напряжений $R_\sigma = 0,1$ (а) и 0,4 (б): 1 — основной металл; 2 — сварные соединения в исходном состоянии; 3 — сварные соединения, упрочненные ВМП

возрастании асимметрии цикла напряжений эффективность упрочнения ВМП снижается. Так, при $R_\sigma = 0,4$ ограниченный предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов увеличился только на 13 %, а циклическая долговечность при этом увеличилась в 3 раза (рис. 11, б).

Полученные результаты показывают, что упрочнение технологий ВМП зон сплавления тонколистовых стыковых сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6, Д16Т и 6061-Т6 может существенно повысить их циклическую долговечность.

Выводы

1. Установлены и оценены параметры швов стыковых сварных соединений сплава Д16Т, АМг6 и 6061-Т6 толщиной 2 мм, впервые полученные по отработанной технологии ИДСПЭ в инертных газах в исходном состоянии и после упрочнения ВМП.

2. Исследован характер распределения остаточных напряжений при сварке ИДСПЭ в инертных газах тонколистовых ($\delta = 2$ мм) алюминиевых сплавов средней и высокой прочности. Показано, что продольные к шву максимальные значения остаточных напряжений растяжения достигают



$(0,4 \dots 0,5)\sigma_{0,2}$, а поперечные остаточные напряжения, действующие, как правило, вдоль направления приложения внешнего силового нагружения, в два раза ниже $(0,2 \dots 0,25)\sigma_{0,2}$.

3. Установлены эффективные параметры упрочнения технологий ВМП тонколистовых сварных соединений алюминиевых сплавов средней и высокой прочности. Диапазон линейной скорости перемещения рабочего инструмента при проведении ВМП составляет 7...9 мм/с, диаметр бойка соответственно 3 и 2 мм для лицевой и корневой сторон шва. При таких параметрах обеспечивается поверхностное пластическое деформирование металла в обрабатываемой зоне соединений без нарушения их геометрической формы на глубину 0,23...0,28 мм. Применение ВМП зоны сплавления стыковых сварных соединений приводит к снижению поперечных остаточных напряжений растяжения вблизи шва на 20...50 %. При этом в зонах концентраторов напряжений стыковых соединений значения ККН снижаются в 1,35...1,49 раза, а его абсолютные значения находятся в диапазоне 1,13...1,27 для исследуемых сплавов.

4. Экспериментально обоснована эффективность упрочнения ВМП зон сплавления тонколистовых стыковых соединений алюминиевых сплавов с целью повышения их циклической долговечности. Установлено, что в многоцикловой области $5 \cdot 10^5 \dots 2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений долговечность упрочненных соединений сплава Д16Т увеличивается в 5 раз, для сплава АМгб — в 4 раза и для сплава 6061-Т6 — в 7 раз по сравнению с исходным после сварки состоянием.

5. Экспериментально установлено, что предел выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений тонколистовых стыковых соединений алюминиевого сплава АМгб, упрочненных технологией ВМП, достигает уровня предела выносливости соединений со снятыми выпуклостями шва, что на 20 % выше предела выносливости необработанных соединений. Поэтому технологию ВМП с установленными параметрами можно рекомендовать для упрочнения таких соединений вместо

более затратной и технологически сложно выполняемой механической зачисткой шва.

1. *Елагин В. И.* Конструкционные наноструктурные сплавы на алюминиевой основе // Цвет. металлы. – 2009. – № 6. – С. 103–111.
2. *Филатов Ю. А.* Деформируемые сплавы на основе систем Al–Mg–Sc // Металловедение и терм. обработка металлов. – 1996. – № 6. – С. 33–36.
3. *Фридляндер И. Н., Белецкий В. М., Кривов Г. А.* Алюминиевые сплавы в авиационных конструкциях // Технологические системы. – 2000. – № 1 (3). – С. 5–17.
4. *Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях / А. Я. Ищенко, Т. М. Лабур, В. Н. Бернадский, О. К. Маковецкая.* – Киев: Екотехнологія, 2006. – 112 с.
5. *Ищенко А. Я., Лабур Т. М.* Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов. – Киев: Наук. думка, 2013. – 416 с.
6. *Влияние режимов импульсно-дуговой сварки алюминия АДО на форму и пористость швов / В. С. Машин, В. М. Павшук, И. В. Довбищенко, П. П. Шейко // Автомат. сварка.* – 1991. – № 4. – С. 57–60.
7. *Повышение сопротивления усталости тавровых сварных соединений тонколистового алюминиевого сплава АМгб / В. А. Шонин, В. С. Машин, О. В. Войтенко, В. В. Новожилов // Там же.* – 2003. – № 7. – С. 9–13.
8. *Влияние режимов импульсно-дуговой сварки алюминия АДО на форму и пористость швов / В. С. Машин, В. М. Павшук, И. В. Довбищенко, П. П. Шейко // Там же.* – 1991. – № 4. – С. 57–60.
9. *Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом крупногабаритных конструкций из алюминиевых сплавов / О. С. Островский, А. В. Гудко, О. Н. Кудряшев и др. // Свароч. пр-во.* – 1992. – № 10. – С. 7–9.
10. *Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций высокочастотной механической проковкой (Обзор) / Л. М. Лобанов, В. И. Кирьян, В. В. Кныш, Г. И. Прокопенко // Автомат. сварка.* – 2006. – № 9. – С. 3–11.
11. *Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом в аргоне тонколистовых алюминиевых сплавов / В. С. Машин, В. А. Шонин, М. П. Пашуля, И. Н. Клочков // Там же.* – 2010. – № 5. – С. 49–53.
12. *Труфяков В. И.* Прочность сварных соединений при переменных нагрузках. – Киев: Наук. думка, 1990. – 253 с.
13. *Стаканов В. И., Костылев В. И., Рыбин Ю. К.* Концентрация напряжений в стыковых сварных соединениях // Автомат. сварка. – 1987. – № 11. – С. 19–23.
14. *Кархин В. А., Копельман Л. А.* Концентрация напряжений в стыковых соединениях // Свароч. пр-во. – 1976. – № 2. – С. 6–7.
15. *Colchen D.* Application des calculs aux elements finis pour definir et valider des modeles analytiques de calcul de contrainte sur un assemblage bout a bout en alliage d'aluminium // Soudage et techniques connexes. – 2000. – 54, 3/4. – С. 3–16.
16. *Контроль напряжений на основе использования подповерхностных акустических волн / О. И. Гуца, В. Н. Смиленко, В. Г. Кот и др. // Техн. диагностика и неразруш. контроль.* – 2009. – № 1. – С. 11–13.

Поступила в редакцию 21.01.2014



ОСОБЕННОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ СКАНДИЕМ МЕТАЛЛА ШВОВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В. Е. ФЕДОРЧУК, О. С. КУШНАРЕВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО

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

Рассмотрен вопрос влияния скорости кристаллизации на структуру металла шва скандийсодержащих сплавов алюминия. Исследованы особенности выделения скандия из расплава при кристаллизации алюминиевых сплавов в неравновесных условиях, имитирующих сварку плавлением. Разработана и экспериментально подтверждена методика проведения исследований. Преимущество предложенной методики перед существующими заключается в том, что она позволяет имитировать практически все способы плавлением, от аргонодуговой сварки неплавящимся электродом до электронно-лучевой. Показано, что методика полностью удовлетворяет поставленным целям. Микроструктурными исследованиями слитков по высоте показано, что в интервале скоростей кристаллизации от $10^{3,3}$ до $10^{2,5}$ °C/с происходит смена формы кристаллизации от дендритной к субдендритной. Установлено, что при скоростях кристаллизации, соизмеримых с кристаллизацией металла швов, в твердом растворе сплавов может содержаться до 0,41 % скандия. При использовании высококонцентрированных источников энергии, таких как электронный луч, возможно достижение аналогичного показателя и в сварных швах. При дуговых способах сварки в твердом растворе металла шва может усваиваться примерно 0,3 % скандия. Установлено, что для получения максимального эффекта от легирования сварных швов скандием, необходимо обеспечивать его содержание в металле шва на уровне 0,35...0,4 мас. %. В этом случае повышение механических свойств металла шва обеспечивается как за счет измельчения кристаллической структуры металла, так и за счет упрочнения твердого раствора скандием. Библиогр. 7, табл. 3, рис. 4.

Ключевые слова: высокопрочные алюминиевые сплавы, скандий, легирование, металл шва, модифицирование литой структуры

При создании новых сплавов всегда проводятся исследования, направленные на оптимизацию количества модифицирующих добавок, вводимых в сплав. Особенно актуально проведение таких исследований при использовании скандия, так как его введение в алюминиевые сплавы повышает их стоимость в 5...10 раз [1–3]. Однако такие исследования проводятся для условий промышленного производства алюминиевых сплавов, где скорости кристаллизации слитков невысокие и в дальнейшем они подвергаются обработке давлением (прессование, экструзия, прокатка). В случае с металлом шва ситуация несколько иная. Шов имеет литую структуру, которая в дальнейшем не подвергается обработке давлением, а скорости кристаллизации расплава на 1...2 порядка выше, чем при промышленном производстве сплавов [4].

Цель данной работы — разработка методики получения слитков при скорости кристаллизации, соответствующей кристаллизации металла шва при сварке плавлением и определение особенностей легирования металла шва скандием при сварке высокопрочных алюминиевых сплавов.

Исследования проводили на слитках модельных сплавов следующего состава: 99,95 % Al, Al–0,8 % Sc, Al–0,6 % Sc, Al–6,3 % Cu–0,8 % Sc,

Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc. С целью получения однородного химического состава во всех исследуемых точках, сплавы предварительно выплавляли в печах сопротивления, с последующей кристаллизацией при скорости 10...30 °C/с. После этого слитки измельчали и подготавливали шихту для дальнейших экспериментов. Металл разливали в специально разработанную клиноподобную водоохлаждаемую изложницу, позволяющую получить по высоте слитка разные скорости кристаллизации расплава. В узкой части слиток имел толщину 0,5 мм, в широкой — 15 мм, высота слитка составляла 95 мм. Скорость охлаждения в разных участках клинообразного слитка рассчитывали на основе методики, предложенной В. И. Добаткиным [5], по дендритному параметру кристаллитов.

Методика эксперимента. Перед литьем расплав перегревали до температуры 1000 °C до полного растворения всех интерметаллидов, затем охлаждали в тигле при непрерывном перемешивании до температуры литья и кристаллизовали в изложницу. Скорость кристаллизации металла определяли по структуре слитка из чистого алюминия (99,95 % Al). Анализ микроструктуры слитка показал, что она дендритная по всему сече-

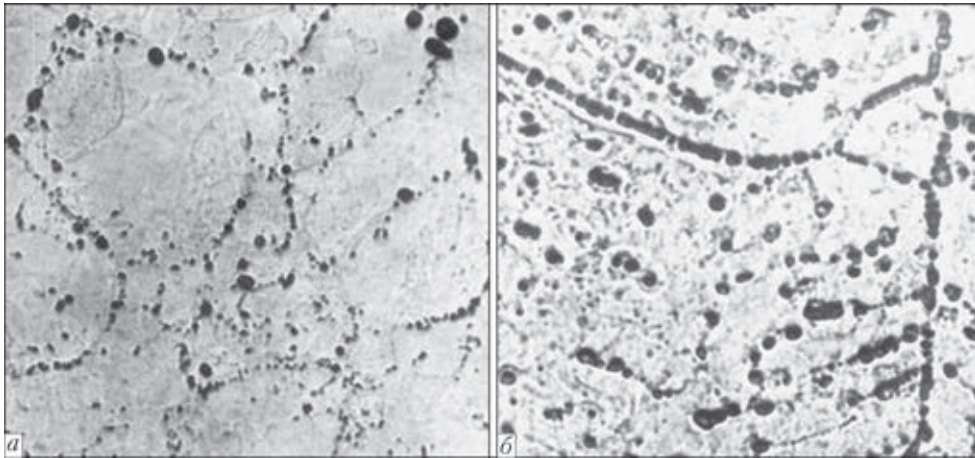


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) литого металла сплава Al–0,8 % Sc, полученного методом быстрой кристаллизации расплава от 800 °C при скорости кристаллизации 10^2 (а) и 10^5 (б) °C/c

нию. Размер дендритов изменяется от 700 до 3000 мкм в зоне максимальной и минимальной скоростей кристаллизации соответственно. Измерение дендритного параметра показало, что в узкой части слитка он составляет 2,7...3,0 мкм, что соответствует скорости кристаллизации $\sim 10^{4,5} \dots 10^{5,0}$ °C/c [5]. При переходе от узкой части слитка к широкой размер дендритов и дендритный параметр постепенно увеличивается. В средней части слитка структура соответствует таковой для швов, полученных при электронно-лучевой сварке ($\sim 10^3$ °C/c). В широкой части слитка дендритный параметр составляет 25...27 мкм, что соответствует скорости кристаллизации $\sim 10^2$ °C/c, характерной для аргодуговой сварки алюминиевых сплавов неплавящимся электродом.

Добавка скандия в алюминий изменяет характер кристаллизации слитков. Так, для сплава с 0,8 % скандия, в узкой части, где наблюдается максимальная скорость кристаллизации, образуется дендритная структура (рис. 1). В широкой части слитка, при скорости кристаллизации 10^2 °C/c образуется субдендритная структура.

Рентгенографический и микрорентгеноспектральный анализ сплава Al–0,8 % Sc показали, что в узкой части слитка (скорость кристаллизации 10^5 °C/c) весь скандий находится в твердом растворе алюминия (табл. 1, 2). Подтверждением этого факта может быть исследование микротвердости твердого раствора слитков. Так, для сплава Al–0,8 % Sc непосредственно после литья средняя микротвердость слитка составляет 483 МПа, а после искусственного старения при 330 °C на протяжении 1000 с — 1281 МПа. Такое повышение микротвердости в системе Al–Sc может быть получено только при выделении скандия из твердого раствора и образовании дисперсных интерметаллидных частиц (рис. 2). Точно такой же характер изменения микротвердости наблюдается и на слитках сплава Al–0,6 % Sc, однако уменьшение содержания скандия приводит к умень-

шению микротвердости слитков до и после искусственного старения.

Анализ микроструктуры по высоте слитков показал, что в интервале скоростей кристаллизации от $10^{3,3}$ до $10^{2,5}$ °C/c структура слитков смешанная — дендритно-субдендритная, то есть при этих скоростях кристаллизации происходит смена формы кристаллизации от дендритной к субдендритной. Микротвердость слитков уменьшается из-за выделения части скандия в первичные интерметаллиды и, соответственно, обеднения твердого раствора скандия в алюминии.

При скорости кристаллизации 10^2 °C/c структура слитка Al–0,8 % Sc субдендритная. Максимальный размер субдендритов составляет 75 мкм, минимальный — 20 мкм. Содержание скандия в твердом растворе уменьшается до 0,41 % (табл. 1). Средний размер первичных скандиевых интерметаллидов составляет 10...12 мкм. Содержание скандия в них изменяется от 14,3 до 20,6 %. Часть скандия входит в состав эвтектических выделений по границам субдендритов. Протяженность таких колоний может достигать 45 мкм.

Из проведенных данных можно сделать заключение, что при нагреве расплава выше 800 °C происходит полное растворение интерметаллидов скандия, унаследованных от шихтовых материалов. При скорости кристаллизации 10^5 °C/c по твердому раствору слитков можно судить о состоянии расплава на момент литья сплава. При ско-

Т а б л и ц а 1. Содержание скандия в разных зонах слитков сплава Al–0,8 % Sc

Скорость кристаллизации, °C/c	Структурная составляющая	Скандий, мас. %
10^2	Основа (твердый раствор)	0,427
	Интерметаллид	18,551
10^5	Основа (твердый раствор)	0,812
	Интерметаллид	-



рости кристаллизации 10^2 °C/c по структуре слитков можно прогнозировать структуру металла швов реальных сварных соединений.

Исследование особенностей кристаллизации модельных сплавов. Для всех сплавов, которые были перегреты выше 720 °C перед кристаллизацией и закристаллизованы со скоростью 10^5 °C/c, методами оптической и сканирующей электронной микроскопии не удалось идентифицировать частицы интерметаллидов Al_3Sc . Рентгенофазовый анализ показал, что при скорости кристаллизации 10^5 °C/c эти частицы фиксируются только в образце, закристаллизованном от температуры 670 °C (табл. 2). Методом дифференциального термического анализа установлено, что интерметаллиды Al_3Sc в сплаве Al–0,8 % Sc начинают выделяться при 730 °C. В сплаве Al–6 % Cu–0,8 % Sc температура выделения интерметаллидов уменьшается на 15 °C и составляет 715 °C.

На рис. 3 приведено распределение скандия по сечению слитков при скорости кристаллизации 10^2 °C/c. Видно, что при температуре литья 670 °C наблюдаются области с повышенным содержанием скандия. При повышении температуры литья до 900 °C распределение скандия выравнивается по сечению слитков. Можно утверждать, что неравномерное распределение скандия, наблюдаемое в реальных швах сварных соединений, обусловлено металлургической наследственностью свариваемого металла и неравновесными условиями, в которых формируется шов [4, 6].

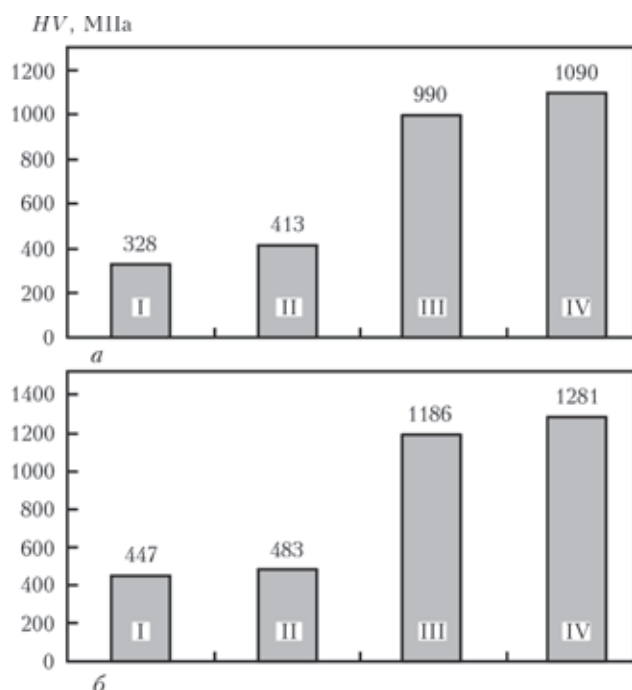


Рис. 2. Микротвердость литого металла сплавов Al–0,6 % Sc и Al–0,8 % Sc, полученных при разной скорости кристаллизации: а — 10^2 ; б — 10^5 °C/c; I, III (0,6 % Sc) — непосредственно после литья; II, IV (0,8 % Sc) — после дополнительного искусственного старения

Слитки сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc кристаллизовали от трех температур: 800, 730 и 670 °C без предварительного перегрева. То есть нагревали до температуры литья и сразу кристаллизовали в медную клинообразную изложницу. Согласно данным равновесной диаграммы состояний системы Al–Sc при 800 °C скандий полностью растворен в расплаве, температура 730 °C — это температура начала образования интерметаллидных частиц Al_3Sc в расплаве, а 670 °C — приблизительная температура литья сплавов в промышленных условиях. Микроструктура полученных слитков представлена на рис. 4.

При большой скорости кристаллизации сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc ($>10^3$ °C/c) образуется смешанная дендритно-субдендритная структура. При этом субдендритная структура наблюдается в виде небольших участков в центральной части слитков. Средний размер дендритов составляет 90, 70 и 60 мкм при температуре кристаллизации 670, 730 и 800 °C соответственно, субдендритов — 5...18 мкм. По границам дендритов и субдендритов наблюдаются эвтектические выделения, содержащие цинк, магний, медь и цирконий, по центру кристаллитов присутствуют выделения мелких скандиевых интерметаллидов. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что в них, кроме скандия и циркония, содержатся основные легирующие элементы: цинк, магний, медь (табл. 3). При перегреве расплава до 900 °C и выше, а также последующем охлаждении до температуры литья, таких интерметаллидов не наблюдается. При кристаллизации от температуры 670 °C со скоростью 10^5 °C/c в твердом растворе сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc содержится 0,21...0,28

Таблица 2. Результаты рентгенофазового анализа исследуемых сплавов

Сплав	Температура литья, °C	Скорость кристаллизации, °C/c	Наличие интерметаллидов Al_3Sc	
Al–0,8 % Sc	670	10^2	+	
		10^5	+	
		10^2	+	
		10^5	-	
	800	10^2	+	
		10^5	-	
		900	10^2	+
			10^5	-
Al–6 % Cu–0,8 % Sc	720		10^2	+
			10^5	-
		800	10^2	+
			10^5	-
	900		10^2	+
			10^5	-

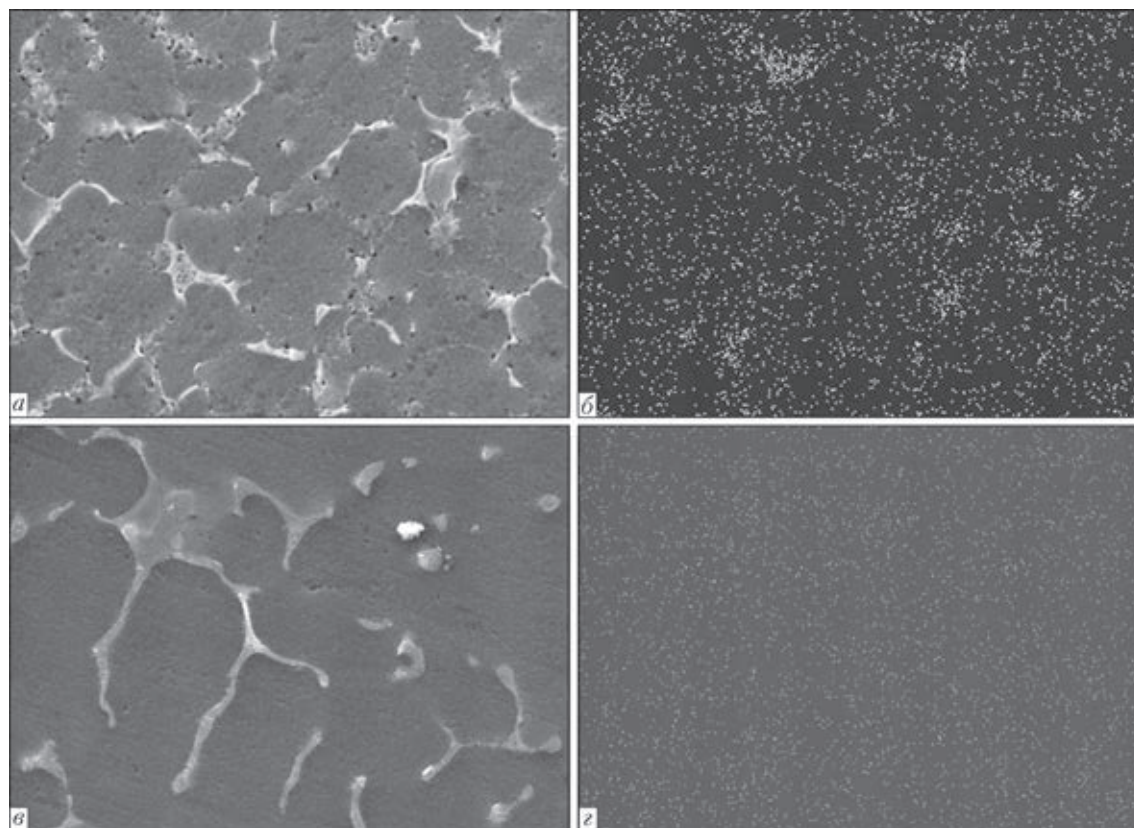


Рис. 3. Распределение ($\times 2020$) скандия по сечению слитка сплава Al–6,4 % Cu–0,8 % Sc, закристаллизованного от температуры 670 (а, б) и 900 °С (в, з) при скорости кристаллизации 10^2 °С/с

% Sc, а при кристаллизации от 800 °С с такой же скоростью — 0,45 % Sc. Средний размер интерметаллидов $Al_3(Sc,Zr)$ при температурах литья 730 и 800 °С составляет 1...3 мкм, максимальный — 10...12 мкм, при 670 °С максимальный размер интерметаллидов — 30 мкм.

При уменьшении скорости кристаллизации происходит постепенная смена формы кристаллизации от смешанной субдендритно-дендритной к субдендритной. Так, при литье от 800 °С этот процесс проходит в интервале скоростей $10^4 \dots 10^{3,5}$ °С/с, при литье от 800 °С в нагретую до 300 °С форму и при литье от 730 °С в холодную изложницу — в интер-

вале $10^{3,5} \dots 10^{2,5}$ °С/с. То есть, при уменьшении степени переохлаждения расплава смена формы кристаллизации происходит при меньших ее скоростях. Средний размер субдендритов при минимальной скорости кристаллизации составляет 18 мкм, интерметаллидов $Al_3(Sc,Zr)$ — 3...6 мкм. При 670 °С форма кристаллизации по сечению слитков остается неизменной субдендритно-дендритной, однако при этом увеличиваются размеры дендритов от 90 до 180 мкм, субдендритов — от 5 до 18 мкм. Максимальный размер первичных интерметаллидов, которые выделяются по всему объему слитка — 30 мкм. Содержание скандия в твердом растворе — 0,18...0,22 %.

Таблица 3. Химический состав (мас. %) структурных составляющих слитков сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc

Температура литья, °С	Скорость кристаллизации, °С/с	Фаза	Sc	Zn	Mg	Cu	Zr
670	10^2	Твердый раствор	0,18	4,88	1,06	0,56	0,08
		Эвтектика	1,00	17,19	5,26	7,43	0,55
		Интерметаллид	16,94	3,41	0,22	0,22	29,00
	10^5	Твердый раствор	0,24	5,58	1,30	0,84	0,2
		Эвтектика	0,29	10,21	2,99	3,14	-
		Интерметаллид	16,13	3,01	-	0,46	16,76
800	10^2	Твердый раствор	0,21	5,70	1,24	0,71	-
		Эвтектика	0,96	12,20	3,63	4,68	1,70
		Интерметаллид	11,11	7,90	1,80	2,64	16,00
	10^5	Твердый раствор	0,46	6,08	1,49	1,03	-
		Эвтектика	0,30	16,83	5,20	7,44	-
		Интерметаллид	6,83	10,36	2,50	4,61	6,88

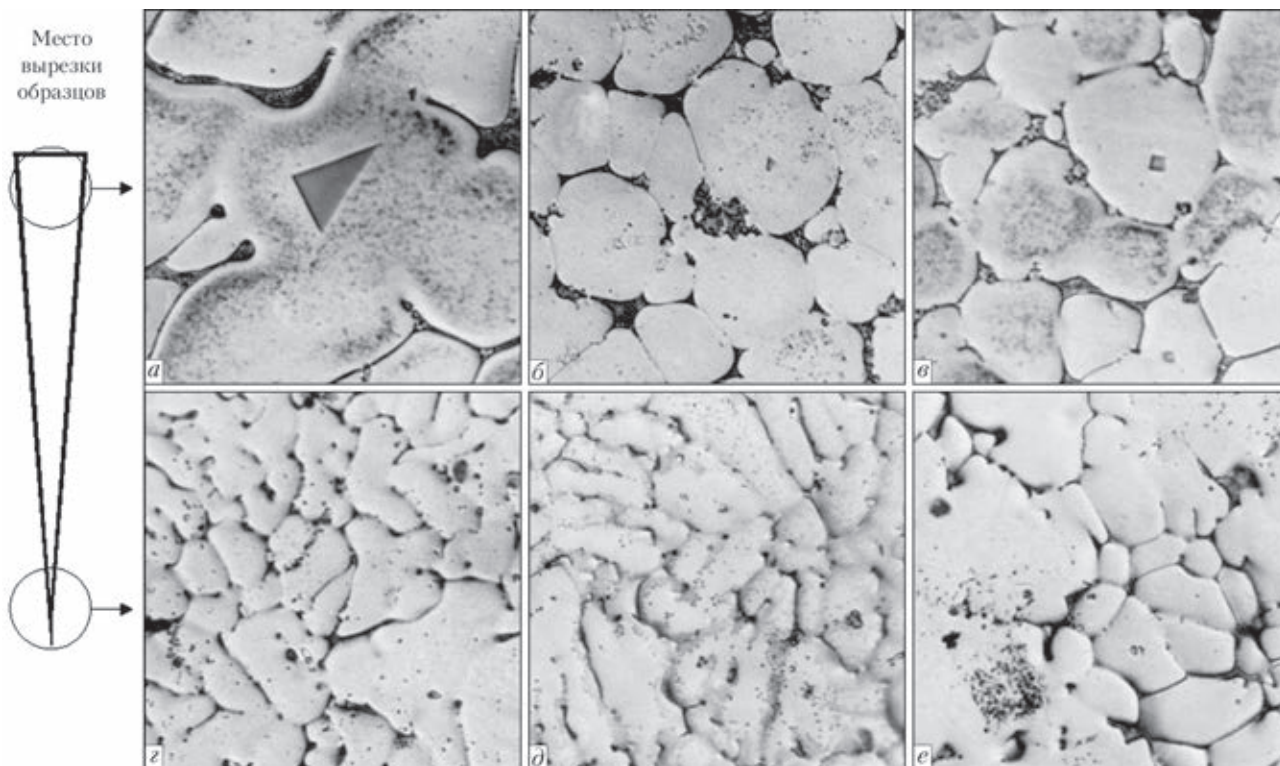


Рис. 4. Микроструктура ($\times 800$) литого металла сплава Al–8,5 % Zn–2,3 % Mg–1,9 % Cu–0,2 % Zr–0,45 % Sc, скорость кристаллизации 10^2 (a–c) и 10^5 °C/c (d–f): a, d — температура литья 670; б, e — 730; в, f — 800 °C/c

Таким образом, при скоростях кристаллизации, соизмеримых с кристаллизацией металла швов, в твердом растворе сплавов может содержаться до 0,41 % скандия. При использовании высококонцентрированных источников энергии, таких как электронный луч, возможно получение такого показателя и в реальных швах. В случае использования дуговых способов сварки в твердом растворе металла шва может усваиваться примерно 0,3 % скандия. Исходя из изложенного выше, можно сделать вывод о том, что в металле шва необходимо содержание скандия на уровне 0,35...0,4 %. Основываясь на ранее проводимых в ИЭС им. Е. О. Патона исследованиях реальных сварных швов [7], для обеспечения такой концентрации необходимо вводить 0,3 % скандия в свариваемый металл и 0,5 % скандия в присадочные проволоки. В этом случае повышение механических свойств металла швов будет обеспечиваться за счет измельчения зерна и твердорастворного упрочнения литого металла.

1. *Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys* / V. G. Davydov, T. D. Rostova, V. V. Zakharov et al. // *Mat. Sci. and Eng. A.* – 2000. – 280. – P. 30–36.
2. *Некоторые аспекты создания современных морских высокопрочных алюминиевых сплавов со скандием* / В. В. Рыбин, Г. Н. Андреев, Н. Н. Барахтина, Е. П. Осокин // *Вопр. материаловедения.* – 2006. – № 1. – С. 92–101.
3. *Fridlyander I. N., Danilov S. F., Malysheva E. N. Structure and properties of Al–Li alloys, alloyed with scandium* // *Aluminium–Lithium.* – 1992. – 1. – P. 381–386.
4. *Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов.* – Киев: Наук. думка, 1992. – 160 с.
5. *Избранные труды В. И. Добаткина: Сб. науч. тр.* – М.: Всерос. ин-т легких сплавов, 2001. – 668 с.
6. *Влияние добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва соединений алюминиевых сплавов после термообработки* / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, А. В. Лозовская и др. // *Автомат. сварка.* – 2006. – № 6. – С. 9–14.
7. *Ищенко А. Я. Структура и свойства соединений, полученных при сварке сплава АМг6 с использованием присадочных проволок со скандием* / А. Я. Ищенко, А. В. Лозовская, А. Г. Покляцкий и др. // *Там же.* – 1999. – № 4. – С. 19–25.

Поступила в редакцию 27.02.2014

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНОЙ, МИКРОПЛАЗМЕННОЙ И ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-МИКРОПЛАЗМЕННОЙ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В. Д. ШЕЛЯГИН¹, А. М. ОРИШИЧ², В. Ю. ХАСКИН¹, А. Г. МАЛИКОВ², А. А. ЧАЙКА¹

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

² Ин-т теорет. и прикладной механики им. С. А. Христиановича Сибирского отделения РАН. 630090. г. Новосибирск, ул. Институтская, 4/1. E-mail: admin@itam.nse.ru

Показана актуальность применения лазерного, микроплазменного и гибридного лазерно-микроплазменного способов сварки алюминиевых сплавов. Выбраны технологические схемы проведения лазерной и лазерно-микроплазменной сварки. Для технологических особенностей трех рассматриваемых способов получения стыковых и торцевых тонколистовых соединений проведены соответствующие эксперименты. Установлено, что при микроплазменной сварке существуют следующие основные недостатки: в случае полного провара наблюдается провисание шва, на сварочных токах более 30 А наблюдается склонность к образованию подреза, при повышении скорости более 40 м/ч снижается стабильность процесса. Для гибридной лазерно-микроплазменной сварки характерно: стабильность процесса на высоких (свыше 60 м/ч) скоростях сварки, уменьшение (в 1,5...2,0 раза по сравнению с микроплазменной сваркой) ширины швов, значительное снижение (до полного устранения) остаточных деформаций, отсутствие разбрызгивания. Установлено, что к характерным дефектам лазерной и лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов относятся провисания швов, сваренных без подкладки, образование подрезов и внутренних пор диаметром 0,1...0,2 мм. Основными путями устранения этих дефектов можно считать следующие: подача присадочных материалов (например, в виде проволоки), использование стальных подложек (в том числе с канавками для формирования нижнего валика), сварка по отбортовке (торцевыми швами); применение режимов сварки с модуляцией мощности источников; сварка внахлест (требует тщательной подготовки поверхностей). Оптимальными значениями погонной энергии при сварке излучением CO₂-лазера, по критериям качества формирования соединений, отсутствию пор и трещин, являются 36...70 Дж/мм. Снижение погонной энергии приводит к исчезновению парогазового канала и непровару металла, а увеличение – к образованию горячих трещин. Приведены характерные макро- и микроструктура металла швов и зоны термического влияния соединений, полученных микроплазменной, гибридной и лазерной сваркой. Библиогр. 7, рис. 11.

Ключевые слова: сварка, алюминиевые сплавы, лазерное излучение, микроплазма, гибридная лазерно-микроплазменная сварка, типы соединений, эксперименты, режимы, структуры

Алюминиевые сплавы широко применяются в современной промышленности для изготовления облегченных конструкций. Основной особенностью их сварки является необходимость устранения оксидной пленки Al₂O₃, образующейся на поверхности при взаимодействии с кислородом воздуха. Обычно подготовку поверхностей этих сплавов к сварке осуществляют механическим способом. Микроплазменная сварка разнополярными импульсами предоставляет возможность катодной очистки свариваемых поверхностей [1]. Соединение процессов лазерной и микроплазменной сварки позволяет не только обеспечить очистку поверхностей, но и способствует образованию гибридного лазерно-плазменного разряда, который дает возможность значительно повысить производительность сварки, а также качество сварных соединений [2]. Однако это не означает снижения актуальности лазерной сварки. Согласно данным ряда исследователей [3], правильный выбор режима лазерной сварки позволяет получать качествен-

ные соединения при минимальном перегреве основного металла.

В литературе [3, 4] описаны результаты апробации различных технологических схем лазерной и лазерно-микроплазменной сварки. Обычно лазерную сварку алюминиевых сплавов проводят с качественной газовой защитой верхней и нижней сторон шва (рис. 1). Одной из наиболее перспективных для соединения тонколистовых алюминиевых сплавов можно считать схему, показанную на рис. 2 [4]. В исследованиях, проведенных с применением этой схемы, изучались особенности формирования соединений в диапазоне погонных энергий 40...200 Дж/мм. Однако интерес также представляет сварка тонкостенных изделий в диапазоне энергий 10...30 Дж/мм. Исследованиям получения качественных соединений в этом диапазоне и посвящен один из аспектов данной работы. Другим важным моментом является определение оптимальных погонных энергий лазерной сварки аналогичных изделий. При этом в качестве критериев оптимизации целесообразно

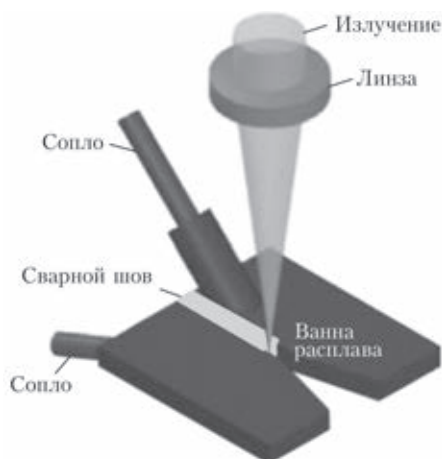


Рис. 1. Технологическая схема лазерной сварки алюминиевых сплавов

рассматривать качество формирования соединений, отсутствие дефектов в виде пор и трещин, а также минимизацию ЗТВ.

Поэтому целью работы являлось изучение технологических особенностей лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки тонкостенных изделий из алюминиевых сплавов для получения качественных неразъемных конструкций, применяемых в авиа- и ракетостроении. Критериями качества сварных соединений было выбрано такое формирование швов, при котором отсутствовали подрезы, непровары, внутренние поры, свищи, а также формировались наиболее мелкодисперсные структуры металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ).

Исследование сварки тонколистовых алюминиевых сплавов излучением CO_2 -лазера с длиной волны $\lambda = 10,6$ мкм выполнялось в Институте теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича Сибирского отделения РАН. Для получения сварных соединений использовали созданный в ИТПМ СО РАН автоматизированный лазерный технологический комплекс (АЛТК) «Сибирь 1», включающий непрерывный CO_2 -лазер мощностью до 8 кВт с параметром качества пучка $K = 0,7$ [5], технологический стол портального типа и компьютерную систему управления АЛТК

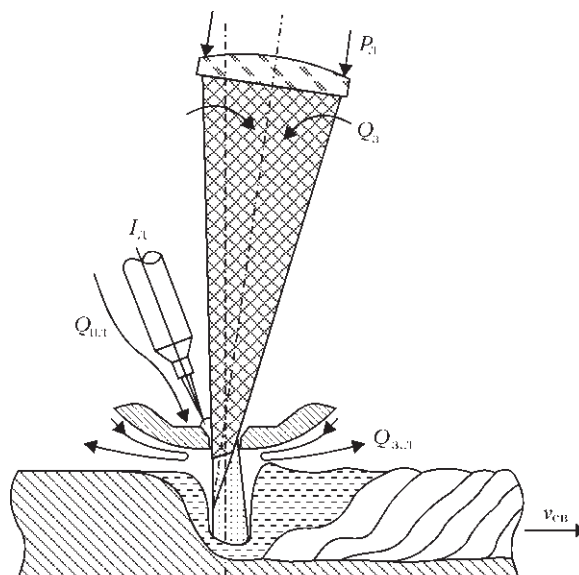


Рис. 2. Схема процесса гибридной сварки, осуществляемого при помощи интегрированного плазмотрона прямого действия: P_l – мощность лазерного излучения, кВт; I_d – сварочный ток, А; $Q_{з.л}$ – расход газа, защищающего фокусирующую линзу, л/мин; $Q_{пл}$ – расход плазмообразующего газа, л/мин; Q_3 – расход защитного газа, л/мин; $v_{св}$ – скорость сварки, м/ч

(рис. 3). Лазерное излучение фокусировалось на поверхности металла с помощью ZnSe-линзы с фокусным расстоянием 254 мм. Согласно схеме рис. 1, соосно с лазерным пучком подавалась струя инертного газа гелия. Для защиты формируемого сварного шва использовали защитное сопло, из которого подавался тот же газ. Корень шва защищали аргоном. В процессе проведения экспериментов над неподвижной заготовкой перемещали сварочную головку. В ходе исследований определяли оптимальные энергетические параметры лазерной сварки сплава АМг5.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины был изготовлен комплекс лазерно-микроплазменной сварки с гибридным плазмотроном, показанный на рис. 4, позволяющий реализовать выбранную технологическую схему сварки (рис. 2). К отличительным особенностям этого плазмотрона относится расположение осей вольфрамового электрода и сфокусированного излучения под ми-



Рис. 3. Внешний вид АЛТК «Сибирь 1» (а) и лабораторного стенда (б) для лазерной сварки

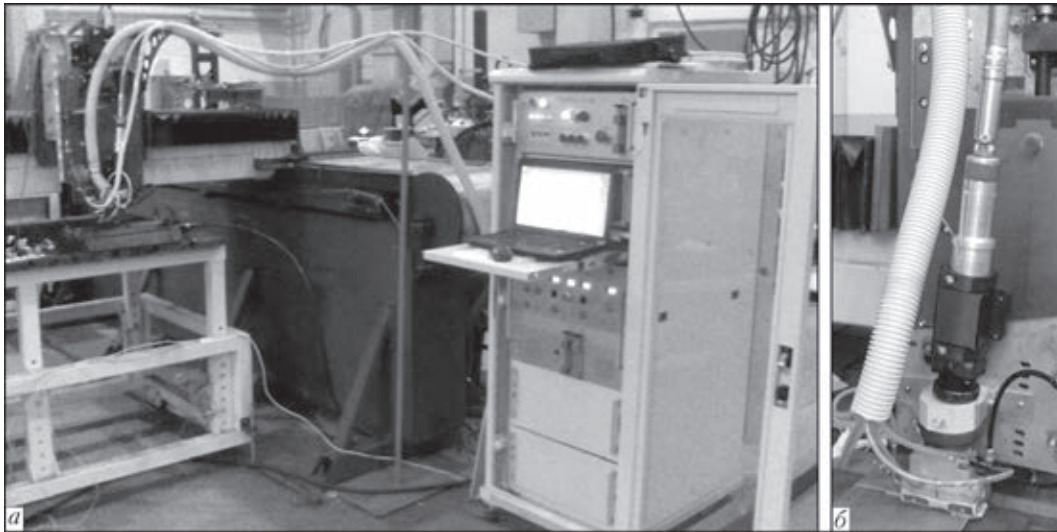


Рис. 4. Внешний вид комплекса лазерно-микроплазменной сварки (а) и гибридного плазмотрона (б)

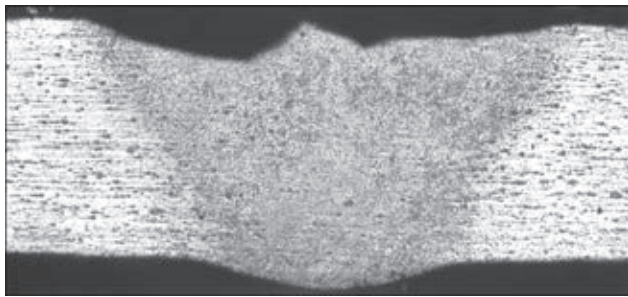


Рис. 5. Макроструктура ($\times 25$) поперечного сечения стыкового сварного соединения сплава АМг6 ($\delta = 1,4$ мм), выполненного плазменным способом со скоростью сварки 30 м/ч

нимальными углами к вертикали. Для фокусирования излучения волоконного лазера модели YLR-400-AC (фирмы IPG, Германия) ($\lambda = 1,07$ мкм, мощность до 400 Вт) использовали линзу с фокусным расстоянием 200 мм, предохраняемую от попадания сварочных аэрозолей газом (аргоном) и защитным стеклом. Расход защищающего линзу аргона составлял $Q_{зл} = 3 \dots 6$ л/мин. Дуговую плазму создавали при помощи вольфрамового электрода диаметром 1,6 мм, медного плазмообразующего сопла с отверстием диаметром 1,5 мм. В качестве плазмообразующего и защитного газа использовали аргон с расходами $Q_{пл} = 0,1 \dots 0,3$ л/мин, $Q_{заш} = 6 \dots 9$ л/мин. Применяемый в экспериментах сварочный ток прямой полярности не превышал 40 А при напряжении дуги до 22 В.

Питание гибридного плазмотрона осуществлялось от источника питания типа МПУ-50, рассчитанного на непрерывные и импульсные сварочные токи до 50 А. Лазерное излучение вводилось в плазмотрон при помощи коллиматора. Плазмотрон крепился на каретку трехкоординатного манипулятора, на рабочем столе которого располагали сварочную струбцину для фиксации образцов.

Материалом свариваемых образцов послужили сплавы АМг2 ($\delta = 1$ и 2,5 мм), АМг4 ($\delta = 1$ мм), АМг5 ($\delta = 1,5$ мм) и АМг6 ($\delta = 1,4$ мм). Размер образцов $(100 \dots 300) \times (10 \dots 50) \times \delta$ мм. Сварку вели

без подкладки. Лазерную сварку стыковых швов выполняли как излучением CO_2 -лазера, так и волоконного лазера. В случае CO_2 -лазера мощности излучения хватило, чтобы получить стабильный провар. При сварке волоконным лазером из-за большого отражения мощности непрерывного излучения 400 Вт оказалось недостаточно для получения провара глубиной более 0,1...0,3 мм.

В экспериментах по микроплазменной и гибридной сварке стыковых и торцевых соединений ток прямой полярности $I_{пр}$ устанавливали в пределах 10...40 А, обратной $I_{обр} - 6 \dots 15$ А, длительность импульсов прямой полярности $\tau_{пр}$ составляла 20 и 30 мс, обратной $\tau_{обр} - 10$ мс.

Эксперименты по микроплазменной сварке разнополярными импульсами позволили установить следующие основные недостатки (рис. 5): в случае полного провара наблюдается провисание шва; на более высоких токах прямой полярности (свыше 30 А) наблюдается склонность к образованию подреза; при повышении скорости ($v \geq 40$ м/ч) снижается стабильность процесса.

Эксперименты по гибридной лазерно-микроплазменной сварке показали следующие основные преимущества: повысилась стабильность процесса на высоких (свыше 60 м/ч) скоростях сварки, уменьшилась в 1,5...2,0 раза ширина швов, значительно снизились остаточные деформации, отсутствовало разбрызгивание. Также была установлена такая особенность гибридной сварки, как склонность к образованию подрезов при формировании стыковых соединений на токах прямой полярности свыше 30 А (рис. 6).

Исследование путей устранения характерных дефектов лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов показало, что основными из них можно считать следующие: подачу присадочного материала; сварку по отбортовке (или торцевыми швами) (рис. 7); сварку внахлест.

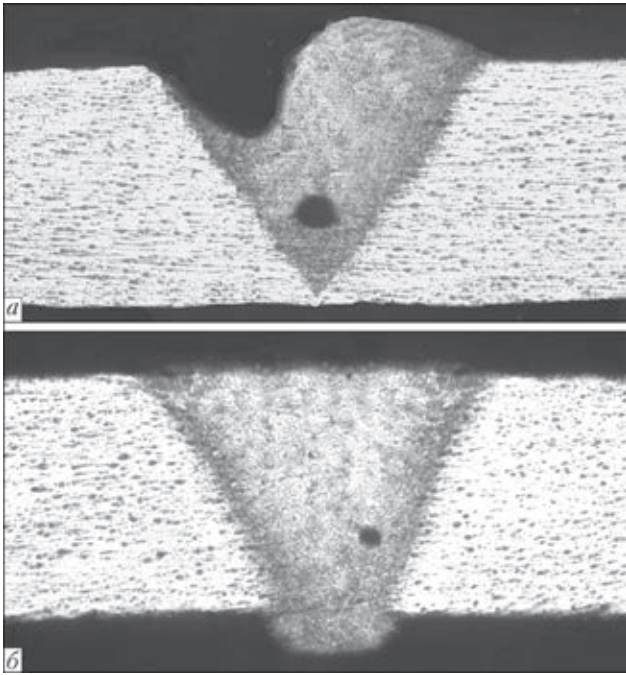


Рис. 6. Макроструктура ($\times 25$) поперечных сечений провара (а) и стыкового соединения (б), выполненных гибридным способом в сплаве АМг6 ($\delta=1,4$ мм) со скоростью сварки 150 м/ч

Для проведения металлографических исследований из сваренных образцов в поперечном сечении швов вырезали темплеты, которые затем зажимали в алюминиевые струбцины, шлифовали и полировали (применяли электрополировку). Выявление микроструктуры проводили травлением в растворе из 10 см³ плавиковой кислоты, 15 см³ соляной кислоты и 30 см³ воды. Полученные образцы изучали при помощи оптического микроскопа “Neophot-30” при увеличениях от 25 до 500.

Сначала были изучены панорамные виды швов, выполненных в сплавах АМг6 ($\delta = 1,4$ мм) (рис. 5–7). На рис. 5 приведена макроструктура поперечного сечения сварного соединения, полученного плазменным способом на режиме $I_{пр} = 30$ А, $I_{обр} = 10$ А, $\tau_{пр} = 20$ мс, $\tau_{обр} = 10$ мс, напряжение дуги $U = 19$ В, $\nu = 30$ м/ч. Несмотря на небольшое провисание сварного шва в целом он имеет структуру, характерную для микроплазменной сварки. Его макроструктура мелкокристаллическая, плотная, без видимых дефектов. Ширина шва в верхней части составляет примерно 2,7 мм, в нижней 0,7 мм. Размер ЗТВ достаточно невелик и составляет порядка 0,27 мм.

Далее изучали провар (рис. 6, а) и стыковой шов (рис. 6, б), выполненные гибридным способом. В обоих случаях режим сварки был одинаковым: $I_{пр} = 30$ А, $I_{обр} = 10$ А, $\tau_{пр} = 20$ мс, $\tau_{обр} = 10$ мс, $U = 21,5$ В, $\nu = 150$ м/ч, $P_{л} = 400$ Вт, фокус на поверхности образца. Отличие глубины провара листа сплава АМг6 от сварки стыкового соединения связано с наличием зазора между свариваемыми кромками. Характерными дефектами являлись

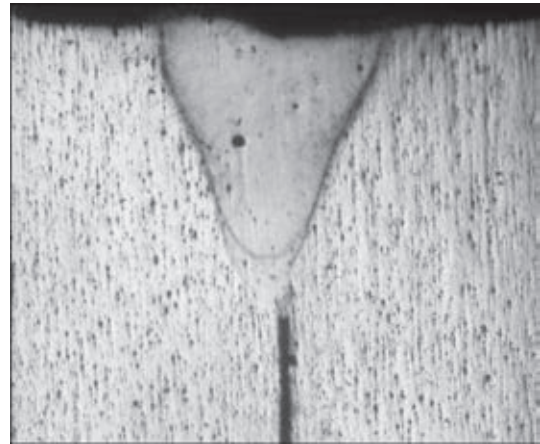


Рис. 7. Макроструктура ($\times 25$) поперечного сечения качественно торцевого соединения сплава АМг6 ($\delta = 1,4$ мм), выполненного гибридным способом со скоростью сварки 168 м/ч

подрез с одной из сторон шва и образование внутренней поры диаметром 0,1...0,2 мм. Устранение этих дефектов связано с уменьшением давления дуги и плазмообразующего газа.

Торцевые соединения сплава АМг6 ($\delta = 1,4$ мм) выполняли гибридным (рис. 7) и лазерным (рис. 8) способами. Режим гибридной сварки: $I_{пр} = 12$ А, $I_{обр} = 7$ А, $\tau_{пр} = 30$ мс, $\tau_{обр} = 10$ мс, $U = 16$ В, $\nu = 168$ м/ч, $Q_{пл} = 0,1$ л/мин, $Q_{заш} = 9$ л/мин, $Q_{з.л} = 3...6$ л/мин, $P_{л} = 400$ Вт, фокус на поверхности образца. В случае лазерной сварки шов глубиной порядка 0,35 мм образовывался при скорости 110 м/ч и максимальной мощности излучения (400 Вт).

Размер ширины шва и ЗТВ при гибридной сварке с увеличением скорости уменьшился и составил: для стыкового соединения (рис. 6, б) ширина верхней части шва 1,9 мм, ширина нижней части шва 0,46 мм, ширина ЗТВ 0,08 мм; для торцевого соединения (рис. 7, б) ширина верхней части шва 1,14 мм, ширина нижней части шва 0,39 мм, ширина ЗТВ порядка 0,05 мм.

Более детально на рис. 8 показана микроструктура металла швов, полученных в случаях микроплазменной, гибридной и лазерной сварки. Отдельно рассмотрена микроструктура гибридной сварки стыкового и торцевого соединений. Исследование микроструктуры во всех полученных сварных соединениях указывает на наличие в сварных швах дендритного строения литого металла, который к периферии становится несколько более грубым. Металл шва имеет довольно мелкозернистое строение (величина зерна около 50 мкм). При оценке дисперсности структуры металла швов исследуемых соединений, наряду с объемной долей структурных составляющих, толщиной избыточных включений и их удельной поверхностью основной характеристикой дисперсности структуры является дендритный параметр. Из сравнения микроструктур видно, что наиболее

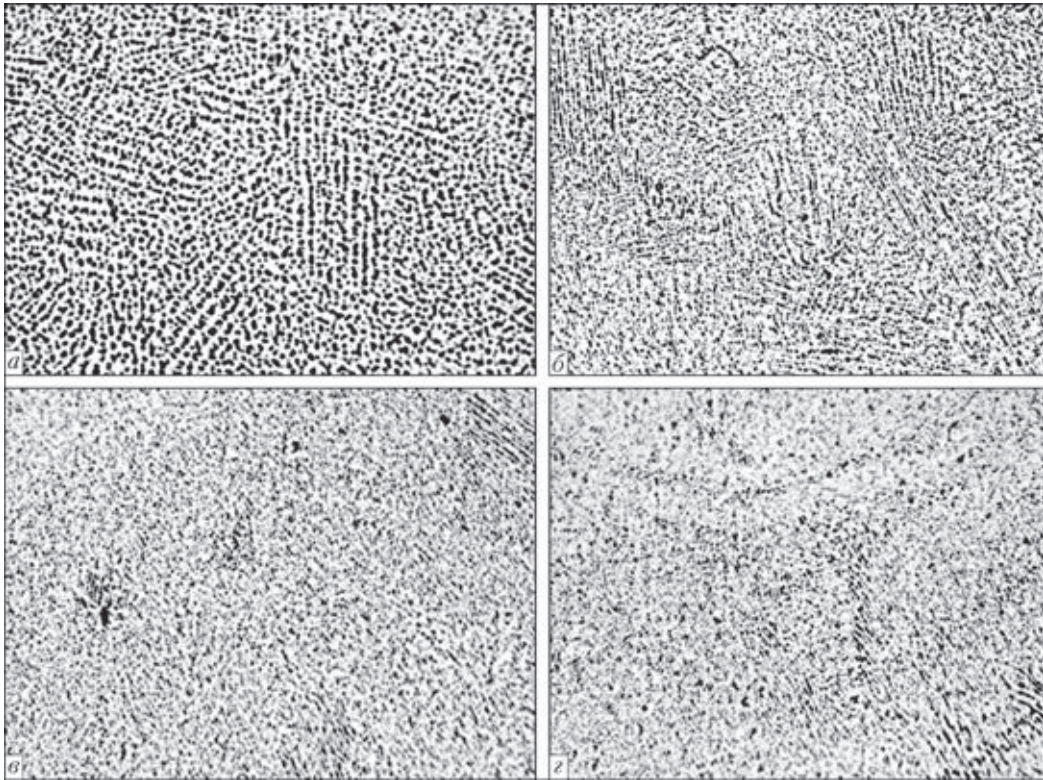


Рис. 8. Микроструктура ($\times 500$) металла швов, полученных плазменным (а), гибридным в стыковом соединении (б), гибридным в торцевом соединении (в) и лазерным (г) способами

крупнодисперсная структура наблюдается при плазменной сварке, а наиболее мелкодисперсная в случае лазерной. Дендритный параметр составляет около 4 мкм для плазменной сварки и уменьшается примерно в три раза для лазерной сварки. При гибридной сварке более мелкодисперсная структура наблюдается для случая торцевого соединения. По нашему мнению, это связано с повышением скорости сварки, ставшим возможным из-за улучшения поглощения лазерного излучения в отбортовке.

Исследование влияния технологических параметров сварки излучением CO_2 -лазера на особенности формирования стыковых соединений алюминиевого сплава АМг5 ($\delta = 1,5$ мм) проводили согласно схеме рис. 1. Для этого перед сваркой оксидную пленку с поверхности образцов удаляли с помощью раствора МР-35, разработанного в НИИХимПром (РФ). Для сравнения получаемых результатов использовали стыковую сварку и проход лазерным пучком по металлу.

При сварке алюминиевых сплавов возможно образование пор, источником которых является водород, хорошо растворяющийся в алюминии при температуре плавления. Сплавы системы Al-Mg характеризуются повышенной склонностью к пористости при сварке, так как магний увеличивает растворимость водорода в алюминии [6]. Согласно статистике одним из основных дефектов (примерно 48 % брака) сварных конструкций из алюминиевых и магниевых сплавов является га-

зовая пористость. Поэтому в ходе данной работы была оценена пористость сварных швов. В результате визуально-оптического исследования установлено следующее.

При лазерной сварке на всех режимах наблюдается «чешуйчатость» (рис. 9, а). Это связано с нестационарными процессами в сварочной ванне и прерывистостью ее кристаллизации. Поры, кратеры в сварном шве и капли металла, образовавшиеся во время сварки, являются дефектами сварных соединений. В начальный момент сварки наблюдаются многочисленные поры, что связано с перегревом металла при наборе скорости технологическим столом. С увеличением скорости процесса наблюдается непровар, обусловленный снижением энергии, вкладываемой в единицу объема расплавляемого металла.

Для исследования структуры сварных швов изготавливали по два макрошлифа из каждого образца. В качестве травящего реактива использовался реактив Келлера [7]. Во всех случаях были обнаружены рассеянные поры малых диаметров (до 0,2 мм) (рис. 10, 11). Для образцов, сваренных встык излучением CO_2 -лазера со скоростью 420 м/ч, характерно провисание сварного шва, превышающее 10 % толщины металла (рис. 10, а). При этом на проплавленных цельных образцах наблюдаются подрезы (рис. 10, б). При оптимальных параметрах процесса наблюдается небольшая пористость сварного соединения (поры диаметром 0,1...0,2 мм), которую принято считать допу-

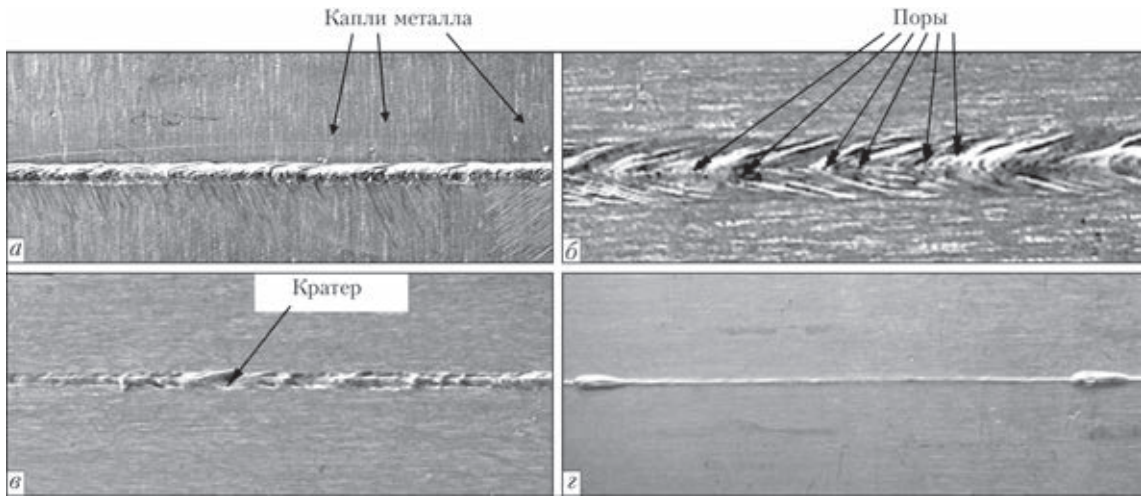


Рис. 9. Внешний вид и характерные дефекты сварных соединений ($\times 3$): а-в — лицевая сторона; г — обратная

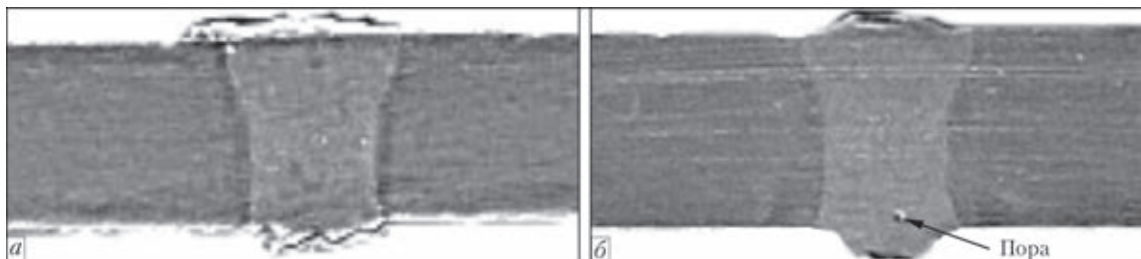


Рис. 10. Макроструктура ($\times 20$) сварных соединений сплава Амг5 ($\delta = 1,5$ мм), полученных при скорости сварки 360 м/ч

стимой. Стоит заметить, что в основном металле также наблюдается небольшая пористость.

В заключение следует отметить, что для получения качественных стыковых соединений из тонколистовых алюминиевых сплавов как в случае лазерной, так и в случае гибридной лазерно-микроплазменной сварки необходимо вкладывать погонную энергию порядка 20 Дж/мм на один миллиметр глубины провара в диапазоне скоростей 100...300 м/ч. При сварке торцевых соединений этот показатель может снижаться до 15 Дж/мм и меньше. При этом использование микроплазменной составляющей в гибридном процессе позволяет за счет теплового механизма повышения поглощающей способности основного металла снижать мощность излучения в соотношении примерно 1:1, что значительно снижает себестоимость оборудования.

При микроплазменной сварке алюминиевых сплавов толщиной до 1,5 мм наблюдается прови-

сание шва в случае полного провара, склонность к образованию подрезов при сварке на токах свыше 30 А, снижение стабильности процесса при увеличении скорости свыше 40 м/ч. Основным недостатком лазерной сварки непрерывным излучением алюминиевых сплавов является необходимость повышения мощности для получения стабильного провара, приводящая к удорожанию сварочного оборудования. Одним из способов устранения этих недостатков является объединение микроплазменного и лазерного процессов.

Гибридная лазерно-микроплазменная сварка алюминиевых сплавов толщиной до 1,5 мм характеризуется стабильностью процесса на скоростях сварки свыше 60 м/ч, уменьшенной (в 1,5...2,0 раза по сравнению с микроплазменной сваркой) шириной швов, значительным снижением остаточных деформаций, а также возможностью получения качественных соединений при сравнительно низких погонных энергиях (порядка 12...15 Дж/мм

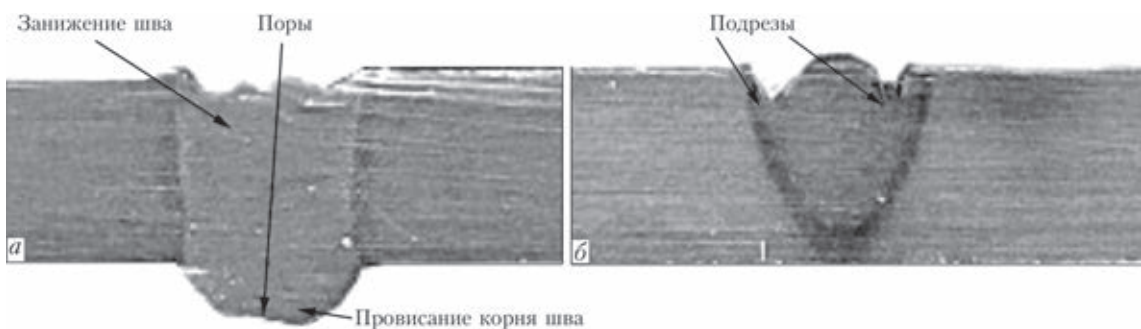


Рис. 11. Макроструктура ($\times 20$) сварных соединений сплава Амг5 ($\delta = 1,5$ мм), полученных при скорости сварки 420 м/ч

для торцевых соединений и около 30 Дж/мм для стыковых); отсутствие разбрызгивания. К характерным дефектам лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов относятся провисание швов, сваренных без подкладки, образование подрезов и внутренних пор диаметром 0,1...0,2 мм. Основными путями устранения этих дефектов можно считать следующие: подача присадочного материала (например, в виде проволоки); использование стальных подкладок (в том числе с канавками для формирования нижнего валика); сварка по отбортовке (торцевыми швами); сварка внахлест (требует тщательной подготовки поверхностей); уменьшение энергозатрат от микроплазменной составляющей при сохранении общего уровня вкладываемой энергии; введение сварочных режимов с высокочастотной модуляцией мощности излучения.

Оптимальными величинами параметров сварки излучением CO₂-лазера являются мощность 3,0...3,5 кВт при скорости 180...300 м/ч, т. е. диапазон погонных энергий 36...70 Дж/мм. Снижение погонной энергии приводит к непровару металла, а увеличение – к образованию горячих трещин. При оптимальных параметрах процесса наблюдается небольшая пористость сварного соединения (поры диаметром 0,1...0,2 мм), считающаяся допустимой. Стоит заметить, что в основном металле также наблюдается небольшая пористость.

Детальное изучение структур металла швов, полученных плазменной, гибридной и лазерной

сваркой, показало, что во всех случаях структура является достаточно равноосной, плотной, без видимых дефектов, имеет дендритный характер. Наиболее крупнодисперсная структура наблюдается при плазменной сварке, наиболее мелкодисперсная — в случае лазерной. Дендритный параметр составляет около 4 мкм для плазменной сварки и уменьшается примерно в три раза для лазерной сварки. При гибридной сварке более мелкодисперсная структура наблюдается для случая торцевого соединения, что связано с повышением скорости сварки, ставшим возможным из-за улучшения поглощения лазерного излучения в образованном отбортовкой узком несквозном зазоре.

1. *Микроплазменная сварка* / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, Д. А. Дудко и др. – Киев: Наук. думка, 1979. – 248 с.
2. *Гибридная лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин* / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, И. В. Кривцун и др. // Автомат. сварка. – 2002. – № 3. – С. 5–9.
3. *Бондарев А. А., Бондарев Андр. А. Лазерная сварка алюминиевых сплавов (обзор)* // Там же. – 2001. – № 12. – С. 21–28.
4. *Гибридная лазерно-плазменная сварка алюминиевых сплавов* / И. В. Кривцун, В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин и др. // Там же. – 2007. – № 5 – С. 49–53.
5. *Генерация излучения с качеством ТЕМ00 моды в непрерывном CO₂-лазере мощностью 8 кВт* / Ю. В. Афонин, А. П. Гольшев, А. И. Иванченко и др. // Квант. электроника. – 2004. – 31, № 4. – С. 307–310.
6. *Рабкин Д. М. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов.* – Киев: Наук. думка, 1986. – 256 с.
7. *Коваленко В. С. Металлографические реактивы: Справочник.* – 3-е изд. перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1981. – 120 с.

Поступила в редакцию 07.02.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com



Журнал «Автоматическая сварка» издается с 1948 г. 12 выпусков в год, ISSN 005-111X. Один из наиболее авторитетных и популярных журналов, издаваемых в СНГ, в области сварки и родственных процессов.

Журнал «The Paton Welding Journal» издается с 2000 г. 12 выпусков в год, ISSN 0957-798X. Полный перевод журнала «Автоматическая сварка» на английский язык.



Журнал «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» издается с 1985 г. 4 выпуска в год, ISSN 0235-3474. В журнале публикуются статьи по технической диагностике сооружений, конструкций и машин, а также по всем методам неразрушающего контроля. Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием «Technical Diagnostics and Non-Destructive Testing» издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания.



Журнал «Современная электрометаллургия» издается с 1989 г. 4 выпуска в год, ISSN 0235-3474. Журнал не имеет аналогов в СНГ. Журнал включает разделы: электрошлаковый переплав, электронно-лучевые процессы, плазменно-дуговые процессы, вакуумно-индукционная плавка, общие вопросы металлургии, новые материалы. Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием «Advances in Electrometallurgy» издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания.



РАЗВИТИЕ В УКРАИНЕ ТЕХНОЛОГИЙ РЕМОНТА ДУГОВОЙ СВАРКОЙ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В. С. БУТ, О. И. ОЛЕЙНИК

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

Для снижения материально-финансовых и экологических потерь, присущих классическому способу ремонта магистральных трубопроводов, связанного с их остановкой, во всем мире применяются способы, позволяющие ремонтировать магистрали без вывода из эксплуатации. В статье рассмотрены направления развития в ИЭС им. Е.О. Патона технологий восстановления несущей способности дефектных участков магистральных трубопроводов под давлением с применением дуговой сварки. Проведен анализ особенностей применения дуговой сварки на трубопроводах под давлением и определены пути устранения неблагоприятных факторов. Показано влияние сварочного нагрева на прочностные характеристики металла труб и определены безопасные условия заварки коррозионных дефектов в зависимости от теплофизических свойств транспортируемого продукта и величины внутреннего давления. Представлен оригинальный конструктивно-технологический подход к выполнению ремонтных работ с применением дуговой сварки, реализуемый на действующих магистральных трубопроводах Украины. Дана экспериментально-теоретическая оценка преимущества использования нахлесточно-стыковых сварных соединений перед традиционными с угловыми швами. Приведены результаты исследований поляризационно-оптическим способом коэффициентов концентраций напряжений в местах сопряжения наплавленного металла с основным для различных видов нагрузки образцов-имитаторов. Применение нахлесточно-стыковых соединений позволяет: расширить диапазон тепловложений при дуговой сварке; управлять размерами, структурой и свойствами металла зоны термического влияния; снизить концентрацию в местах сопряжения кольцевых швов с трубопроводом и тем самым повысить предел выносливости сварных соединений усиливающих конструкций при повторно-статической нагрузке. Разработаны и внедрены нормативно-технические документы, регламентирующие ремонт магистральных трубопроводов под давлением с применением дуговой сварки, а также показаны примеры практического использования наиболее эффективных конструктивных решений. Библиогр. 23, рис. 10, таблица.

Ключевые слова: магистральные трубопроводы, дуговая сварка, нахлесточно-стыковые сварные соединения, давление, безопасные условия сварки, тепловложение, прочностные характеристики, коэффициент концентрации напряжений, усиливающие конструктивные элементы, предел выносливости

Современные магистральные трубопроводы — это дорогие сооружения из низколегированных сталей повышенной прочности, рассчитанные на длительный срок эксплуатации — не менее 30 лет. Поэтому во всем мире к их надежной работе предъявляются высокие требования.

Безопасность эксплуатации магистральных трубопроводов (МТ) обеспечивается соответствующими мерами и средствами как на стадии проектирования, так и в процессе эксплуатации. Среди эксплуатационных мер большое значение имеет соответствующая организация периодической технической диагностики состояния элементов МТ и ремонта выявленных недопустимых дефектов.

Классический ремонт трубопровода, включающий его остановку, очистку и замену дефектных участков, требует больших материальных и финансовых затрат, а также сопровождается значительным экологическим ущербом. В связи с этим в конце двадцатого века во всем мире начали развиваться технологии ремонта МТ без вывода из эксплуатации, и в первую очередь, ориентируясь на дуговые способы сварки.

Особенности применения дуговой сварки на трубопроводах под давлением. Известно, что наиболее технологичным в исполнении и надежным в эксплуатации является соединение, полученное с помощью дуговой сварки. Однако во время выполнения сварочных работ на действующем трубопроводе существует опасность сквозного проплавления или чрезмерного разогрева стенки трубы сварочной дугой, что может привести к ее разрушению внутренним давлением.

Результаты испытаний, проведенных в лаборатории Британской газовой компании, показали, что благоприятные условия для разрушения стенки трубы внутренним давлением во время сварки низководородными электродами создаются при достаточно высоком тепловложении [1]. Так, при наплавке кольцевых швов на трубе с толщиной стенки 4,7 мм и с действующими в ней окружными напряжениями σ_θ на уровне $0,72\sigma_T$, разрушение происходило при погонной энергии сварки превышающей 2,62 кДж/мм. С уменьшением толщины стенки трубы до 3,2 мм вероятность ее разрушения возрастает даже при незначительном теплов-

ложении (менее 1,51 кДж/мм), а в случае выполнения швов вдоль образующей — менее 0,52 кДж/мм. При этом регистрируется значительный разброс результатов испытаний, особенно при сварке продольных швов. Все это говорит о высокой степени опасности выполнения сварочных работ на трубопроводах под давлением.

Характер изменения прочностных характеристик некоторых трубных сталей в зависимости от температуры нагрева, а также возможность выполнения дуговой сварки на трубопроводе при разных параметрах внутреннего давления и тепловложения достаточно хорошо изучены [2–4]. В указанных работах установлено, что нагрев низколегированных сталей марок 14ХГС, 17Г1С, Х60 до температуры выше 400 °С приводит к резкому снижению прочности, а при температурах, превышающих 720 °С, она приближается к нулю (рис. 1).

Полученные данные свидетельствуют о том, что во время сварки на трубе под давлением необходимо стремиться к минимальному проплавлению ее стенки и к уменьшению зоны разогрева до критической температуры. Определены допустимые размеры зоны термического влияния (ЗТВ) вдоль образующей при дуговой сварке на трубопроводах разного диаметра [5, 6]. Установлено, что с увеличением диаметра трубопровода критические размеры зоны разогрева до предельной температуры повышаются. Однако в целом, эти размеры незначительны (рис. 2), что ограничивает возможности дуговой сварки при наплавке вдоль образующей трубопровода.

В работе [5] для определения несущей способности трубы под давлением в процессе дуговой сварки вдоль образующей ориентировались на методику расчета труб с поверхностными коррозионными повреждениями [7], поскольку характер разрушения труб в том и другом случае идентичен. Вопрос был лишь в том, какие параметры зоны разогрева сварочной дугой можно принять за размеры условного поверхностного дефекта, ориентированного вдоль образующей трубы. В одном случае можно было принять размер зоны разогрева стенки трубы до температуры плавления (размер сварочной ванны), в другом – до температуры выше 720 °С, при которой прочностные характеристики металла находятся на очень низком уровне. Кроме того, что важно на практике, эту зону легко определить визуально на макрошлифах по ЗТВ. Проведенные испытания показали, что экспериментальные данные (рис. 3) расположены значительно ниже расчетных значений для поверхностного дефекта с параметрами сварочной ванны и несколько выше значений, полученных для дефектов с размерами зоны разогрева до температуры 720 °С. И как было установлено,

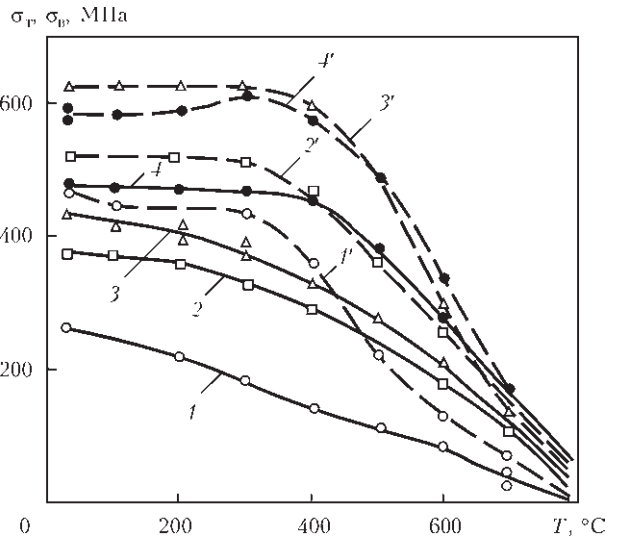


Рис. 1. Влияние температуры нагрева на прочностные характеристики исследуемых сталей: 1, 1' — сталь 20; 2, 2' — 14ХГС; 3, 3' — 17Г1С; 4, 4' — Х60; 1–4 — σ_t ; 1'–4' — σ_b

введение соответствующего поправочного коэффициента отклонения продольного сечения зоны разогрева от прямоугольной формы позволяет получить хорошее совмещение экспериментальных данных с расчетными.

Следует также отметить, что стремление выполнять дуговую сварку на небольших токах противоречит требованиям получения металла ЗТВ приемлемой твердости. Как известно из работы [8], существует высокая вероятность образования холодных трещин в сварных соединениях с твердостью металла в ЗТВ выше HV 350. Во многих странах ряд нормативных документов [7, 9, 10] регламентирует выполнение многослойных угловых швов при монтаже муфт и тройников на действующих трубопроводах. При этом максимальная твердость металла ЗТВ формируется у внешних швов на трубе вследствие охлаждающе-

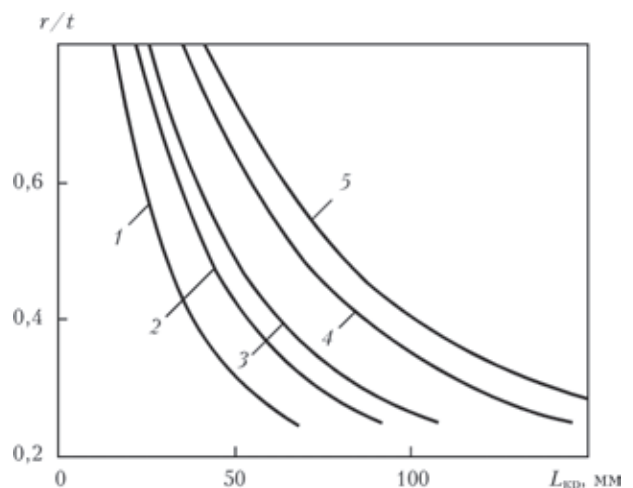


Рис. 2. Допустимые размеры зоны разогрева $L_{кр}$ до критической температуры при сварке вдоль образующей, размеры трубы, мм: 1 — 325×8; 2 — 530×9; 3 — 720×9; 4 — 1020×12; 5 — 1220×14; r — максимальная глубина зоны разогрева стенки трубы до 720 °С; t — толщина стенки трубы

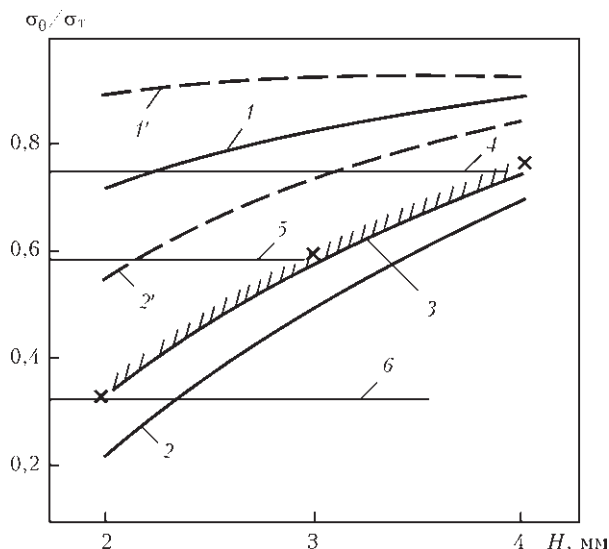


Рис. 3. Относительный уровень разрушающих окружающих напряжений (σ_{θ}/σ_t) в зависимости от толщины непроплавленной перемычки H : 1, 1' — условный дефект формы сварочной ванны; 2, 2' — условный дефект с сечением зоны разогрева до $T = 700$ °С; 3 — экспериментальные данные; 4–6 при $P = 12; 9,2; 5,3$ МПа; 1–6 — коэффициент формы дефекта $C = 1,0$; 1', 2' — $C = 2,3$

го действия транспортируемого продукта. И эта твердость тем выше, чем больше скорость перекачивания продукта и выше эквивалент углерода металла труб $C_{\text{экв}}$. Так, в работе [11] установлено, что при прокачке газа (170 тыс. м³/ч) по трубопроводу из стали с $C_{\text{экв}} = 0,4$, твердость металла в ЗТВ достигала $HV 415$, в то время как при нулевом отборе — $HV 285$.

Кроме того, проблема сварки угловых кольцевых швов связана с образованием жесткого напряженного состояния в местах соединения тройника с трубопроводом. При наличии внутреннего давления эти сварные соединения становятся уязвимыми под действием механических деформаций.

Во время сварки кольцевых швов тепло, которое выделяется, быстро отводится транспортируемым продуктом, и это может привести к образованию закалочных структур типа мартенсита в металле ЗТВ. Поэтому в зону сварки необходимо подавать дополнительное тепло в течение длительного времени. Чаще всего на практике применяют ручные пропановые горелки, которые разогревают ограниченные участки трубы до температуры 250 °С. Сварку проводят до тех пор, пока температура в зоне нагрева не снизится до 100 °С. Потом снова — подогрев и следующая сварка.

Экспериментальные исследования Кифнера [12] подтверждают вероятность появления подвальных трещин в угловых сварных соединениях вследствие образования закалочных структур в металле ЗТВ, наличия растягивающих напряжений и диффузионно-подвижного водорода. Для снижения риска образования холодных трещин

Кифнер предлагает применять предварительный и сопутствующий подогрев, а также использовать низководородные электроды.

Учитывая очень небольшой период пребывания разогретых участков трубопровода в интервале приемлемых температур (около 2...5 мин) при использовании газопламенного нагрева [12], в последнее время активно стали внедряться другие источники тепла, такие как электронагреватели и индукторы. Индукционный способ нагрева и электронагреватели опробованы в многочисленных экспериментах и успешно применяются при проведении ремонтных работ на МТ под давлением, позволяя выполнять сварку в условиях беспрепятственного подогрева [13].

С целью повышения безопасности сварочных работ на действующих трубопроводах и получения возможности управлять структурой и свойствами металла ЗТВ, а также повышения надежности и работоспособности сварных соединений усиливающих конструктивных элементов с трубопроводами авторами [6, 14] был предложен новый конструктивно-технологический подход с использованием нахлесточно-стыковых соединений. Обоснование такого подхода будет изложено ниже.

Обоснование необходимости разработки нормативных документов Украины по ремонту действующих магистральных трубопроводов. Еще в конце 1980-х гг. академик Б. Е. Патон оценил актуальность и перспективу создания ремонтных технологий на основе применения дуговой сварки для восстановления несущей способности линейной части МТ и обеспечения надежной и бесперебойной работы транспортной системы. Первым шагом в этом направлении были экспериментальные исследования по определению безопасных условий выполнения сварки на трубе с внутренним давлением [5].

Кроме того, в эти годы остро стоял вопрос газификации сел и поселков городского типа, расположенных вблизи ранее построенных транзитных магистральных газопроводов, транспортировку газа по которым нельзя было остановить ни на минуту. Поставленная перед сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона задача была успешно решена за счет разработки и внедрения вначале способа присоединения отводов к МТ на основе применения энергии взрыва и биметаллического переходника [15], а затем более простого и более надежного способа присоединения отвода дуговой сваркой [5].

После распада СССР и получения независимости, Украине досталась в наследство разветвленная сеть трубопроводов для транспортировки газа, нефти и нефтепродуктов. Общая длина только магистральных трубопроводов, которые находятся в сфере управления НАК «Нафтогаз Украины» превы-

шает 42 тыс. км. Их основная составляющая часть — магистральные газопроводы (более 36 тыс. км).

Учитывая значительные сроки эксплуатации трубопроводов, все актуальнее становится проблема обеспечения эффективной и бесперебойной работы трубопроводного транспорта. Для ее решения необходимо, в первую очередь, усовершенствовать существующие и создать новые безопасные и надежные способы выполнения работ при ремонте и техническом обслуживании МТ. Чтобы избежать финансово-материальных и экологических убытков, присущих классическому способу ремонта МТ, во всем мире развиваются способы ремонта без вывода их из эксплуатации. Для Украины такие способы имеют особое значение, учитывая высокую концентрацию населения в зоне расположения магистральных газопроводов, высокую цену на газ и необходимость безусловного выполнения контрактных обязательств поставки газа потребителям как внутри страны, так и за рубеж.

Кроме того, назрела необходимость создания национального нормативного документа, который позволяет систематизировать подход к выполнению ремонтно-восстановительных работ на МТ под давлением с соблюдением условий безопасности и сохранения экологии окружающей среды, а также обеспечения высокого качества, оперативности и культуры производственного цикла в соответствии с современным уровнем технологий.

Проведенная с помощью интеллектуального снаряда фирмы «Rozen» диагностика технического состояния магистральных газопроводов ПАО «Укртрансгаз» показала, что наибольшее количество выявленных дефектов относится к поверхностным коррозионным повреждениям стенки трубопровода — «вынос металла». Так, потери металла более 60 % толщины стенки трубы равны 0,9 %; 41...60 % — 5 %; 20...40 % — 45,5 %. Дефекты кольцевых швов составляют 10,8 %, поверхностных — 11 %, продольных — 7 %, спиральных — 0,9 %; дефекты основного металла — 11,1 %, неклассифицированные — 7 %; аномальные виды дефектов — 0,8 % [16]. В кольцевых сварных стыках зафиксированы недопустимые, согласно требованиям ВСН 006-89 и ВСН 012-88 дефекты, которые не были выявлены при строительстве магистральных газопроводов. Количество их составляет более 11 % от всех выявленных дефектов. Обнаружено множество поверхностных дефектов в сварных швах (12 %) и внутренних типа расслоения (11 %) в основном металле.

На основе анализа характера и геометрических параметров выявленных дефектов предложен комплексный подход к разработке технологий восстановления несущей способности линейной части магистральных газопроводов (ЛЧМГ) под давлением с применением дуговой сварки [14, 17]. Спо-

собы ремонта сгруппированы по видам дефектов и целевому назначению. Для каждой группы определяются безопасные условия выполнения дуговой сварки на МТ под давлением с учетом рабочих параметров и теплофизических свойств транспортируемого продукта. Затем определяются условия обеспечения технологической и конструкционной прочности сварных соединений предлагаемых усиливающих конструкций.

Экспериментально-аналитическая доказательная база преимуществ предложенных конструктивно-технологических решений. Как указывалось ранее, почти половину выявленных дефектов на ЛЧМГ составляют поверхностные коррозионные повреждения локального характера. И, естественно, для ликвидации таких отдельных дефектов наиболее простой и эффективной является наплавка дуговым способом. С целью математического обоснования безопасных условий выполнения дуговой наплавки на трубопроводах под давлением решалась нестационарная задача теплопроводности [18] с учетом конвективного теплообмена на внутренней поверхности стенки трубы в зависимости от транспортируемой среды (газ, нефть). Результаты расчета критических значений разрушающих давлений для труб из стали 17Г1С разного диаметра представлены в виде графических зависимостей (рис. 4, 5). Из этих данных видно, что для нефтепровода (рис. 4) величина разрушающего давления монотонно растет с ростом толщины металла в месте сварки до определенных пределов, выше которых рассмотренный механизм разрушения (пластическая неустойчивость) не реализуется, поскольку резко снижается средняя температура по толщине указанной перемычки. Уменьшение диаметра завариваемой каверны приводит к снижению допустимой толщины перемычки при одном и том же давлении.

Для газопроводов наблюдается аналогичная картина (рис. 5), однако здесь процесс усложняется из-за высокой интенсивности теплообмена между стенкой и транспортируемой средой при низких давлениях, что приводит к немонотонному изменению критического разрушающего давления в зависимости от толщины перемычки.

Таким образом, из вышеизложенного следует, что при заварке отдельных коррозионных дефектов на МТ под давлением вероятность разрушения перемычки зависит в первую очередь от толщины металла в месте сварки, а также от скорости транспортируемого продукта и его теплофизических свойств, и величины внутреннего давления.

Для восстановления несущей способности ЛЧМГ с обширными коррозионными повреждениями, трещиноподобными дефектами, недопу-

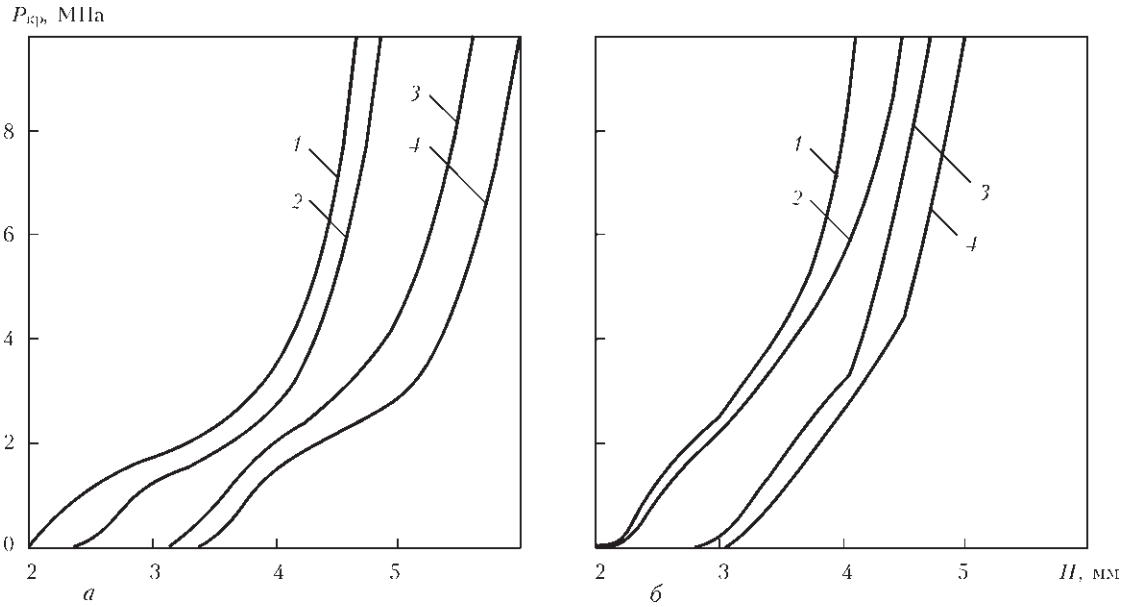


Рис. 4. Зависимость критического давления $P_{кр}$ от толщины перемычки H при заварке каверн $d=20$ (а) и 12 мм (б) в трубе нефтепровода 1020×11 мм: 1, 2 — $I_{св}=90$; 3, 4 — 140 А; 1, 3 — скорость транспортировки нефти $W=6$; 2, 4 — 2 м/с

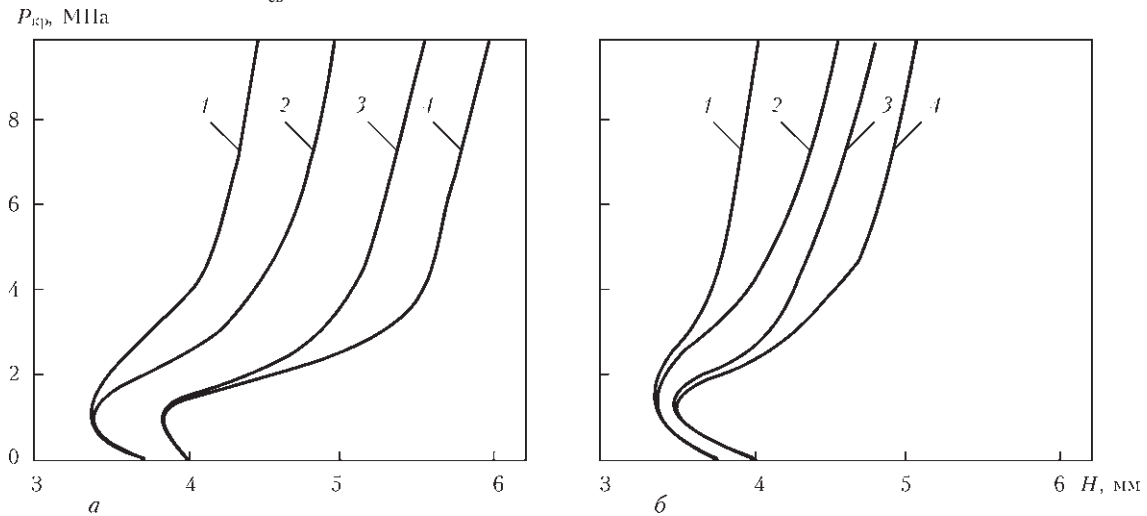


Рис. 5. Зависимость $P_{кр}$ от H при заварке каверн $d=20$ (а) и 12 мм (б) в трубе газопровода 1420×18 мм (см. обозн. на рис. 4)

стимыми дефектами в сварных швах предложены конструктивные решения, базирующиеся на применении нового типа сварного соединения – нахлесточно-стыкового [6]. Как показали исследования, новый оригинальный конструктивный подход к выполнению ремонтных работ на МТ под давлением позволяет значительно повысить тепловложение при сварке, сохраняя безопасные условия ее проведения. Только сквозной прожог стенки может привести к разгерметизации трубопровода — что на практике маловероятно, поскольку кольцевые швы усиливающих муфт выполняются на участках трубопроводов с толщиной стенки не менее 5 мм [1].

Применение дополнительных технологических колец в нахлесточных соединениях муфты с трубопроводом за счет усиливающего эффекта позволяет оптимизировать напряженно-деформированное состояние сварных соединений как от действия собственных сварочных напряже-

ний, так и от внутреннего давления (рис. 6). А от уровня и характера распределения напряжений в сварных соединениях зависит их несущая способность и работоспособность в целом при повторно-статическом нагружении.

Исследования напряженно-деформированного состояния образцов угловых и нахлесточно-стыковых соединений с использованием поляризационно-оптического способа при различных видах нагрузки [19] показали, что во всех случаях большая концентрация напряжений наблюдается в местах сопряжения наплавленного металла с основным в угловых сварных швах (таблица). Полученные данные хорошо коррелируют с результатами испытаний образцов-имитаторов с различным конструктивным оформлением швов на сопротивление усталости при повторно-статическом внецентровом растяжении [5]. Применение нахлесточно-стыковых сварных соединений позволяет повысить предел выносливости сварных образцов

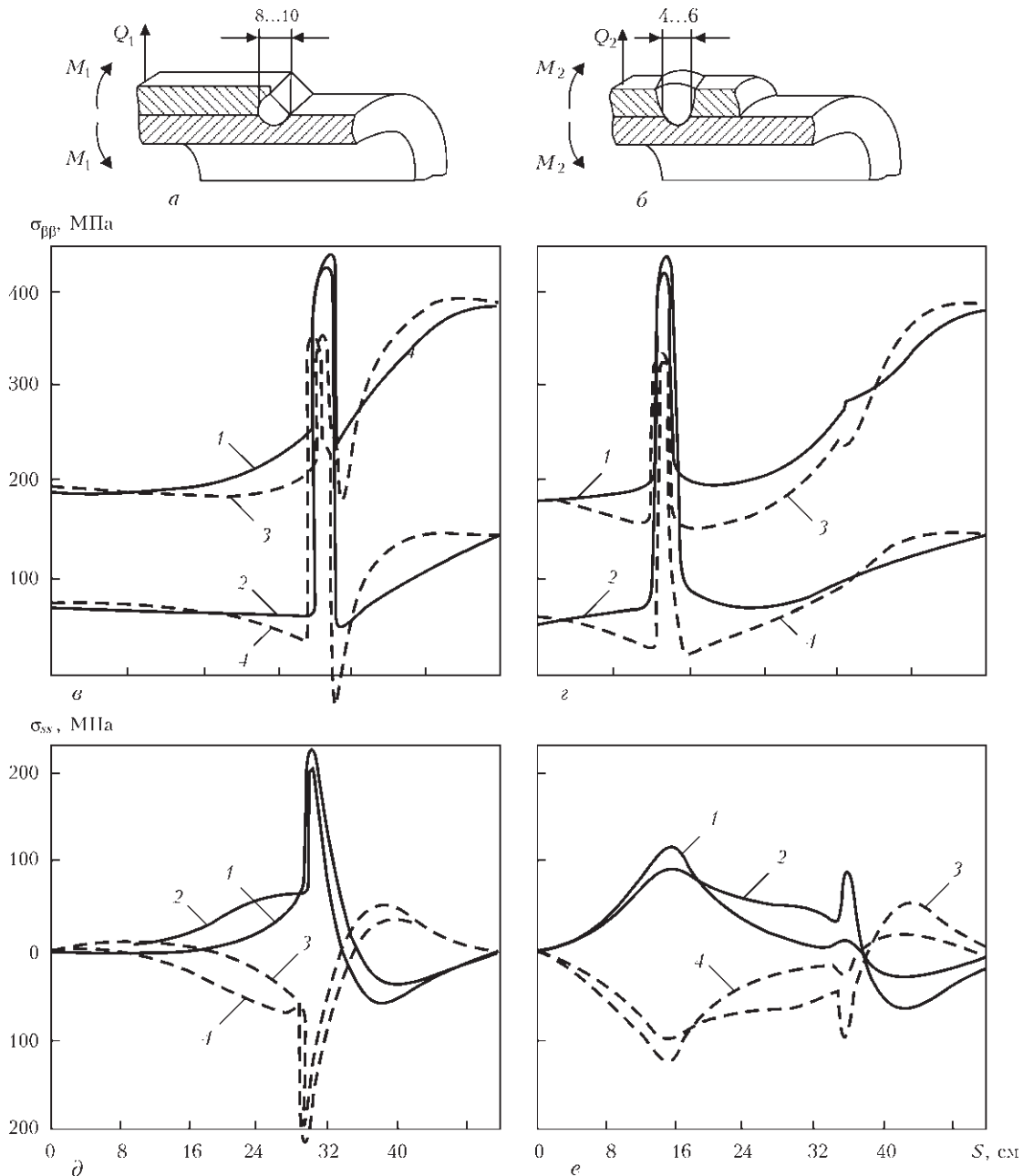


Рис. 6. Влияние конструктивного оформления на напряженно-деформированное состояние сварного соединения: *а* — соединение с угловым швом; *б* — нахлесточно-стыковое; *в, з* — распределение продольных остаточных сварочных напряжений $\sigma_{вв}$ при внутреннем давлении 2,0 (2, 4) и 5,5 МПа (1, 3); *д, е* — распределение аналогичных поперечных напряжений $\sigma_{сс}$: 1, 2 — наружная поверхность стенки трубы; 3, 4 — внутренняя (*S* — длина исследуемого участка)

в 1,5 раза по сравнению с соединениями с угловыми швами (рис. 7).

В дополнение к вышеизложенному, выполнение сварочных работ на трубопроводах под давлением с использованием нахлесточно-стыковых соединений позволяет управлять размерами, структурой и свойствами ЗТВ. Это приводит к уменьшению вероятности образования холодных трещин и склонности ме-

Результаты расчета концентрации напряжений α_σ

Вид нагрузки образца	Угловое соединение	Нахлесточно-стыковое соединение
Растяжение	2,0...2,3	1,8...2,0
Трехточечный изгиб	1,6...1,8	1,2...1,3
Консольный изгиб	2,5...3,0	1,2...1,5

талла ЗТВ к хрупкому разрушению. В этом случае возможна полная автоматизация дуговой сварки при присоединении усиливающих элементов к действующим трубопроводам [17].

В связи с изложенным выше, предложен целый ряд конструктивно-технологических решений для восстановления несущей способности линейной части МТ с обширными коррозионными повреждениями без остановки транспорта продукта [20, 21].

Наиболее характерными примерами использования нахлесточно-стыковых сварных соединений в усиливающих конструкциях являются герметичная и двухслойная муфты (рис. 8). Последние

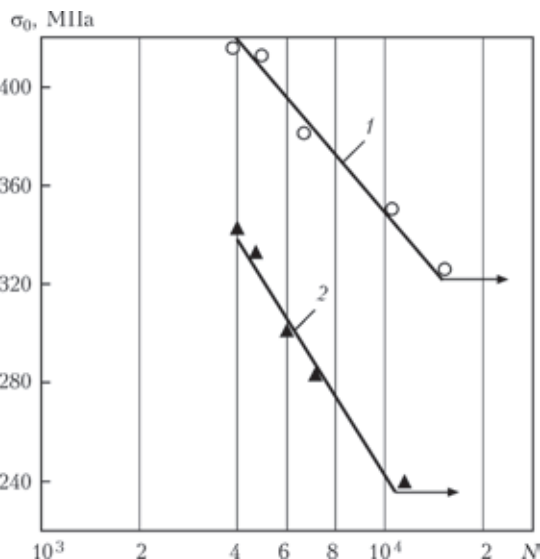


Рис. 7. Результаты испытаний сварных образцов при внеосевом повторно-статическом нагружении: 1 — угловое; 2 — нахлесточно-стыковое соединение; σ_0 — предел выносливости образца; N — циклическая долговечность

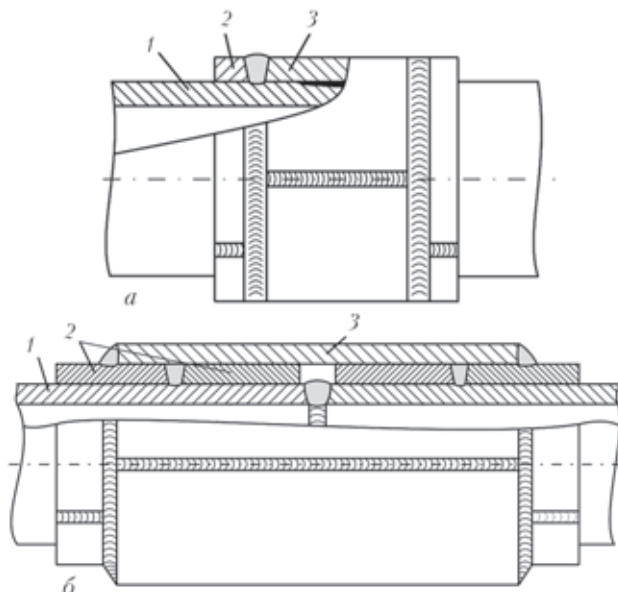


Рис. 8. Конструктивно-технологические схемы ремонта МТ под давлением с использованием нахлесточно-стыковых сварных соединений: а — герметичная; б — двухслойная муфта; 1 — трубопровод; 2 — технологические кольца; 3 — муфта

применяются для усиления дефектных кольцевых стыков трубопроводов, к большей части которых относятся замыкающие стыки-«захлесты» при строительстве.

Особо следует остановиться на рассмотрении конструкции с применением самотвердеющего компаунда на основе полиуретанового клея (рис. 9). По мнению авторов такое техническое решение носит универсальный характер и имеет значительные преимущества перед герметичными муфтами, устанавливаемыми непосредственно на трубопровод и образующими острый concentra-

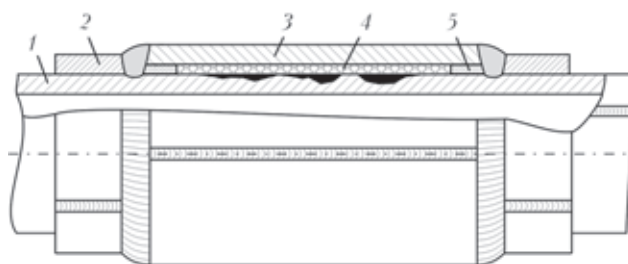


Рис. 9. Универсальная клеесварная муфта на тонких подкладках: 1–3 — см. обозн. на рис. 8; 4 — клеевая композиция; 5 — металлическая лента

тор напряжений в виде межслойного зазора между муфтой и трубой в районе кольцевого шва.

Применение дополнительных тонкостенных колец из порошковой ленты позволяет притупить указанный концентратор напряжений и тем самым снизить уровень напряжений в критической зоне во время формирования сварного кольцевого шва. В результате этого снижается вероятность образования холодных трещин в сварных швах у концентратора. Кроме того, применение тонкостенных колец позволяет отказаться от выполнения проточек на внутренней поверхности муфты под продольные сварные швы трубопровода, что приводит к упрощению процесса ремонта и повышению его качества, а также к снижению вероятности разрушения ремонтной конструкции. Существенным преимуществом рассматриваемой конструкции является возможность заполнить подмуфтовое пространство клеевой самотвердеющей смесью под давлением, соизмеримым с рабочим в трубопроводе. Это позволяет снизить уровень напряжений в дефектной части трубопровода, передавая нагрузку на муфту. К тому же, такой подход позволяет ремонтировать протяженные участки МТ за счет установки многосекционных клеесварных муфт [21] и может быть актуальным при необходимости повышения категории отдельных участков действующего газопровода.

Практический опыт использования разработанных технологий. Нарботки в экспериментально-теоретическом обосновании применения конструктивно-технологических решений для ремонта действующих МТ, вначале в меньшем объеме, легли в основу нормативного документа ВБН В.3.1-00013741-07:2007 для нефтепроводов [20]. А затем, более полно, отражены в ГБН В.3.1-00013741-12:2011 (для газопроводов) [21]. С целью унификации подхода в изготовлении усиливающих конструктивных элементов были разработаны ТУ У 27.2-19305558-001:2007 [22].

Для обучения и аттестации персонала, выполняющего ремонтные работы, были разработаны соответствующие программы как для сварщиков, так и для руководителей сварочных работ, а также



Рис. 10. Установка на МТ: герметичной муфты (а), отвода (б), двухслойной муфты (в) и клеесварных муфт (г)

учебное пособие по методам ремонта с применением дуговой сварки на трубопроводах под давлением [23].

За период широкого использования (2001–2012 гг.) разработанных технологий на объектах ПАТ «Укртрансгаз» выполнены следующие работы: установлено 326 двухслойных муфт на дефектные стыки магистральных газопроводов, присоединено 52 отвода к основной магистрали с целью подключения новых потребителей, отремонтировано более 800 участков со значительными коррозионными повреждениями с помощью клеесварных муфт. На рис. 10 приведены примеры практической реализации разработанных технологий. Общий экономический эффект от внедрения превысил 188 млн грн.

Успешное сотрудничество коллективов ПАО «Укртрансгаз» и ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ позволило получить на ряд технических решений более 50 патентов Украины и России. Достижения в области системного подхода при разработке технологий ремонта действующих магистральных трубопроводов отмечены Государственной премией Украины в области науки и техники за 2008 г.

Выводы

1. Проведен анализ особенностей применения дуговой сварки на МТ под давлением и определены пути устранения действия негативных факторов.

2. С целью продления ресурса безопасной эксплуатации МТ, а также учитывая высокую плотность населения в зоне прохождения магистралей и необходимость обеспечения бесперебойной поставки энергоносителей потребителям, разработаны отраслевые нормативно-технические документы по ремонту дуговой сваркой МТ в условиях эксплуатации.

3. Показаны преимущества нового конструктивно-технологического подхода при восстановлении несущей способности дефектных участков ЛЧМГ в условиях эксплуатации. Применение нахлесточно-стыковых соединений позволяет: расширить диапазон тепловложений при дуговой сварке; управлять размерами, структурой и свойствами металла ЗТВ; снизить концентрацию напряжений в местах сопряжения кольцевых швов с трубопроводом и тем самым повысить предел выносливости сварных соединений усиливающих конструкций при повторно-статической нагрузке.

1. Bruce W. A., Mishier H. D., Kiefner J. F. Repair of pipelines by direct deposition of weld metal / A. G. A. Pipeline research committee. – PR-185-9110. – Edison Welding Inst., 1993.
2. Бут В. С., Грецкий Ю. Я. К проблеме присоединения отводов к магистральным трубопроводам в условиях эксплуатации // Автомат. сварка. – 1997. – № 6. – С. 25–33.
3. But V. S., Gretsii Yu. Ya. Repair the main pipelines under pressure using arc welding // Intern. conf. on pipeline repairs, Australia, 5-6 Mar., 2001.
4. Риск разрушения магистрального трубопровода с дефектами утонения стенки при ремонте под давлением / В. И. Махненко, В. С. Бут, С. С. Козлитина и др. // Автомат. сварка. – 2010. – № 1. – С. 11–14.

5. Бут В. С. Присоединение дуговой сваркой отводов к магистральным нефтепроводам под давлением // Нефт. пром-сть. – М.: ВНИИОЭНГ, 1991. – 92 с. – (Сер. «Транспорт. и хранение нефти»).
6. Обґрунтування нового підходу до виконання зварювальних робіт на трубопроводах під тиском / В. С. Бут, В. В. Розгонюк, Ю. Я. Грецький та ін. // Нафт. і газ. пром-сть. – 2001. – № 4. – С. 33–39.
7. ASME B31.8. Gas transmission and distribution piping system. – The American Soc. of Mechanical Engineers, 2007. – (Нац. стандарт США).
8. Гривняк И. Свариваемость сталей. – М.: Машиностроение, 1984. – 215 с.
9. CSA Z662-07. Oil and gas pipeline system. – Canadian Standards Assos., 2007. – (Стандарт CSA).
10. BS EN ISO 16708. Petroleum and natural gas industrial. Pipeline transportation systems. Reliability-based limit state methods. – 2006. – (Стандарт Великобритании).
11. Phelps B., Cossie B. A., Evans N. H. Welding onto live natural gas pipelines // Metal. construction. – 1986. – № 8. – P. 350–354.
12. Kiefner J. F., Maxey W. A. Test validate pipeline sleeve repair technique // Oil and Gas J. – 1989. – Aug. – P. 47–52.
13. Корольков П. М. Термообработка сварных соединений трубопроводов в полевых условиях // Монтаж. и спец. работы в стр-ве. – 1996. – № 11–12. – С. 21–24.
14. Ремонт магистральных трубопроводов под тиском / М. В. Беккер, В. С. Бут, Р. М. Говдяк та ін. – К.: Кий, 2008. – 239 с.
15. Добрушин Л. Д. Разработка и исследование технологии сварки отводов магистральных газопроводов под давлением с использованием энергии взрыва: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 1981. – 21 с.
16. Оцінка корозійних пошкоджень та застосування дугового зварювання для ремонту діючих трубопроводів / В. С. Бут, Ю. Я. Грецький, М. М. Дрогомирецький та ін. // Нафт. і газ. пром-сть. – 1998. – № 6. – С. 44–47.
17. Бут В. С., Олейник О. И. Основные направления развития технологий ремонта магистральных трубопроводов в условиях эксплуатации // Автомат. сварка. – 2007. – № 5. – С. 42–48.
18. Математическое моделирование язвенных дефектов в действующих нефте- и газопроводах и разработка численного способа оценки допустимых режимов дуговой заварки таких дефектов / В. И. Махненко, В. С. Бут, Е. А. Великоиваненко и др. // Там же. – 2001. – № 11. – С. 3–10.
19. Исследования напряженно-деформированного состояния и прогнозирование работоспособности сварных соединений конструктивных элементов с трубопроводом. Совершенствование систем управления и эксплуатации магистрального транспорта нефти / В. С. Бут, Е. А. Великоиваненко, В. Е. Починок и др. // Сб. научн. тр. – Уфа: ВНИИСПТнефть, 1988. – С. 189–196.
20. ВБН В.3.1-00013741-07:2007. Магістральні нафтопроводи. Методи ремонту дефектних ділянок. – Чинні від 01.01.07. – К.: М-во палива та енерг. України, 2007. – 110 с. – (Відомчі буд. норми України).
21. ГБН В.3.1-00013741-12:2011. Магістральні газопроводи. Ремонт дуговим зварюванням в умовах експлуатації. – Чинні від 06.09.11. – К.: М-во енерг. та вугільної пром. України, 2011. – 152 с. – (Галузеві буд. норми України).
22. ТУ У 27.2-19305558-001:2007. Елементи трубопроводів підсилюючі конструктивні. – Чинні від 03.07.07. – 79 с. – (Техн. умови України).
23. Бут В. С. Строительство и ремонт действующих магистральных газопроводов: Пособие для руководителей сварочных работ на магистральных трубопроводах под давлением. – Киев: МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона, 2003. – 116 с.

Поступила в редакцию 28.01.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

СВАРКА И НАПЛАВКА МЕДИ И СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ / Составители: В. М. Илюшенко, Е. П. Лукьянченко. – Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. – 396 с. Мягкий переплет, 165×235 мм.

Сборник включает основные публикации — статьи, доклады, информационные материалы и изобретения в области сварки и наплавки меди и ее сплавов за период с 1953 по 2013 гг., авторами которых являлись в основном сотрудники Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. В представленных материалах освещен широкий круг вопросов разработки прогрессивных технологических процессов сварки и наплавки этих материалов и опыт их промышленного применения в различных отраслях промышленности.

Сборник может быть полезен инженерно-техническим работникам сварочного производства, а также специалистам, развивающим исследования в этой области. ISBN 978-966-96309-1-9.



ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ СНИЖЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОЛЬЦЕВЫХ СОЕДИНЕНИЯХ ТРУБ ПОСЛЕСВАРОЧНОЙ ОБРАБОТКОЙ ВЗРЫВОМ

А. Г. БРЫЗГАЛИН

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

Установлено, что при использовании разработанной ранее методики расчета режимов обработки взрывом кольцевых швов труб величина снижения остаточных напряжений зависит от их исходного уровня. В частности, при обработке взрывом труб без кольцевого шва наводимые напряжения сжатия существенно меньше сварочных, в то время как последние практически полностью снимаются при обработке швов аналогичных труб по тем же режимам. Разброс наводимых напряжений сжатия в трубах различного типоразмера не превышал ошибку измерения. Определена зависимость эффективности обработки взрывом от значения исходных сварочных напряжений, которая имеет линейный характер. Наличие такой зависимости позволяет прогнозировать результаты обработки и корректировать режимы в зависимости от предъявляемых к результатам обработки требований. Показано принципиальное отличие механизмов снижения остаточных напряжений при термообработке и обработке взрывом. Библиогр. 9, табл. 2, рис. 5.

Ключевые слова: эффективность, обработка взрывом, термообработка, остаточные напряжения, деформации, кольцевой шов, трубопроводы

Оптимальным результатом снижения остаточных напряжений (ОН) послесварочной обработкой можно считать достижение нулевого уровня напряжений в сварном шве, который является, как правило, наиболее слабым местом конструкции. Как показано в работе [1], применение расчетного способа определения режимов обработки взрывом (ОВз) позволяет достаточно эффективно снижать ОН в трубах различного типоразмера. Представляет интерес, насколько близки к оптимальным являются расчетные режимы и оценить возможность их корректировки при решении различных практических задач. С этой целью дополнительная проверка способа расчета была проведена на цельных трубах без сварных швов с такими характеристиками: 115×4 (сталь 20), 115×10 (сталь 17Г1С), 160×6 (сталь 17Г1С), 216×7 мм (сталь 20). Это позволило исключить погрешность эксперимента, привносимую выполнением сварного шва.

На образцах труб устанавливали заряды ВВ симметрично относительно некоторой диаметральной плоскости сечения, имитируя геометрическое подобие ОВз труб с готовыми кольцевыми швами. Расчет экспериментальных режимов проводился также, как ранее для труб со сварным швом, центр которого условно находился в указанной плоскости сечения. В этой же плоскости на наружной поверхности трубы измеряли кольцевые напряжения после ОВз.

Результаты измерений приведены в табл. 1. Начальные значения ОН равны нулю: $\sigma_{и} = 0$, а конечные после ОВз равны значениям $\sigma_{к}$ в соответствующем

столбце табл. 1. Эффективность ОВз $\Delta\sigma = \sigma_{и} - \sigma_{к} = -\sigma_{к}$.

Разброс величины $\Delta\sigma$ находится на уровне погрешности измерения ОН. В табл. 2 для сравнения приведены результаты измерения ОН в кольцевых швах труб, опубликованные в работе [1].

Эффективность ОВз кольцевых швов труб зависит от множества факторов, наиболее существенные из которых: геометрические параметры трубы (радиус R , толщина стенки h), прочность материала трубы σ_r , исходные ОН $\sigma_{и}$, внутреннее давление в трубе P , температура материала трубы в момент обработки T .

Следует отметить, что результаты измерений напряжений, которые представлены в табл. 1, 2 получены при проведении ОВз на трубах без внутреннего давления и при небольших колебаниях температуры окружающей среды 25 ± 10 °С, следовательно, эти факторы не влияли на эффективность ОВз.

Таблица 1. ОН при ОВз труб без сварного шва

Типоразмер труб ($2R \times h$), мм	σ_r , МПа	Остаточные напряжения $\sigma_{к}$, МПа	$\Delta\sigma$, МПа
115×4	240	-50	50
115×10	350	-70	70
160×6	350	-70	70
216×7	240	-60	60

Примечание. R – радиус трубы, h – толщина стенки трубы.



Таблица 2. Кольцевые ОН в сварных швах труб, МПа

Типоразмеры труб (2R×h), мм	$\sigma_{и}$, МПа	$\sigma_{к}$, МПа	$\Delta\sigma$, МПа
115×4	150	-30	180
160×5	200	-50	250
115×8	200	-20	220
150×8	250	0	250
530×7	300	50	250
530×9	300	50	250
168×14	250	0	250

Примечание. Все приведенные значения напряжений относятся к наружной поверхности труб.

Из всех значимых параметров не рассмотренным остался параметр $\sigma_{и}$, который не был учтен при разработке методики определения режимов. Существенно меньшая величина $\Delta\sigma$ в трубах без сварных швов по сравнению с $\Delta\sigma$ в трубах с кольцевыми швами свидетельствует о наличии зависимости между исходными ОН и величиной их снижения в случае выбора режимов ОВз в соответствии с разработанной методикой. Проанализируем полученные экспериментальные результаты.

Значение исходных ОН для разных труб (табл. 2) варьируется от 150 до 300 МПа. После ОВз значения конечных ОН оказались в диапазоне ± 50 МПа, т. е. несмотря на разный уровень исходных ОН был достигнут достаточно стабильный результат для $\sigma_{к}$, при том, что для разных труб обеих групп (с кольцевыми швами и без них) толщина различалась в 4,3 раза, диаметр — в 6 раз, отношение диаметра к толщине — в 6,6 раза.

Для оценки влияния исходных ОН на эффективность обработки представим данные всех экспериментов по ОВз графически в форме семей-

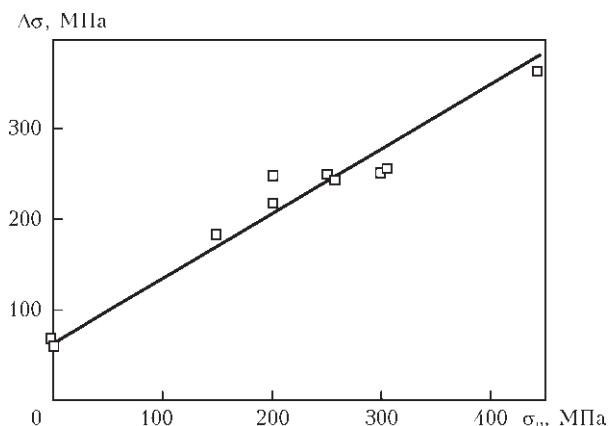


Рис. 1. Зависимость величины снижения ОН от их исходного значения

ства точек на координатной плоскости ($\sigma_{и}$, $\Delta\sigma$) (рис. 1).

Линейный коэффициент корреляции между значениями $\sigma_{и}$ и $\Delta\sigma$ составляет 0,97, что свидетельствует о наличии функциональной связи между этими параметрами, близкой к линейной. Представим эту зависимость в виде прямой линии, проходящей через точку (0, 63), которая соответствует среднему значению изменения напряжений при ОВз труб без сварных швов. Выбор этой точки в качестве базовой для проведения прямой опирается на тот факт, что для труб без шва исключены погрешности измерения ОН от сварки, что определяет ее существенную значимость. Уравнение прямой, отражающей зависимость между $\sigma_{и}$ и $\Delta\sigma$ для данной серии экспериментов, примет вид

$$\Delta\sigma = 0,72\sigma_{и} + 63 \text{ [МПа]}.$$

Наличие такой зависимости дает основание для прогнозирования уровня ОН после ОВз, корректировки режимов в случае необходимости и последующего уточнения метода расчета параметров взрывного воздействия с целью управления величиной ОН в сварных швах. В целом же можно считать, что ОВз является эффективным способом регулирования ОН в кольцевых швах труб.

Широко известны другие способы снижения сварочных напряжений [2–4]. Все они основаны на протекании пластических деформаций, компенсирующих усадочные сварочные. ОН создают в сварном соединении запас внутренней упругой энергии, благодаря чему такое соединение находится в состоянии неустойчивого энергетического равновесия. Для реализации процесса перехода упругих деформаций в пластические необходим энергетический «толчок» от внешнего источника. Таким источником может быть нагрев (термообработка), взрыв (ОВз), вибрационная, электроимпульсная обработки и пр. Однако для снятия ОН в кольцевых швах труб применяют местную термическую обработку как наиболее эффективную из перечисленных. Температуру отпуска для углеродистых и низколегированных сталей обычно назначают 680...720 °С с временем выдержки 60...120 мин в зависимости от толщины стенки трубы. Этот режим применяется как в отечественной промышленности [5], так и за рубежом (британский стандарт В 3351–1961, стандарт США USA I В 37.1.0).

Однако термообработка сопряжена с высокими трудовыми и энергетическими затратами. Известно, что длительность термообработки кольцевых швов труб в полевых условиях в 3...4 раза превышает время сварки [6]. Кроме того, эффективность термообработки существенно снижается с увеличением толщины стенок труб, так как при

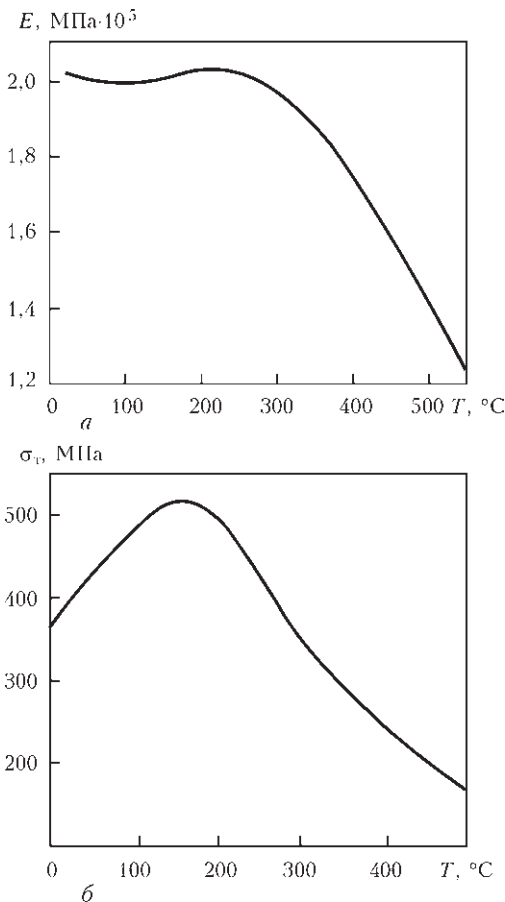


Рис. 2. Зависимость модуля упругости (а) и предела текучести (б) углеродистой стали от температуры

этом возрастает градиент температуры по толщине стенки. И, наконец, в связи с применением труб из сталей повышенной прочности (например, контролируемой прокатки) повышается опасность их разупрочнения в результате перегрева.

Известно, что ОВз по эффективности не уступает термообработке [7]. В то же время очевидно, что эти два способа имеют совершенно разные механизмы воздействия на сварное соединение, принципы которых (без учета разнообразных факторов, влияющих на эффективность, но не меняющих сути процессов) представляется целесообразным рассмотреть.

Термообработка. При равномерном нагреве термические деформации однородны по всему объему металла и сами по себе не могут привести к снижению ОН. Эффект термообработки достигается от использования свойства стали менять с изменением температуры предел текучести и модуль упругости. На рис. 2, а приведены зависимости модуля упругости, а на рис. 2, б — предела текучести углеродистой стали от температуры [8].

При нагреве сварного соединения от температуры T_0 до температуры T_1 (рис. 3) модуль упругости и предел текучести уменьшатся. Упругие деформации ϵ_1 , соответствующие пределу текучести стали при температуре T_1 , отражены на рис. 3 от-

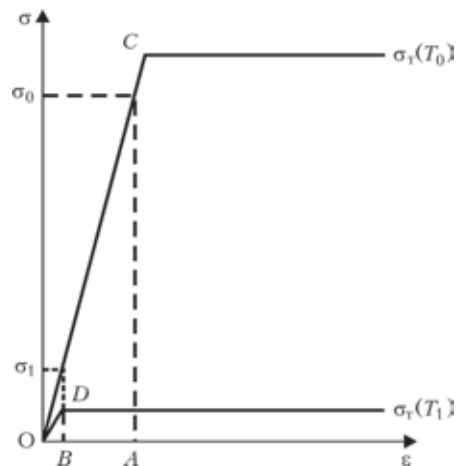


Рис. 3. Идеальная упругопластическая σ - ϵ диаграмма стали при разной температуре

резком ОВ. Остальная деформация, которая была упругой при температуре T_0 , перейдет в пластическую (отрезок ВА).

После остывания сварного соединения до температуры T_0 модуль упругости увеличится до первоначального значения, а упругие деформации останутся такими же, как при температуре T_1 . Тогда напряжения после термообработки будут равны

$$\sigma_1 = \epsilon_1 E_0.$$

Как видим, после общей термообработки ОН не зависят от величины их исходного значения. Надо заметить, что в процессе выдержки при температуре термообработки происходит дополнительное снижение ОН за счет их релаксации по

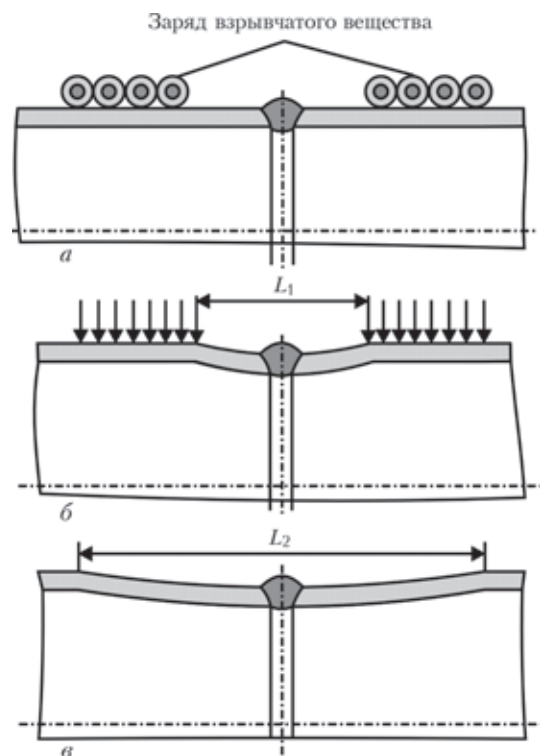


Рис. 4. Схема процесса ОВз: а — размещение заряда; б — приложение нагрузки; в — деформации стенки трубы после ОВз



диффузионному механизму. При местной термообработке принцип снижения ОН будет таким же, однако будут образовываться дополнительные незначительные по величине ОН в результате неравномерного термомеханического цикла.

Обработка взрывом. В результате сложного термомеханического процесса при сварке кольцевой шов и некоторая зона прилегающего к нему основного металла имеют меньший радиус, чем остальное тело трубы [9]. Механизм снижения ОН при ОВз кольцевых швов труб наружными зарядами заключается в создании пластических деформаций, уменьшающих радиус трубы на участке, непосредственно прилегающем к зоне пластических деформаций укорочения от сварки. В этом случае ОН перераспределяются по более широкому участку трубы, что приводит к существенному снижению или полному снятию пиковых растягивающих напряжений в шве (рис. 4).

При достаточно интенсивном взрывном нагружении можно создать такие деформации стенки трубы, что ее радиус под зарядом будет меньше радиуса кольцевого шва. В этом случае в шве образуются ОН сжатия. В отличие от термообработки проведение ОВз не влияет на структуру металла шва (ни в положительную, ни в отрицательную сторону). Многочисленные исследования и опыт применения ОВз показывают, что создаваемые динамические нагрузки не приводят к развитию имеющихся в сварном соединении и основном металле дефектов в виде непроваров, пор, подрезов, инородных включений и т. п.

Проведенный анализ показывает, что расширение технологических возможностей ОВз может быть осуществлено путем прогнозирования и регулирования ее результатов.

1. *Брызгалин А. Г.* Расчет параметров обработки взрывом для снижения остаточных напряжений в кольцевых швах трубопроводов // Автомат. сварка. – 2013. – № 8. – С. 32–37.
2. *Исследование влияния деформационной обработки на остаточные напряжения в кольцевых сварных швах / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, А. В. Амеляничик и др. // Там же. – 2003. – № 1. – С. 3 – 10.*
3. *Касаткин Б. С., Прохоренко В. М., Чертов И. М.* Напряжения и деформации при сварке. – Киев: Вища шк., 1987. – 246 с.
4. *Лобанов Л. М., Павловский В. И., Лысак В. В.* Применение предварительного упругого деформирования для регулирования напряженно-деформированного состояния при сварке тонколистовых конструкций из алюминиевых сплавов // Сварка цветных металлов. – Киев: Наук. думка, 1989. – С. 52–56.
5. *СНУП III-42–80.* Правила производства и приемки работ. Магистральные газопроводы. – М.: Стройиздат, 1981. – 62 с.
6. *Перунов Б. В., Кушнарченко В. М.* Профилактика коррозии – гарантия эффективности. – Челябинск: Южно-Уральское книж. изд-во, 1983. – 63 с.
7. *Добрушин Л. Д., Эффендиев Э. Э., Брызгалин А. Г.* Исследование сравнительной эффективности снижения остаточных напряжений в кольцевых швах труб из стали контролируемой прокатки обработкой взрывом // Применение энергии взрыва в сварочной технике. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. – С. 90–94.
8. *Работнов Ю. Н.* Сопротивление материалов. – М.: Физматгиз, 1963. – 456 с.
9. *Махненко В. И.* Напряженное состояние в районах кольцевых стыков труб при обработке взрывом // Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. – Киев: Наук. думка, 1976. – С. 291–296.

Поступила в редакцию 27.01.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

ДЕТЕРМИНИРОВАННЫЙ ХАОС В НЕЛИНЕЙНЫХ ЦЕПЯХ С ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ. В. Н. Сидорец, И. В. Пенгегев. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 272 с. Твердый переплет, 165x235 мм.

Монография посвящена изложению результатов исследования фундаментальных свойств электрической дуги как нелинейного элемента электрических цепей. Описаны выявленные закономерности и механизмы возникновения детерминированного хаоса в этих цепях и сценарии его развития.

Особое внимание уделено оригинальным математическим методам исследования нелинейных динамических систем. Все полученные результаты проиллюстрированы.

Монография рассчитана на широкий круг специалистов в областях теоретической электротехники и нелинейных динамических систем. Она может быть полезна ученым, аспирантам и студентам.



ЛАУРЕАТЫ ПРЕМИИ им. Е. О. ПАТОНА за 2013 г.



О. К. Назаренко



В. М. Нестеренко



А. Л. Майстренко

3 апреля 2014 г. на общем собрании НАН Украины были подведены итоги по оценке результатов научных достижений за 2013 г. Там же состоялось торжественное вручение наград и премий имени выдающихся ученых Украины. В частности, Премии им. Е. О. Патона был удостоен коллектив сотрудников отдела физических процессов, технологии и оборудования для электронно-лучевой и лазерной сварки ИЭС им. Е. О. Патона: чл.-кор. НАН Украины, д-р техн. наук, проф., заведующий отделом О. К. Назаренко, чл.-кор. НАН Украины, д-р техн. наук, старший научный сотрудник, заместитель заведующего отделом В. М. Нестеренко и чл.-кор. НАН Украины, д-р техн. наук, заведующий отделом Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля А. Л. Майстренко за цикл работ по теме «Разработка технологии и компьютеризированного оборудования для электронно-лучевой сварки в отраслях авиационного, энергетического машиностроения и металлургии».

Как известно, электронно-лучевая сварка (ЭЛС) в вакууме имеет широкие технологические возможности, позволяя соединять за один проход металлы и сплавы толщиной от 0,5 до 200 мм. ЭЛС осуществляется при погонной энергии в 5...15 раз меньше, чем при дуговой сварке, обеспечивая минимальные деформации сварных изделий и существенно снижая затраты на их конечную механическую обработку. Этот вид сварки дает уникальную возможность получать равнопрочные соединения высокопрочных сплавов, которые используются в ключевых областях промышленности.

Цикл работ, выполненный авторами, представляет научные результаты поисковых исследований, обобщенный опыт создания и применения технологии и оборудования для ЭЛС в авиационном, энергетическом машиностроении и металлургии. Все эти работы были выполнены под руководством и при участии академика Б. Е. Патона. Перечень достижений включает: разработку технологических мер по обеспечению высокой стабильности формирования швов; использование предварительной модификации кромок с помощью ЭЛС для предупреждения трещин в соединениях высокопрочных трудносвариваемых алюминиевых сплавов, применяемых при изготовлении самолетных крыльев на фирме «Airbus»; изготовление около 30 современных установок для ЭЛС с многокоординатным перемещением сварочной пушки и изделий; широкое внедрение технологий ЭЛС в объединениях «Заря-Машпроект» и «Мотор-Сич»; разработку технологических процессов и оборудования для изготовления пилонов из титановых сплавов для российского самолета SSI-100; изготовление специализированного оборудования для космической отрасли в Индии, авиационной промышленности и производства буровых долот для газовой и нефтедобывающей промышленности в США, изготовление капсул с гранулированным материалом в Китае; создание конструкции кубонитового твердосплавного и стального рабочих инструментов для сварки пластин и модификации структуры цветных металлов и сплавов методом трения с перемешиванием с целью измельчения структуры.

Редколлегия и редакция журнала

ПАМЯТИ В. С. РОМАНЮКА



7 апреля 2014 г. на 61-м году ушел из жизни заслуженный машиностроитель Украины, лауреат Государственной премии Украины в области науки и техники, ветеран труда, директор ГП «ОКТБ им. Е. О. Патона НАНУ» Валерий Степанович Романюк.

После окончания Киевского политехнического

института В. С. Романюк поступил на работу в конструкторское бюро ИЭС им. Е. О. Патона, где последовательно прошел путь от инженера (1980) до директора (2008).

Им был накоплен уникальный по разнообразию опыт проектирования аппаратуры для дуговой сварки и наплавки в цеховых и монтажных условиях, автоматизированных установок для дуговой и контактной сварки, используемых в различных отраслях промышленности.

При непосредственном участии В. С. Романюка как ведущего конструктора была разработана техническая документация, изготовлены и внедрены в производство двух- и четырехпостовые выпрямители И146, И148 для газозлектрической сварки в кораблестроении, выпрямители с компьютерным управлением И158 для робототехни-

ки, источники питания И159 для атомной энергетики, полуавтомат ОИ 126 для сварки под водой. В конце 1980-х годов была разработана серия полуавтоматов для сварки и резки металлов в условиях автомобильного завода КамАЗ (г. Нижний Тагил) и АвтоВАЗ (Тольятти).

Разработаны и внедрены установки для наплавки арматуры для атомных станций, установка неполного поперечного оребрения плоскооальных труб способом контактной сварки, запорно-соединительный модуль для ликвидации аварий при подводной добыче нефтепродуктов и др.

С 2010 г. В. С. Романюк возглавлял Государственную экзаменационную комиссию по защите дипломных работ выпускников сварочного факультета в НТУУ «Киевский политехнический институт».

В. С. Романюк являлся автором или соавтором 30 изобретений и 25 печатных работ, награжден Почетной грамотой Верховного Совета Украины «За заслуги перед украинским народом».

Все, кто знали В. С. Романюка на всех этапах его профессиональной деятельности, отмечали его как грамотного организатора, лидера, способного сплотить коллектив на решение самых сложных задач.

Светлую память о Валерии Степановиче будут долго хранить в сердцах его родные, близкие, друзья и коллеги.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

Контакты:

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

E-mail: journal@paton.kiev.ua

Подписано к печати 24.04.2014. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 17,05. Усл.-отт. 18,2. Уч.-изд. л. 20,00 + 2 цв. вклейки.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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



ПАО «КОРОСТЕНСКИЙ ЗАВОД ХИМИЧЕСКОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ» — НА ПУТИ РЕКОНСТРУКЦИИ И ПЕРЕВООРУЖЕНИЯ

В 1949 г. в Коростене было основано специализированное предприятие по производству торфодобывающих машин для местной промышленности «Торфмаш». Первой продукцией завода были торфодобывающие комбайны, торфостилочные машины, стрелочные переводы, топливозаправщики, вагонозагрузчики зерна, конвейерные сушилки и др.

В 1959 г. в связи с развитием химии завод был переориентирован на выпуск химического оборудования и переименован в «Коростеньхиммаш».

С этого времени он приступил к освоению производства теплообменного, холодильного, сушильного, емкостного и окрасочного оборудования. Была проделана огромная работа по переоснащению завода новым высокопроизводительным станочным, сварочным и сборочно-сварочным оборудованием.

В 1965 г. было закончено строительство второй очереди завода, что значительно расширило производственные возможности предприятия и в 1975 г. после ввода в действие третьей очереди завода и корпуса по производству сосудов Дьюара предприятие приобрело современный вид.

Продукция завода изготавливалась со «знаком качества» и поставлялась на экспорт в 35 стран мира, многократно экспонировалась на различных выставках. Выполняя решение Правительства Украины и исходя из требований времени в 1995 г. завод акционировался и был преобразован в акционерное общество «Коростенский завод химического машиностроения» (ПАО «Химмаш»).

Имея мощную производственную базу, высококвалифицированные кадры ИТР и рабочих, завод проектирует и изготавливает самое современное конкурентоспособное оборудование для химической, газо-, нефтеперерабатывающей, пищевой и других отраслей промышленности, а также сельского хозяйства. О высоком качестве и надежности продукции говорит тот факт, что она сертифицирована на соответствие Гостстандартам России. Имеются разрешения Украинского Госгорпромнадзора, Российского Госгортехнадзора и Белорусского Проматомнадзора на право проектирования, изготовления и поставки оборудования, работающего под давлением вплоть до 45 МПа и рабочей температуре до 550 °С.

Система менеджмента качества завода сертифицирована на соответствие международному стандарту ИСО 9001:2009. Значительная часть продукции (около 50 %), выпускаемой заводом, поставляется в Литву, Беларусь, Россию, Азербайджан, Казахстан.

ПАО «Химмаш» специализируется на проектировании и изготовлении широкого спектра промышленного оборудования для химических, нефтехимических, нефтеперерабатывающих производств, а также для тепловых и атомных электростанций. Завод по индивидуальным заказам изготавливает также любое другое оборудование по своему профилю. Номенклатура производимой



продукции включает: кожухотрубное теплообменное оборудование, аппараты воздушного охлаждения, холодильное оборудование, краны шаровые, криогенное оборудование, емкостное оборудование, колонное оборудование, твердотопливные котлы, экономайзер котлов для утилизации тепла отходящих газов.

Кожухотрубное теплообменное оборудование. Теплообменное оборудование, включающее теплообменники, конденсаторы, холодильники и испарители для нефтеперерабатывающей, нефтехимической, химической и других отраслей промышленности, изготавливается следующих типов: с неподвижными трубными решетками, с плавающими головками, с U-образными трубами, с волнистыми температурными компенсаторами, труба в трубе.



Предлагаемые поставки теплообменного оборудования включают полный объем разновидностей горизонтальных и вертикальных аппаратов диаметром от 159 до 2000 мм, длиной от 1000 до 12000 мм, использование различных материалов — от углеродистых до хромоникелемолибденовых сталей и титановых сплавов. Завод также производит ремонт вышедших из строя теплообменных аппаратов, изготавливает трубные пучки, являющиеся элементами теплообменников с плавающей головкой или с U-образными трубами.

Аппараты воздушного охлаждения. Завод первым в Украине освоил изготовление высокоэффективных аппаратов воздушного охлаждения (АВО) для нефтеперерабатывающей, нефтехимической, газотранспортной и других отраслей промышленности, которые по своим эксплуатационным характеристикам соответствуют лучшим зарубежным образцам. АВО выпускают следующих типов: горизонтальные (АВГ), зигзагообразные (АВЗ), малопоточные (АВМ).

Использование биметаллических труб с алюминиевым оребрением (коэффициенты оребрения — 9;14;20) обеспечивает возможность изготовления АВО с поверхностью теплообмена от 100 (АВМ) до 12600 м² (АВЗ). Для изготовления аппаратов используют углеродистые, жаростойкие или коррозионностойкие стали, а также латунь и титановые сплавы. АВО комплектуются вентиляторами с рабочим колесом типа «торнадо» или «супер тайфун», диффузорами, регулирующими жалюзи.

Перед отправкой потребителю в специально оборудованном помещении завода производится контрольная сборка и проверка работы вентилятора аппаратов АВО, что обеспечивает качество монтажа и минимальные сроки пуска изделий в работу у заказчика. Завод принимает заказы на изготовление отдельных и ремонт старых секций АВО, а также изготовление оребренных труб.



Холодильное оборудование. Значительный объем в производстве завода составляют конденсаторы, испарители, ресиверы, отделители жидкости, маслоотделители, промежуточные сосуды и другое оборудование для аммиачных холодильных установок. Оборудование отличается высоким качеством и имеет стабильный спрос на рынке холодильных установок.



Краны шаровые. Завод имеет большой опыт изготовления шаровых кранов (ШК), применяемых в качестве запорных устройств на трубопроводах, транспортирующих под давлением газообразные или жидкие продукты. Изготавливаемые краны предназначены для газопроводов, надземного и подземного исполнения диаметром от 50 до 300 мм на давлении 8,0 и 16,0 МПа с северным и обычным климатическим исполнением; для воды, пара, газа, нефтепродуктов диаметром 50; 80 и 100 мм на давлении 1,6 МПа, а также для аммиакопроводов диаметром 15; 50 и 100 мм на давлении 5,0; 10,0 и 14,0 МПа.



Криогенное оборудование. Завод располагает современным уникальным цехом по производству криогенных сосудов (сосудов Дьюара). Номенклатура криогенного оборудования включает:

сосуды Дьюара сельскохозяйственные (СДС) объемом от 3 до 30 л для хранения и транспортирования биопродуктов в среде жидкого азота при температуре -196°C ;

сосуды криогенные (СК) объемом от 6 до 40 л для хранения и транспортирования жидких азота, кислорода, аргона; хранилища биопродуктов (ХБ-02) объемом 240 л, предназначенные для длительного хранения биопродуктов в среде жидкого азота;

криогенные сосуды (КС-40) объемом 40 л, предназначенные для технологической операции по замораживанию биопродуктов в среде жидкого азота; криососуды, применяемые в медицине; емкости азотные для рефрижераторов.



Емкостное оборудование. Это оборудование предназначено для использования в технологических процессах нефтехимических, газоперерабатывающих, пищевых и других производствах, а также хранения различных продуктов. Изготавливается как для работы под давлением (до 8 МПа), так и «под налив», емкостью от 0,1 до 50 м³ и выше. Емкостное оборудование выпускается в горизонтальном и вертикальном исполнениях, с наружным или внутренним обогревом, с наружной теплоизоляцией. Материал — углеродистая, низколегированная или коррозионноустойчивая стали. Емкости могут быть изготовлены исходя из конкретных требований заказчика.



Колонное оборудование. Это оборудование предназначено для проведения массообменных процессов в нефтегазовой и химической промышленности. Колонные аппараты изготавливаются различных типов: колпачковые, сетчатые, насадочные; материал — углеродистые и нержавеющие стали.

Котлы отопительные. Котлы отопительные бытовые мощностью от 7 до 20 кВт с отводом про-



дуктов сгорания через дымоход и парапетного типа применяют для теплоснабжения зданий, сооружений, индивидуальных жилых домов, промышленные котлы мощностью от 100 до 1500 кВт. КПД твердотопливных котлов не менее 92 %. Применяемая автоматика безопасности — «EVPIU51T» (Италия), САБК.

Заслуженный авторитет предприятия в стране и за рубежом обеспечивается гарантией высокого качества и своевременной поставкой изготавливаемого оборудования.

В чем секрет успешной деятельности ПАО «Химмаш»?



Располагая высококвалифицированными кадрами конструкторов и технологов, творчески используя современные компьютерные технологии, инженерная служба ПАО «Химмаш» разрабатывает в полном объеме техническую документацию на все виды изделий, в том числе и на единичные заказы с учетом требований покупателя. При проектировании завод тесно сотрудничает с ведущими отраслевыми НИИ и проектными организациями Украины и Российской Федерации: «УкрНИИхиммаш» (г. Харьков), ИЭС им. Е. О. Патона (г. Киев), «ВНИИнефтемаш» (г. Москва), «НИИхиммаш» (г. Северодонецк), «НИИхолодмаш» (г. Москва), «ВНИИтрансгаз» (г. Киев) и др.

Благодаря постоянному вниманию руководства и технических служб предприятия к его реконструкции и перевооружению ПАО «Химмаш» сегодня оснащен современными технологическими и специализированными видами оборудования. Среди них машины для термической, плазменной и микроплазменной резки, гильотинные ножницы, оборудование для гибки, разнообразное сварочное оборудование и материалы для качественного выполнения процессов ручной электродуговой сварки покрытыми электродами, механизированной сварки плавящимся электродом (МИГ/МАГ), дуговой сварки вольфрамовым электродом в инертных газах с присадочной проволокой и без нее (ВИГ/ТИГ), автоматической сварки под слоем флюса, шовной конденсаторной сварки кольцевых и продольных швов, контактной точечной сварки, специализированными кантователями и поворотными стандами для выполнения продольных и кольцевых швов в автоматическом исполнении.

Для механической обработки металлов применяются обрабатывающие центры ЧПУ, координатно-сверлильные станки с ЧПУ, токарные и токарно-винтажные станки с ЧПУ, сверлильные станки, кузнечно-пресовое оборудование.

Благодаря хорошо отлаженной работе предприятие даже в кризисные годы продолжало наращивать свой потенциал. Так, если в 2008 г. предприятие произвело и реализовало продукцию на сумму 27 млн грн., то в 2012 г. — на 96 млн грн. При этом активно проводится поиск экономии средств по наиболее затратным статьям. Так, с целью снижения затрат на обогрев цеха и офисных помещений объемом 39 тыс. м³ в марте 2013 г. был запущен в эксплуатацию котел мощностью 1 МВт, работающий на щепе. Расчетная экономия относительно затрат на природный газ составила порядка 854 тыс. грн. ежегодно с учетом расхода на обслуживание и доставку твердого топлива.

ПАО «Химмаш» не останавливается в своем развитии на пути реконструкции, перевооружения и инноваций. В планах завода расширение номенклатуры и объемов производства, повышение конкурентоспособности, нахождение новых рынков сбыта.

Сделано много, предстоит сделать еще больше.

Редакция



НОВЫЙ СТАНДАРТ EN 1090 — НОВЫЕ ПАКЕТЫ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ИНСТРУКЦИЙ WPS ОТ FRONIUS

Новые пакеты технологических инструкций по сварке (WPS) от Fronius помогут с легкостью пройти аудит на соответствие стандарту EN 1090. Специально разработанный расширенный пакет инструкций предназначен для всех производителей стальных конструкций, которые ориентированы на европейский рынок и стремятся пройти сертификацию в соответствии с новым стандартом.

Компания Fronius расширяет набор авторских технологических инструкций по сварке (WPS) для сварочных систем MIG/MAG. Это значительно упрощает прохождение аудита на соответствие стандарту EN 1090 для еще большего числа производителей стальных конструкций. Как и аппараты серии TransSteel, источники питания TPS/i, TransSynergic и TransPuls Synergic теперь могут непосредственно заказываться с дополнительными пакетами EN 1090 или же доукомплектовываться ими в любое время. Кроме этого, Fronius предлагает набор инструкций WPS для получения сертификата соответствия также и для импульсной сварки.



Благодаря инструкциям WPS, предоставленным компанией Fronius, производители стальных конструкций идеально подготовлены к работе

Стандарты семейства EN 1090 приходят на смену действующим в Европе стандартам, которые регламентируют изготовление стальных конструкций. Данное нововведение означает, что компании смогут реализовать свой продукт только при наличии действующей маркировки CE (особый знак, который наносят на изделие, и который удостоверяет, что изделие соответствует основным требованиям директив и гармонизированным стандартам ЕС). Производители металлических изделий должны быть сертифицированными, т. е. обязательным является прохождение внешнего аудита, подтверждающего выполнение всех необходимых требований для получения сертификационного номера согласно CE.

У производителей стальных конструкций, которые все еще не имеют сертификата соответствия стандарту EN 1090, остается все меньше времени для его получения. Трудоемкий внутренний процесс, необходимый для прохождения сертификации, в том числе аудита, должен быть завершен до 1-го июля 2014 года. Затраты времени при составлении технологических инструкций по сварке, требуемые Европейским стандартом, для производителей стальных конструкций являются весьма значительными. Компания Fronius, как эксперт в производстве оборудования для дуговой сварки, избавляет своих клиентов от этой необходимости, предоставляя им пакеты утвержденных WPS, что существенно сокращает время и денежные средства, необходимые для получения сертификата.

Комплексные пакеты для стандартной и импульсной сварки содержат инструкции WPS, разработанные в тесном сотрудничестве со специалистами по сварочному оборудованию и охватывающие различные области применения. Пакеты утверждены для использования при изготовлении стальных конструкций (EN 1090-2) классов исполнения (EXC) 1 и 2. Технологические инструкции по сварке включают в себя информацию о сварочном процессе, наименовании и толщине основного металла, диаметре присадочной проволоки, типе защитного газа и т. д. Описываемый в инструкциях от Fronius процесс полуавтоматической сварки пла-

* Статья на правах рекламы.



Инновационная сварочная система TPS/i помогает предприятиям заложить надежную основу для высокоэффективных производственных процессов

вляющимся электродом в среде защитного газа (MIG/MAG) основывается на встроенных в аппараты TransSteel, TPS/i, TransSynergic и TransPuls Synergic программных режимах, которые включают в себя информацию о всех наиболее распространенных типах соединений и используемых сварочных материалах.

Цифровые инверторные источники питания Fronius — это удобство управления, высокая надежность и идеальные характеристики для сварки стали. Оптимизированные свойства гарантируют высокую производительность, глубокое проплавление, незначительное тепловое воздействие и практически полное отсутствие брызг. Наряду с сокращением времени сварки и уменьшением количества проходов, существенным преимуществом является снижение затрат на дополнительную механическую обработку изделия после сварки.

С момента выпуска компанией Fronius первого пакета технологических инструкций WPS было получено множество свидетельств того, что производственные предприятия, использующие данные пакеты, успешно проходят аудит на соответствие стандарту EN 1090 со значительной экономией денежных средств и за более короткое время. Таким образом, цифровое инверторное оборудование

TransSteel, TPS/i, TransSynergic или TransPuls Synergic вместе с набором технологических инструкций по сварке от Fronius является весомым вкладом в качественное преобразование компании, которая занимается производством стальных конструкций. Передовые предприятия, целью которых является получение сертификата соответствия европейскому стандарту EN 1090, теперь имеют замечательную возможность сэкономить время и минимизировать затраты заказав набор технологических инструкций как для нового, так и для уже эксплуатируемого сварочного полуавтомата Fronius.

Fronius International — это австрийское предприятие, главный офис которого расположен в Петтенбахе и которое также имеет отделения в Вельсе, Тальхайме, Штайнхаузе и Заттледте. Предприятие специализируется на сварочном оборудовании, зарядных устройствах для аккумуляторных батарей и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает 3239 сотрудников. Доля экспорта составляет 93 %, что достигается благодаря 19 дочерним компаниям и международным партнерам по сбыту/представительству предприятия Fronius более чем в 60 странах. Первоклассные товары и услуги, а также 864 действующих патентов делают Fronius технологическим лидером на мировом рынке.



ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»
07455, Киевская обл., Броварской р-н,
с. Княжичи, ул. Славы, 24
Тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44
E-mail: sales.ukraine@fronius.com
www.fronius.ua

Внедрение роботизированных комплексов в сварочном производстве*

Одной из основных тенденций развития сварочного производства во всем мире является внедрение роботов для выполнения сварки. В связи с этим компания «ШТОРМ» начала активное их внедрение на российские предприятия. Разработанные комплексы предназначены для сварки любых типов соединений: угловых, стыковых, соединений с узкощелевой разделкой, и снабжены различными типами систем слежения за швами.

Отличительной особенностью всех роботизированных установок, разработанных компанией «ШТОРМ», является то, что, помимо поставки самого оборудования, осуществляется полный цикл мероприятий по запуску и обслуживанию установки, а именно интеграция в единый сварочный комплекс, обучение персонала, написание программ сварки (при необходимости) и сервисное обслуживание во время всего срока службы комплекса.

Исходя из опыта внедрения, следует отметить основные необходимые условия эффективного внедрения роботов:

- ◆ повышение точности заготовок под сварку роботами;
- ◆ разработка и оптимизация технологий под роботизированную сварку;
- ◆ разделение операций сварки, установки и снятия изделия, т. е. применение установок с несколькими рабочими местами.



Рис. 1. Общий вид роботизированного комплекса для сварки элементов рамы автомобиля

Роботизированный комплекс для сварки представляет собой сложную единую систему с большим количеством различных компонентов, начиная от самого робота и его контроллера и заканчивая системами адаптивного управления и обслуживания робота.

Наиболее простым примером является разработка роботизированного комплекса для сварки элементов рамы грузового автомобиля (рис. 1). В данном проекте использованы два одноосевых позиционера. При его осуществлении было изучено взаимодействие различных систем комплекса, в частности робота и сварочного оборудования «ШТОРМ-ЛОРХ» (Россия), а также отработано подключение всех систем и написание программы работы комплекса. Пока-

зательным проектом стала разработка сварочного комплекса для изготовления муфт (рис. 2). Основная сложность проекта заключается в высоких требованиях к точности поддержания размеров изделия (отклонение размеров после сварки не более 1,0 мм) и высоким требованиям к качеству швов (швы подвергаются рентгенографическому контролю).

В составе данного комплекса были использованы два двухосевых позиционера с грузоподъемностью 500 кг каждый. Применение двухосевых позиционеров за счет введения наклона планшайбы позволяет выставлять изделие в удобное для сварки положение, обеспечивая благоприятные условия для формирования шва.

Так как при изготовлении муфты предъявляются высокие требования к точности поддержания размеров, то при этом необходима ее сборка и сварка в специальном приспособлении (кондукторе). В связи с этим вместе с предста-



Рис. 2. Общий вид комплекса для сварки муфт

* Статья на правах рекламы.

вителями предприятия-заказчика был разработан кондуктор для сборки и сварки муфт.

В результате внедрения данного комплекса по данным предприятия-заказчика удалось: повысить производительность труда в 2,1 раза в сравнении с механизированной сваркой; снизить количество внутренних дефектов на 15 %, а количество наружных дефектов на 10 %; снизить трудоемкость операции зачистки на 10 %.

Примером производственной интеграции явилось применение робота для сварки внутреннего контура котла (рис. 3). В данном случае на предприятие были поставлены только робот и станция очистки горелки. Позиционеры для установки изделия в необходимое положение при сварке были предоставлены предприятием-заказчиком (было использовано два позиционера). Поэтому важной задачей при выполнении проекта была интеграция робота и позиционеров в единый комплекс, что и было успешно сделано.

Одним из наиболее технически сложных проектов была разработка роботизированной ячейки для сварки таких изделий, как ролик-опора и стойка (рис. 4). Особенностью данного проекта являлось то, что роботизированный комплекс представляет собой полностью укомплектованную ячейку для сварки с защитными экранами и барьерами и системой вентиляции.

Всего было изготовлено две такие роботизированные ячейки по одной для сварки каждого вида изделия. Выполнение каждого вида деталей в отдельной ячейке позволяет значительно повысить количество выпускаемых изделий и практически исключить операции переналадки установки. Каждая ячейка в свою очередь имела два рабочих места.

Также оригинальностью конструкции отличается вентиляционная система комплекса. Она выполнена подвижной и перемещается в то место, где в данный момент выполняется сварка. Данное обстоятельство делает ее максимально компактной и эффективной. При этом появляется возможность установки изделия на место сварки и снятия его после сварки с помощью крана.

Учитывая такие особенности текущего состояния сварочного производства как: нехватка квалифицированных сварщиков, ужесточение требований к качеству продукции, можно говорить о значительном росте спроса на роботизированные установки как в настоящее время, так и в будущем.

Подобрать оптимальное решение на основе применения роботизированных комплексов для решения Ваших конкретных задач помогут специалисты компании «ШТОРМ».



Рис. 3. Внешний вид роботизированной установки для сварки внутреннего контура котла



Рис. 4. Комплекс для сварки изделия «Стойка»

А. М. Фивейский, канд. техн. наук,
А. Ю. Мельников, инж.



ООО «ШТОРМ»
Свердловская обл., г. Верхняя Пышма,
ул. Бажова, 28
Тел.: (343) 283-00-50, 379-29-75
ekb@shtorm-its.ru

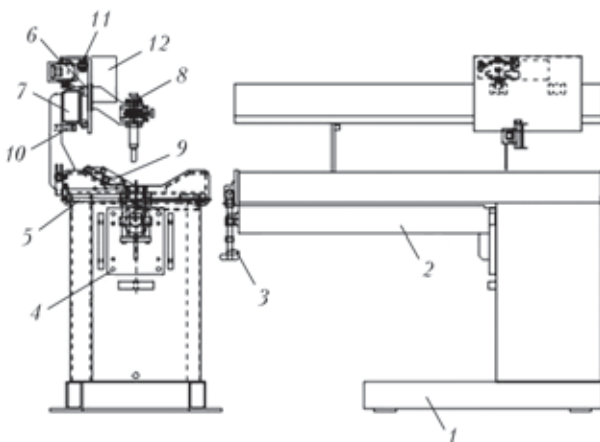
Установки для автоматической сварки продольных швов обечаек — высокая надежность и простота в эксплуатации*

Компания «ДельтаСвар» представляет Вашему вниманию установку для сборки и автоматической сварки продольных швов обечаек толщиной от 0,1 до 10 мм и длиной до 6000 мм. Данную установку отличает высокая производительность, удобство, простота в управлении и надежность в эксплуатации.

Установка предназначена для высокопроизводительной MIG/MAG, TIG, плазменной сварки, сварки под флюсом углеродистых, нержавеющей сталей, титана и алюминиевых сплавов.



Установка позволяет производить автоматическую сварку продольных швов обечаек диаметром от 50 мм и выше. Специальные прижимы обеспечивают предварительную сборку обечаек перед сваркой



Устройство установки для сварки продольных швов: 1 — станина; 2 — поддержка; 3 — суппорт поддержки; 4 — оправка горизонтальной/вертикальной регулировки; 5 — система прижима заготовки; 6 — мотор-редуктор сварочной каретки; 7 — консоль для сварочной каретки; 8 — суппорт/пневматический подъем горелки; 9 — центратор; 10 — регулировка консоли; 11 — редуктор сцепления; 12 — блок управления оператора

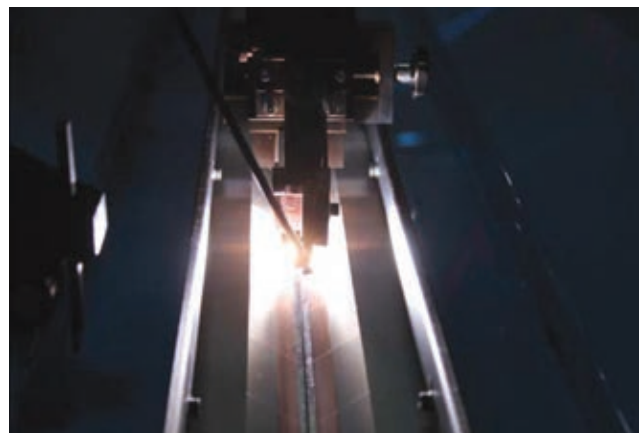
* Статья на правах рекламы.

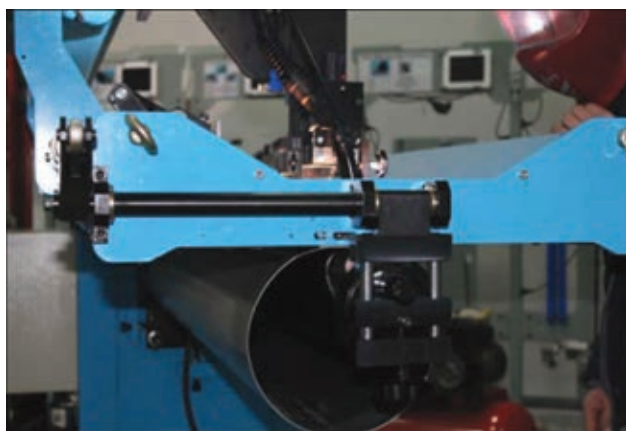
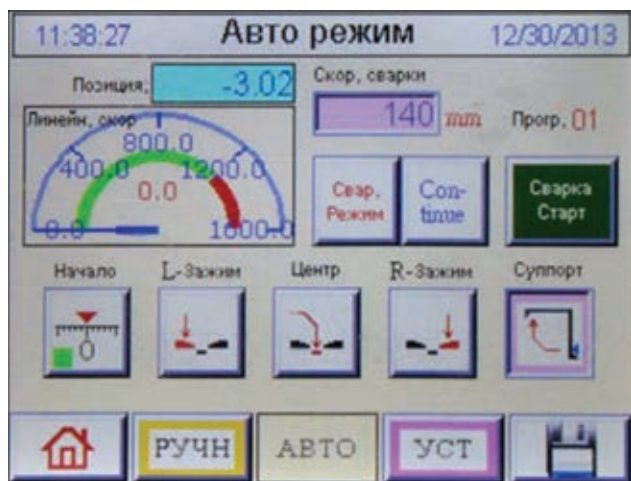
без прихваток. Это позволяет снизить трудоемкость сборки обечаек на 40...50%. Постоянство сварочных параметров, воспроизводимых установкой, и высокая скорость перемещения сварочного инструмента позволяют увеличить производительность сварки в 1,5-3 раза. При этом обеспечивается высокое качество сварного соединения.

Основным компонентом установки является подложка с бруском из специального высокопрочного медного сплава для поддержки и фиксации на нем свариваемых кромок обечайки.

В медном бруске проложены каналы для рециркуляции хладагента (охлаждение медного бруска при интенсивной сварке) и подачи защитного газа (поддувка и защита корня шва при TIG/плазменной сварке).

После размещения листов на медном бруске поддержки оператор фиксирует свариваемые торцы с помощью пневматических бронзовых независимых зажимов. Сварочная головка (MIG, TIG, SAW, Plasma) размещается на каретке с моторизованным приводом и пневматическим сцеплением с редуктором. Каретка перемещается по специальному высокоточным термообработанным направляющим, которые обеспечивают максимальную точность перемещения сварочной головки вдоль свариваемого стыка. Система привода каретки включает в себя двигатель постоянного тока с энкодером.





Особенности

Все сварочные параметры могут быть заданы через цифровой пульт управления с сенсорным экраном, кроме того, могут быть заданы координаты начала и конца сварки, время предварительного и послесварочного поддува защитного газа, задержка начала движения каретки и время заварки кратера, время нарастания начальной скорости сварки до рабочей, автоматическое перемещение каретки в нулевую точку сварки.

Преимущества

♦ **Полностью цифровое управление.** Система использует контроллер PLC совместно с 5,7 дюймовым сенсорным экраном HMI, который обеспечивает интуитивно понятный графический интерфейс и русскоязычное меню, а также представляет четкие численные данные о точном расположении и скорости перемещения каретки.

♦ **Гибкая настройка сварки.** Настраиваемые параметры сварки: позиции Старт/Стоп и расстояние сварки.

♦ **Точность управления скоростью.** Система управления осуществляет постоянный контроль за скоростью. Точность управления делают качество сварки лучше и стабильнее.

♦ **Программы сварки.** 100 сварочных программ могут быть сохранены и загружены для последующего использования.

♦ **Графический русскоязычный интерфейс.** Интуитивно понятный русскоязычный графический интерфейс; язык можно менять, если это необходимо.

♦ **Функции технического обслуживания.** Система включает в себя историю аварийных сигналов и оповещений, а также систему контроля ввода/вывода, что облегчает поиск неисправностей и техническое обслуживание, увеличивает общую эффективность производства.

♦ **Независимые клавишные прижимы для фиксации кромок свариваемого изделия.** Прижимы активируются ножной педалью управления и оснащены воздушными подушками для равномерного зажима заготовок, что позволяет избежать замятия кромок обечайки. Клавишные пневмоприводные прижимы, изготовленные из латуни, позволяют вести интенсивный отвод тепла из зоны сварки, что уменьшает зону термического влияния и снижает сварочные деформации.

♦ **Высокая точность перемещения сварочной головки.** Каретка движется по консоли, на которой установлена высокоточная рейка. PMDC двигатель поддерживает постоянную скорость перемещения. Для удобства управления рейка оборудована устройством сцепления на основной каретке, чтобы оператор мог перемещать каретку вручную.

♦ **Устройство отвода тепла из зоны сварки.**

♦ **Открытый доступ к рабочей зоне.**

♦ **Программное управление перемещением сварочной головки.**

Оборудование может быть адаптировано под любые требования заказчика в соответствии с техническим заданием.

Используя стандартные компоненты автоматизации, специалисты компании «ДельтаСвар» спроектируют для Вас установку с требуемым уровнем автоматизации и производительности, оптимальную для решения Вашей производственной задачи.

Лёвин Константин Евгеньевич,
специалист по сварочному оборудованию



ООО «ДельтаСвар»
620141, г. Екатеринбург, ул. Завокзальная, 29
тел.: +7 (343) 384-71-72 многоканальный
тел./факс: +7 (343) 287-41-52
E-mail: info@deltasvar.ru, www.DeltaSVAR.ru



XVI МЕЖДУНАРОДНАЯ ВЫСТАВКА 24–27 июня 2014



12+



Санкт-Петербург, ВК ЛЕНЭКСПО
Тел. +7 812 240 40 40, доб. 152
www.welding.expoforum.ru

ОРГАНИЗАТОР



ПАРТНЕРЫ

ГЕНЕРАЛЬНЫЙ ИНФОРМАЦИОННЫЙ ПАРТНЕР **Мир сварки**

18-21 ноября 2014 г.

**XIII МЕЖДУНАРОДНЫЙ
ПРОМЫШЛЕННЫЙ
ФОРУМ – 2014**



**УКРАИНА, КИЕВ
МЕЖДУНАРОДНЫЙ ВЫСТАВОЧНЫЙ ЦЕНТР**



**УКРПРОМ
АВТОМАТИЗАЦИЯ**

- АВТОМАТИЗАЦИЯ ПРОИЗВОДСТВА
- КОМПЬЮТЕРЫ И СЕТИ
- ВСТРАИВАЕМЫЕ СИСТЕМЫ
- ТЕХНИЧЕСКИЕ СРЕДСТВА
- ПРИБОРЫ И КОМПОНЕНТЫ
- SCADA-СИСТЕМЫ
- СИСТЕМЫ РЕАЛЬНОГО ВРЕМЕНИ
- УПРАВЛЕНИЕ ПРЕДПРИЯТИЕМ
- ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ
- СИСТЕМНАЯ ИНТЕГРАЦИЯ И ОБУЧЕНИЕ



**ОБРАЗЦЫ, СТАНДАРТЫ,
ЭТАЛОНЫ, ПРИБОРЫ**

- СТАНДАРТИЗАЦИЯ
- СЕРТИФИКАЦИЯ
- МЕТРОЛОГИЯ
- НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ И ТЕХНИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА
- КОНТРОЛЬНО-ИЗМЕРИТЕЛЬНЫЕ ПРИБОРЫ И АППАРАТУРА
- ВЕСОВОЕ И ВЕСОДОЗИРУЮЩЕЕ ОБОРУДОВАНИЕ
- ЛАБОРАТОРНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ



УКРАИНА, 02660, КИЕВ
БРОВАРСКОЙ ПРОСПЕКТ, 15
☎: +38 044 201-11-56, 201-11-65
e-mail: maria@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua



**ОРГАНИЗАТОР:
МЕЖДУНАРОДНЫЙ
ВЫСТАВОЧНЫЙ ЦЕНТР**

ПАРТНЕРЫ:



ИНФОРМАЦИОННАЯ ПОДДЕРЖКА:

