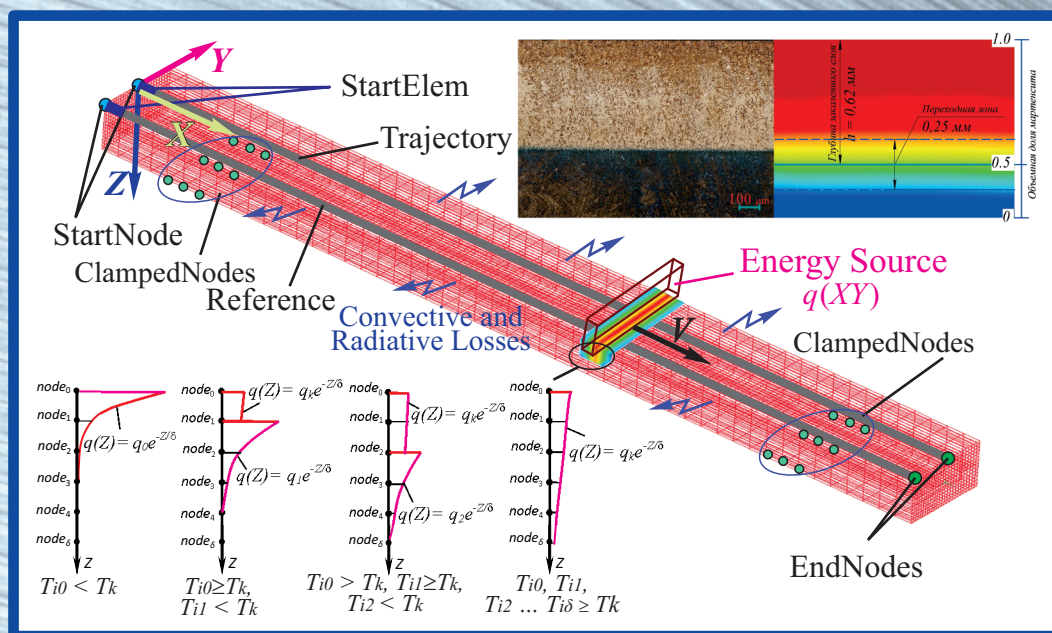


Технология Оборудование Инструменты Материаловедение



Конечно-элементная модель процесса ВЭН ТВЧ

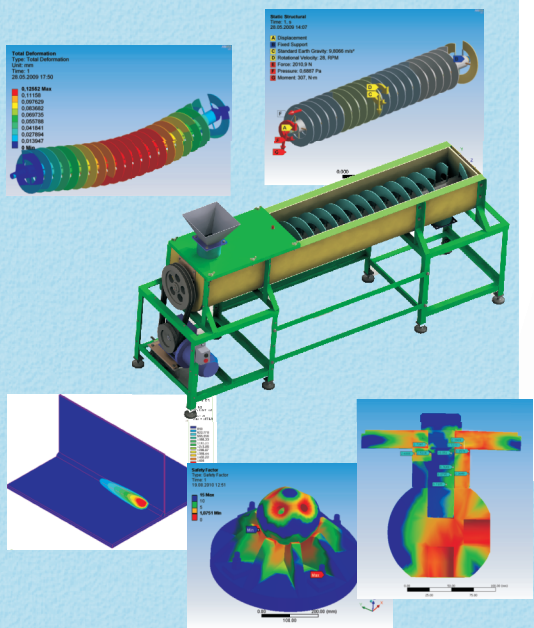
ОБРАЗОВАТЕЛЬНАЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬ

Подготовка бакалавров и магистров со специализацией в области конструирования технологических машин, приспособлений, нестандартного оборудования, машин и аппаратов пищевых производств.



НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬ

Разработка управляющих программ для станков с ЧПУ с использованием лицензионных программных продуктов Pro/Engineer и PowerMILL
 Консультации по выбору металлорежущего инструмента и назначению режимов обработки
 Проектирование и изготовление технологического оборудования с подготовкой требуемой конструкторской документации в Pro/Engineer, SolidWorks, Компас
 Проведение инженерного анализа конструкторских задач и технологических процессов в программных комплексах ANSYS, SYSWELD, COSMOS, APM WinMachine для оптимизации проектных разработок на ранних стадиях



Струйно-абразивная обработка
 Нанесение покрытий различного функционального назначения методом плазменного напыления на поверхности изделий из разнообразных материалов (сталь, цветные металлы, камень, дерево)
 Поверхностная закалка ТВЧ деталей машин
 Индукционная пайка
 Проектирование и изготовление индукторов для индукционного нагрева

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

ТЕХНОЛОГИЯ • ОБОРУДОВАНИЕ • ИНСТРУМЕНТЫ

№ 3 (64) ИЮЛЬ–СЕНТЯБРЬ 2014 г. научно-технический и производственный журнал

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

Пустовой Николай Васильевич – доктор технических наук, профессор, Заслуженный деятель науки РФ, член Национального комитета по теоретической и прикладной механике, ректор НГТУ, г. Новосибирск (Российская Федерация)

Члены совета

Федеративная Республика Бразилия: **Альберто Морейра Хорхе**, профессор, доктор технических наук, Федеральный университет, г. Сан Карлос

Федеративная Республика Германия: **Монико Грайф**, профессор, доктор технических наук, Высшая школа Рейн-Майн, Университет прикладных наук, г. Рюссельсхайм, **Томас Хассел**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен, **Флориан Нюрнбергер**, доктор технических наук, Ганноверский университет Вильгельма Лейбница, г. Гарбсен

Республика Беларусь: **Пантелеенко Ф.И.**, доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Беларуси, Заслуженный деятель науки Республики Беларусь, Белорусский национальный технический университет, г. Минск

Украина: **Ковалевский С.В.**, доктор технических наук, профессор, проректор по научно-педагогической работе Донбасской государственной машиностроительной академии, г. Краматорск

Российская Федерация: **Анисименко Г.Е.**, директор производственно-технической фирмы «Сигма-инструмент», г. Новосибирск, **Балков В.П.**, зам. ген.директора АО «ВНИИинструмент», канд. техн. наук, г. Москва, **Батаев В.А.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКиФ «Машсервисприбор», г. Новосибирск, **Иванцовский В.В.**, доктор техн. наук, доцент, НГТУ, г. Новосибирск, **Кирсанов С.В.**, доктор техн. наук, профессор, ТПУ, г. Томск, **Коротков А.Н.**, доктор техн. наук, профессор, академик РАЕ, КузГТУ, г. Кемерово, **Кудряшов Е.А.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки РФ, ЮЗГУ, г. Курск, **Макаров А.В.**, доктор техн. наук, с.н.с., ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, **Овчаренко А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, БТИ АлтГТУ, г. Бийск, **Рахимьянов Х.М.**, доктор техн. наук, профессор, НГТУ, г. Новосибирск, **Сараев Ю.Н.**, доктор техн. наук, профессор, ИФПМ СО РАН, г. Томск, **Смоляников Н.Я.**, доктор техн. наук, профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград, **Сулов А.Г.**, доктор техн. наук, профессор, Засл. деятель науки и техники РФ, МГИУ, г. Москва, **Татаркин Е.Ю.**, доктор техн. наук, профессор, АлтГТУ, г. Барнаул, **Янюшкин А.С.**, доктор техн. наук, профессор, БрГУ, г. Братск.

Журнал входит в *Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий*, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук (решение Президиума Высшей аттестационной комиссии Минобрнауки России от 2 марта 2012 года № 8/13)

СОУЧРЕДИТЕЛИ

ОАО НПТ и ЭИ «Оргстанкинпром»
ФГБОУ ВПО «Новосибирский государственный технический университет»
ООО НПКиФ «Машсервисприбор»

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

Батаев Анатолий Андреевич – профессор,
доктор технических наук

ЗАМЕСТИТЕЛИ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

Атапин Владимир Григорьевич – профессор,
доктор технических наук

Буров Владимир Григорьевич – профессор,
доктор технических наук
(технология, материаловедение)

Скиба Вадим Юрьевич – доцент, кандидат технических наук
(оборудование, инструменты)

Ложкина Елена Алексеевна – редактор перевода текста
на английский язык,
кандидат технических наук

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год

ИЗДАТЕЛЬ

ФГБОУ ВПО «Новосибирский государственный технический университет»
Журнал включен в Реферативный журнал и Базы данных ВИНТИ.
Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory»

Журнал награжден в 2005 г. Большой Золотой Медалью Сибирской Ярмарки за освещение новых технологий, инструмента, оборудования для обработки металлов

Журнал зарегистрирован 05.04.2006 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-23961

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 274, Атапин В.Г.

Тел. (383) 346-17-77

Сайт журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

E-mail: metal_working@mail.ru

www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания)

Цена свободная

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка на журнал при перепечатке обязательна.
За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

СОДЕРЖАНИЕ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Пугачева Н.Б., Лебедь А.В. Анализ равномерности распределения зерен α -фазы по сечению трубных заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al.....	6
Сизова О.В., Колубаев А.В., Колубаев Е.А., Заикина А.А., Рубцов В.Е. Разрушение стыковых соединений алюминиево-магниевого сплава, выполненных способом сварки трением с перемешиванием.....	14
Шевцова Л.И. Структура и механические свойства интерметаллида Ni3Al, полученного по технологии искрового плазменного спекания механически активированной порошковой смеси «Ni-Al».....	21
Ложкин В.С., Ложкина Е.А., Мали В.И., Есиков М.А. Структура и механические свойства многослойного композита, сформированного сваркой взрывом тонколистовых сталей 12X18H10T и H18K9M5T.....	28
Захарченко К.В., Капустин В.И., Ларичкин А.Ю. О влиянии керамического покрытия на деформационные характеристики алюминиевого сплава Д16АТ.....	37

ТЕХНОЛОГИЯ

Скворцов В.Ф., Цыганков Р.С., Бознак А.О., Федотов В.С. Остаточные напряжения при дорновании отверстий в толстостенных цилиндрах по схемам сжатия и растяжения.....	45
Рахимьянов А.Х., Рахимьянов Х.М., Красильников Б.А. Технологические особенности раскроя биметаллического соединения «СТАЛЬ Ст3 + СТАЛЬ 12X18H10T» при тонкоструйной плазменной резке.....	51
Медведева О.И., Янюшкин А.С., Попов В.Ю. Влияние параметров электроалмазного шлифования твердых сплавов на величину растворенного слоя.....	68
Леонов С.Л., Татаркин Е.Ю., Анзыряев Р.А. Стохастическая оптимизация при подготовке основы под нанесение покрытия.....	76
Кречетов А.А. Развитие метода конечных элементов для решения контактной задачи взаимодействия инструмента и обрабатываемой детали.....	82
Скиба В.Ю., Пушкин В.Н., Ерохин И.А., Корнев Д.Ю. Анализ напряженно-деформированного состояния материала при высокоэнергетическом нагреве токами высокой частоты.....	90
Рекомендации по написанию научной статьи	103
Подготовка аннотации	105
Правила для авторов	107

Корректор *Л.Н. Ветчакова*
 Художник-дизайнер *А.В. Ладыжская*
 Компьютерная верстка *Н.В. Гаврилова*

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции
 Издание соответствует коду 95 2000 ОК 005-93 (ОКП)

Подписано в печать 02.09.2014. Выход в свет 15.09.2014. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
 Усл. печ.л. 13,5. Уч.-изд. л. 25,11. Изд. № 169. Заказ 989. Тираж 1000 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета
 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

OB RABOTKA METALLOV METAL WORKING and MATERIAL SCIENCE

ISSN 1994-6309

Journal no. 3 (64) July – September 2014

EDITORIAL BOARD

EDITOR-IN-CHIEF:

Anatoliy A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Vice Rector for Academic Affairs,
Head, Department of Material Science in Mechanical Engineering,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

DEPUTIES EDITOR-IN-CHIEF:

Vladimir G. Atapin, D.Sc. (Engineering), Professor,
Department of Aircraft Strength,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Vladimir G. Burov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Dean, Faculty of Mechanical Engineering and Technologies,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Vadim Y. Skeebea, Ph.D. (Engineering), Associate Professor,
Department of Industrial Machinery Design,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

Editor of the English translation:

Elena A. Lozhkina, Ph.D. (Engineering),
Department of Material Science in Mechanical Engineering,
Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

The magazine is issued since 1999

Publication frequency – 4 numbers a year

Data on the magazine are published in
«Ulrich's Periodical Directory»

Edition address: Novosibirsk State Technical University, Prospekt K. Marksa, 20,
Novosibirsk, 630073, Russia

Tel.: (383) 3461777

http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov

E-mail: metal_working@mail.ru

www.nstu.ru (the section «Scientific and innovative activity»); scientific editions)

EDITORIAL COUNCIL

CHAIRMAN:

Nikolai V. Pustovoy, D.Sc. (Engineering), Professor,
Rector, Novosibirsk State Technical University,
Novosibirsk, Russian Federation

MEMBERS:

The Federative Republic of Brazil:

Alberto Moreira Jorge Junior, Dr.-Ing., Full Professor,
Federal University of São Carlos, *São Carlos*

The Federal Republic of Germany:

Moniko Greif, Dr.-Ing., Professor,
Hochschule RheinMain University of Applied Sciences, *Russelsheim*

Florian Nürnberger, Dr.-Ing.,
Chief Engineer and Head of the Department "Technology of Materials",
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

Thomas Hassel, Dr.-Ing.,
Head of Underwater Technology Center Hanover,
Leibniz Universität Hannover, *Garbsen*

The Republic of Belarus:

Fyodor I. Panteleenko, D.Sc. (Engineering), Professor,
First Vice-Rector, Corresponding Member of National Academy of Sciences of Belarus,
Belarusian National Technical University, *Minsk*

The Ukraine:

Sergiy V. Kovalevskyy, D.Sc. (Engineering), Professor,
Vice Rector for Research and Academic Affairs,
Donbass State Engineering Academy, *Kramatorsk*

The Russian Federation:

Gennadiy E. Anisimenko, Director,
Scientific and Production company «Sigma-instrument», *Novosibirsk*;

Victor P. Balkov, Deputy general director,
Research and Development Tooling Institute «VNIINSTRUMENT», *Moscow*;

Vladimir A. Bataev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Aleksandr N. Gerasenko, Director,
Scientific and Production company «Mashservispribor», *Novosibirsk*;

Vladimir V. Ivancivsky, D.Sc. (Engineering), Associate Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Sergey V. Kirsanov, D.Sc. (Engineering), Professor,
National Research Tomsk Polytechnic University, *Tomsk*;

Aleksandr N. Korotkov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Kuzbass State Technical University, *Kemerovo*;

Evgeniy A. Kudryashov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Southwest State University, *Kursk*;

Aleksey V. Makarov, D.Sc. (Engineering), Senior Researcher,
Institute of Engineering Science,
Russian Academy of Sciences (Ural Branch), *Yekaterinburg*

Aleksandr G. Ovcharenko, D.Sc. (Engineering), Professor,
Biysk Technological Institute, *Biysk*;

Kharis M. Rakhimyanov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Novosibirsk State Technical University, *Novosibirsk*;

Yuriy N. Saraev, D.Sc. (Engineering), Professor,
Institute of Strength Physics and Materials Science,
Russian Academy of Sciences (Siberian Branch), *Tomsk*;

Nikolay Ya. Smolnikov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Volgograd State Technical University, *Volgograd*;

Anatoliy G. Suslov, D.Sc. (Engineering), Professor,
Moscow State Industrial University, *Moscow*

Evgeniy Yu. Tatarkin, D.Sc. (Engineering), Professor,
I.I. Polzunov Altai State Technical University, *Barnaul*

Alexander S. Yanyushkin, D.Sc. (Engineering), Professor,
Bratsk State University, *Bratsk*

CONTENTS

MATERIAL SCIENCE

Pugacheva N.B., Lebed A.V. Analysis of α -grain uniformly distributed over the cross section of pipe billets 58Cu-34Zn-3Mn-2Al alloy.....	6
Sizova O.V., Kolubaev A.V., Kolubaev E.A., Zaikina A.A., Rubtsov V.E. Fracture of friction stir welded butt joints structure of aluminum-magnesium alloy.....	14
Shevtsova L.I. Structure and mechanical properties of Ni3Al intermetallic, fabricated by spark plasma sintering of mechanically activated «Ni - Al» powder mixtures.....	21
Lozhkin V.S., Lozhkina E.A., Mali V.I., Esikov M.A. Structure and mechanical properties of multilayered composite material, formed by explosive welding of steel 12X18H10T and steel H18K9M5T thin plates.....	28
Zakharchenko K.V., Kapustin V.I., Larichkin A.Yu. About the influence of ceramic coatings on the stress-strain characteristics of the alloy Д16АТ (Al-Cu-Mg).....	37

TECHNOLOGY

Skvortsov V.F., Tsygankov R.S., Boznak A.O., Fedotov V.S. Residual stresses in compression and tension mandrelling of thick-walled cylinders.....	45
Rakhimyanov A.Kh., Rakhimyanov Kh.M., Krasilnikov B.A. Technological features of the bimetallic joints «steel CT3 + steel 12X18H10T» layout by high-precision plasma cutting.....	51
Medvedeva O.I., Yanyushkin A.S., Popov V.Y. An influence of hard alloys electro-diamond grinding parameters on the amount of dissolved material.....	68
Leonov S.L., Tatarkin E.Y., Anzyryaev R.A. Stochastic optimization during preparation of the basis for thecoating.....	76
Krechetov A.A. Development of the finite element method for solution of the contact problem of interaction between the tool and workpiece.....	82
Skeeba V.Yu., Pushnin V.N., Erohin I.A., Kornev D.Yu. Analysis of the stress-strain state of the material under high-energy heating by high frequency currents.....	90
Guidelines for Writing a Scientific Paper	103
Abstract requirements	105
Rules for authors	107

АНАЛИЗ РАВНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЗЕРЕН α -ФАЗЫ ПО СЕЧЕНИЮ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА 58Cu-34Zn-3Mn-2Al

Н.Б. ПУГАЧЕВА¹, доктор техн. наук

А.В. ЛЕБЕДЬ²

(¹Институт машиноведения УрО РАН,

г. Екатеринбург,

*²Ревдинский завод по обработке цветных металлов,
г. Ревда)*

Поступила 21 мая 2014

Рецензирование 3 июля 2014

Принята к печати 8 июля 2014

Пугачева Н.Б. – 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34,
ИМАШ УрО РАН, e-mail: annalebed5@rambler.ru

Исследовано влияние температуры нагрева при термической обработке трубных заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al после горячего прессования на содержание в нем α -фазы, а также проведен анализ распределения α -зерен по сечению заготовок. Установлено, что максимально равномерное распределение α -зерен достигается после нагрева трубных заготовок до 450 °С, выдержке в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе. В процессе работы выявлены причины неравномерности распределения α -фазы, а также дана рекомендация по ее снижению по длине труб. Отмечена определенная корреляция между количеством α -фазы после прессования и после старения. Рассмотрена возможность использования программных комплексов типа SIAMS 700 при подсчете количества α -фазы.

Ключевые слова: латунь, микроструктура, альфа-фаза, старение, распределение, программный комплекс.

Введение

В настоящее время все большее применение находят сложнoleгированные латуни, имеющие в своем составе марганец, алюминий и другие элементы. Двойные [1, 2] и многокомпонентные латуни с содержанием цинка до 45 % наиболее распространены в современной промышленности. Эти сплавы обладают достаточно хорошими механическими и технологическими свойствами, высокой стойкостью в отношении к общей коррозии [3].

Сложный характер легирования при правильно выбранном режиме термической обработки придает этим материалам высокую твердость и стойкость к истиранию в процессе эксплуатации готовых изделий [4, 5]. Отжиг деформированных латуней необходимо производить не позд-

нее одних суток после последней (прессование, штамповка, правка) операции [6].

Типичным представителем сложнoleгированных марганцевых латуней является сплав 58Cu-34Zn-3Mn-2Al (латунь марки ЛМцАЖН). Из этого сплава на Ревдинском заводе по обработке цветных металлов изготавливают прессованные трубы размером 74×5,25 мм, которые являются заготовкой для последующего производства блокирующих колец синхронизатора коробки передач легковых автомобилей.

Существенным недостатком сплава является склонность к растрескиванию под действием остаточных напряжений на всех стадиях обработки. Растрескивание медных сплавов, как было ранее отмечено, возможно при горячей и холодной деформации, отжиге, в процессе эксплуатации [6–9]. Структурное состояние сплава

может оказать существенное влияние на распределение остаточных напряжений. Проведенными ранее исследованиями [10] выявлено, что растрескивание прессованных труб из легированной латуни ЛМцАЖН связано с действием остаточных напряжений, величина которых определяется структурой, формирующейся в процессе термической обработки.

Для снижения уровня остаточных напряжений после горячего прессования необходимо получать в структуре сплава не менее 5 объемных % α -фазы [4]. Получение свыше 10–15 % α -фазы в состоянии поставки нецелесообразно, так как α -фаза полностью растворяется при последующем нагреве заготовок колец под штамповку. Кроме того, большое количество α -фазы может способствовать образованию длинных заусенцев при порезке на пилах.

Определение количества α -фазы в трубе на Ревдинском заводе по обработке цветных металлов проводят путем сравнения с эталонами фотографий микроструктур, разработанных в 1996 году. При этом не учитываются индивидуальные особенности исследователя, что нередко

вносит существенную ошибку. В связи с этим существует потребность автоматизировать подсчет количества α -фазы, исключив при этом влияние человеческого фактора.

Цель данной работы состоит в том, чтобы проанализировать равномерность распределения α -зерен по сечению трубных заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al, а также рассмотреть возможность применения программного комплекса SIAMS для расчета доли α -фазы.

Материалы и методы исследования

В качестве материала для исследования выбран промышленный сплав 58Cu-34Zn-3Mn-2Al (латунь марки ЛМцАЖН) двух партий, химический состав которых приведен в табл. 1.

В качестве образцов для исследования использовали кольца, отрезанные от труб размерами $\varnothing 74 \times 63,5$ мм. Для проверки равномерности нагрева были установлены контрольные термопары (схема их расположения приведена на рис. 1). По показаниям приборов были составлены соответствующие графики.

Таблица 1

Химический состав материала исследуемых труб (масс. %)

Номер партии	Cu	Al	Ni	Sn	Fe	Mn	Si	Pb	Другие элементы
1	59,75	2,25	0,47	0,03	0,46	3,18	0,056	0,063	Остальное Zn
2	59,74	2,31	0,43	0,03	0,47	3,24	0,056	0,063	

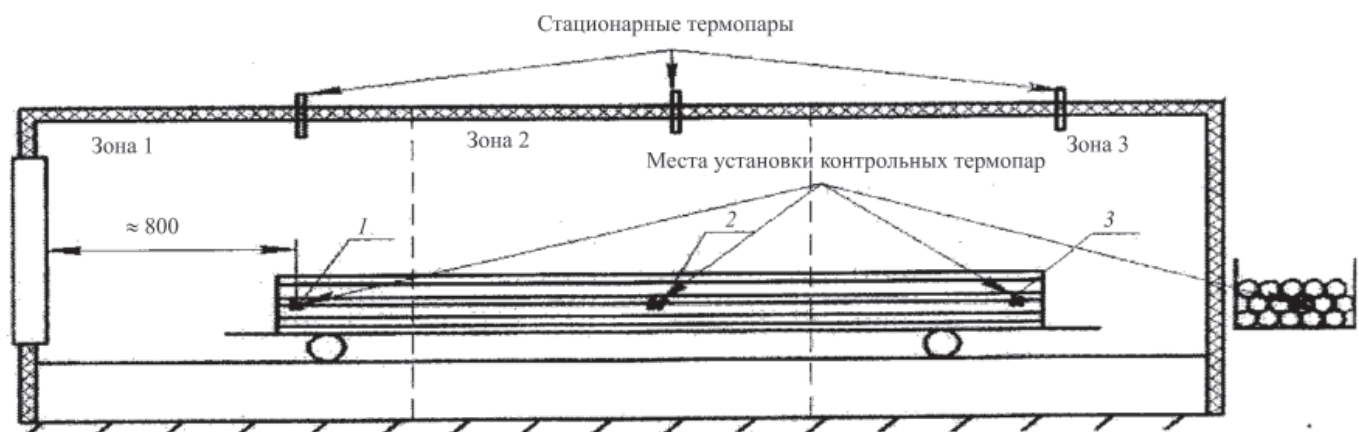


Рис. 1. Схема расположения контрольных термопар

Для изучения влияния температуры старения на распределение и количество α -фазы было проведено старение при следующих температурах нагрева: 390, 420, 450, 520 °С, время выдержки – 3 ч.

Идентификация микроструктуры выполнялась с помощью оптического микроскопа Olympus GX51 при увеличении $\times 500$, для чего образцы кольцевых заготовок подвергались шлифовке и полировке на станке, отполированная поверх-

ность была потравлена реактивом, содержащим в составе: $K_2Cr_2O_7$ – 2 г, H_2SO_4 – 8 мл, $NaCl$ – 4 мл, вода до 100 мл. Количественный анализ фаз в исследованном сплаве определяли на поперечных шлифах.

По окончании съемки всех образцов два кольца после прессования подвергались отжигу в лабораторной печи SNOL 7,2/1300 по заводскому режиму. Перед отжигом проводили проверку равномерности прогрева печи при помощи термопары типа ХА. Два кольца от второй трубы были разрезаны на пять частей для изучения влияния температуры отжига на структуру. Было проведено 5 режимов отжига – при температурах в интервале 390...520 °С с выдержками в течение 3 часов, после отжига образцы охлаждали на воздухе.

Для исключения влияния человеческого фактора на определение количества α -фазы подсчет ее содержания производился при помощи программного комплекса SIAMS 700. Данный программный комплекс предназначен для обработки любых изображений в цифровом формате, в том числе металловедческого характера, таких

как расчет доли содержания в сплаве неметаллических включений, расчет среднего радиуса неметаллических частиц, периметра отдельных частиц и т. д. Внешний вид управляющего интерфейса, бинаризация изображения, инверсия и результаты подсчета количества α -фазы показаны на рис. 2.

Для статистической обработки количества α -фазы и других операций изображение должно быть бинарным, т. е. черно-белым. Бинаризация изображения проводилась в программе обработки изображений Photoshop. Для этого необходимо, чтобы на фотографии микроструктуры зерна α -фазы были светлыми, а β -фазы темными. Поэтому для получения более точных результатов было решено провести начальную бинаризацию в PHOTOSHOP CS4 Portable Rus. После обработки в PHOTOSHOP изображения подвергались бинаризации в SIAMS (рис. 2). Это преобразование заключается в превращении изображения в двухцветное черно-белое. Для определения доли второй фазы необходимо, чтобы общий фон был черным, тогда α -фаза проявится белыми пятнами, для чего была использована операция

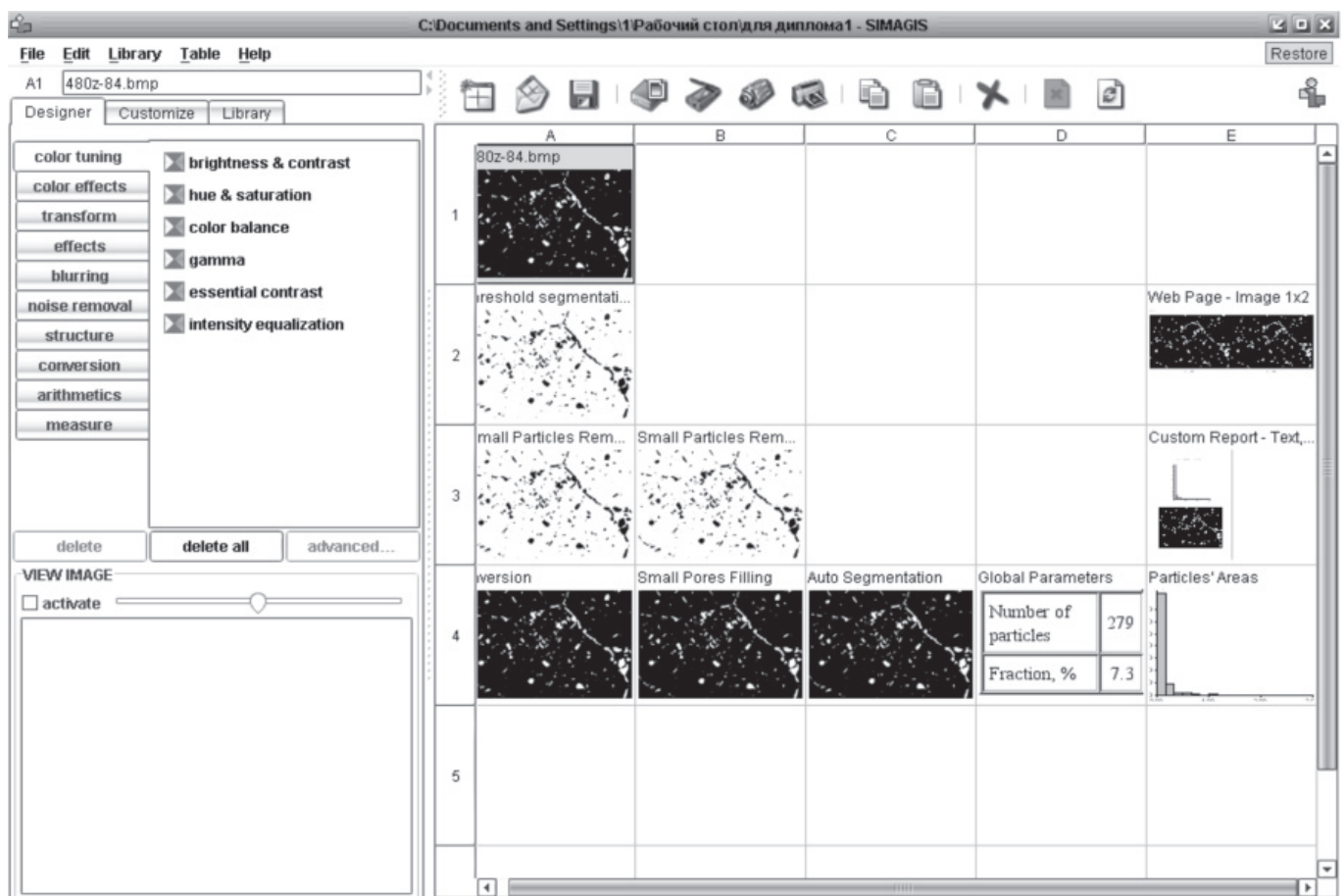


Рис. 2. Интерфейс программного комплекса SIAMS 700

«Инверсия». После подсчета количества α -фазы результаты обрабатывали в программе Excel с построением графических зависимостей.

Результаты исследований и обсуждение

Фазовый состав сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al подробно изучен в работах [4, 11, 12, 13]. Основу сплава составляет β -фаза CuZn, по границам и в теле зерен которой возможно выделение мелких зерен α -твердого раствора легирующих элементов в Cu, кроме того в латуни присутствует некоторое количество силицидов (Fe, Mn) $5Si_3$. Зерна α -фазы по сечению труб распределены крайне неравномерно (рис. 3). Для того чтобы наглядно оценить эту неравномерность, были построены интегральные распределения вероятности появления α -фазы в переднем и заднем концах труб (рис. 4). Передним концом трубы считается конец трубы, находящийся у заслонки печи (1-я зона) при проведении термообработки труб, а соответственно конец, лежащий в третьей зоне печи, называется задним.

По ним видно, что содержание α -фазы в структуре образцов от переднего и заднего концов труб сильно отличается. На заднем конце первой трубы количество α -фазы меньше, чем на переднем, а во второй трубе наоборот, что, вероятно, связано с различными условиями прессования.

Проведенными ранее исследованиями [4, 5, 13, 14] выявлено, что растрескивание прессован-

ных труб из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al связано с действием остаточных напряжений, величина которых определяется структурой, формирующейся в процессе термической обработки. Для устранения причин появления высоких остаточных напряжений необходимо получить в структуре сплава не менее 5 объемных % α -фазы. При проведенном старении в производственных условиях (температура 450 °С, время выдержки 3 ч) по окружности колец существуют области с содержанием α -фазы меньше 5 %. В связи с этим существует достаточно большая вероятность получения брака по трещинам, так как вероятность получения в сечении трубы α -фазы менее 5 % составляет от 0,7 до 1,56 %.

Для выявления причин неравномерности распределения α -фазы была проверена электрическая камерная печь на равномерность нагрева при старении труб из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al [15]. По полученным данным стало очевидно, что показания стационарной и контрольных термопар расходятся. По данным контрольных термопар даже по окончании старения не достигнута требуемая температура 450 °С по длине садки. По данным контрольных термопар в конце нагрева в первой зоне (около заслонки) температура составила 410 °С, во второй – 430 °С, а в третьей – 438 °С. Наблюдался недогрев (до 40 °С), особенно в зоне переднего конца труб (около заслонки печи).

При изучении микроструктуры образцов, отобранных от двух труб после прессования и после старения выяснено, что существует опреде-

ленная часть кольца, а именно около 1/3 площади поперечного сечения, где количество α -фазы в среднем менее 5 %. Отмеченную неравномерность содержания α -фазы можно связать с неравномерностью прогрева труб в условиях цеха.

При проведении термической обработки в лабораторных условиях получено более равномерное распределение α -фазы по окружности образца и уменьшение объема металла с количеством α -фазы менее 5 %. Фотографии микроструктуры после термообработки представлены на рис. 5. Не обнаружено видимой разницы в микроструктуре сплава после старения при

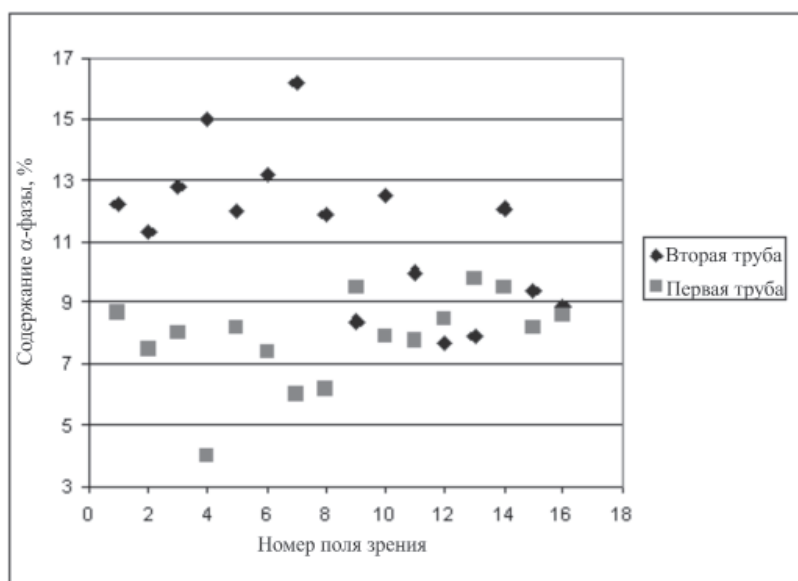


Рис. 3. Распределение α -фазы по сечению труб

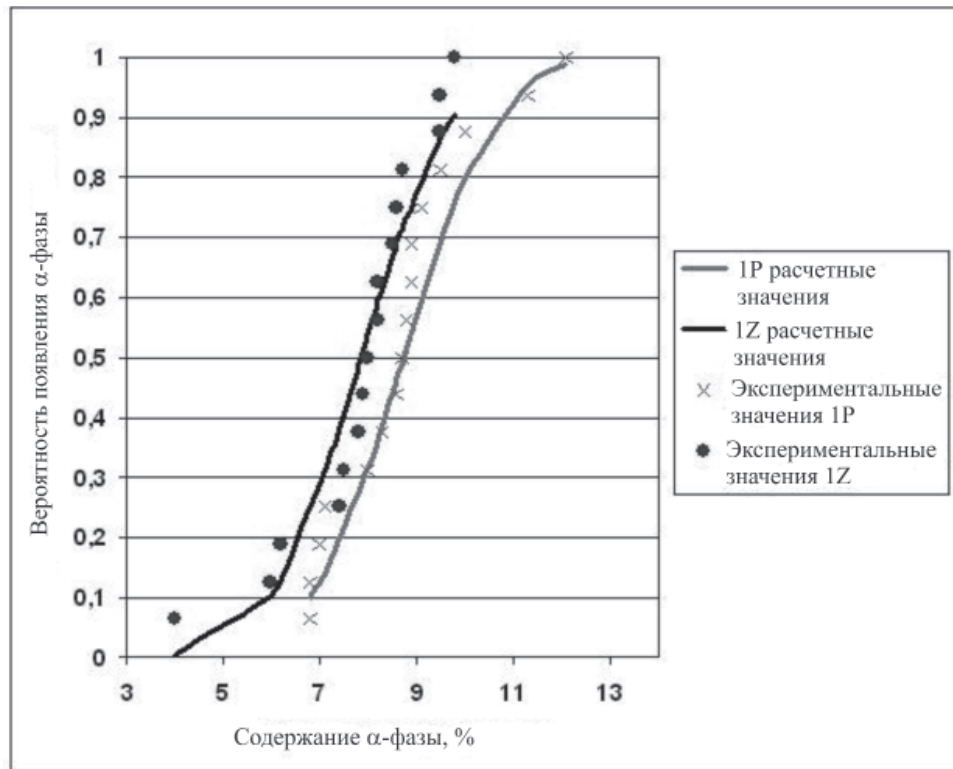
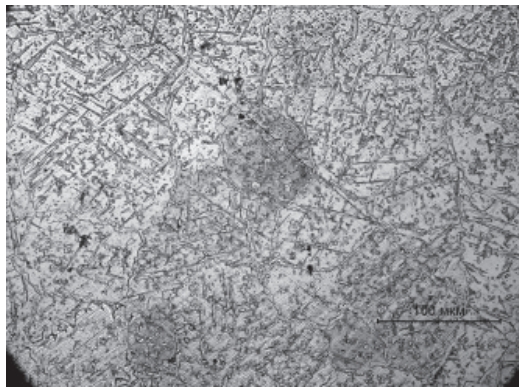
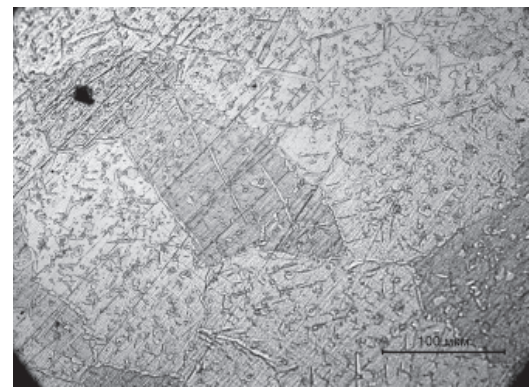


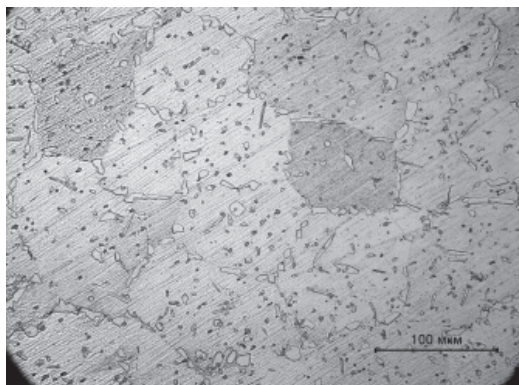
Рис. 4. Интегральное распределение вероятности появления α -фазы в первой трубе; на переднем конце трубы – $(8,7 \pm 0,8)$ %, на заднем конце трубы – $(7,9 \pm 0,8)$ %



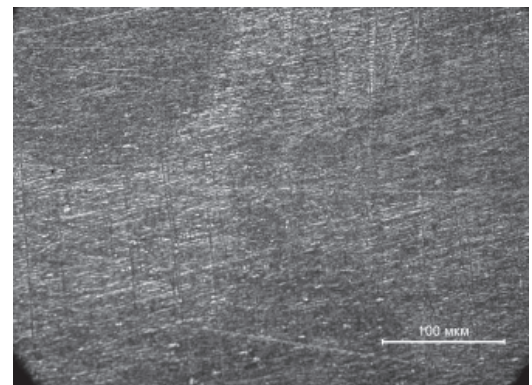
a



б



в



г

Рис. 5. Микроструктура сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al при разных температурах нагрева:
a – 390 °C; *б* – 450 °C; *в* – 480 °C; *г* – 520 °C

температурах 390...420 °С, а при температурах 450...480 °С наблюдали некоторое уменьшение количества α -фазы. После старения при температуре 520 °С была получена однофазная структура (β -фаза), следовательно, нагрев до данной температуры недопустим.

Определено, что количество α -фазы практически не зависит от температуры старения, что показывает небольшой коэффициент корреляции 0,07 и 0,03 на передних и задних концах трубы соответственно. Однако резкой разницы в количестве α -фазы в образцах от переднего и заднего концов нет. Выполнен анализа частоты распределения полученных значений α -фазы по сечению труб при разных температурах старения.

При проведении данного анализа получено наиболее равномерное распределение α -фазы после старения при 450 °С. При выборе оптимальной температуры нагрева необходимо руководствоваться не только количеством α -фазы, но и равномерностью ее распределения. Для данной трубы получен минимальный вероятный уровень брака и минимальное среднеквадратичное отклонение. Следовательно, температуру 450 °С можно считать оптимальной температурой нагрева для старения.

На кольцах труб выявлена неравномерность распределения α -фазы по длине труб, т. е. наблюдали некоторое повышение количества α -фазы от переднего конца к заднему (от заслонки печи к задней стенке). Исходя из этого можно дать рекомендации о повышении температуры нагрева до 460...470 °С в первой зоне печи (у заслонки) и введении контрольных термопар для непрерывного мониторинга температуры металла.

При поиске оптимальной температуры старения контролировали не только микроструктуру, но и твердость на передних и задних концах трубы. Были определены значения коэффициента корреляции между значениями количества α -фазы и твердостью.

На переднем конце была получена слабо возрастающая зависимость твердости от температуры старения (коэффициент корреляции равен 0,17), на заднем конце трубы получена убывающая зависимость (коэффициент корреляции равен 0,34). После старения при 450 °С наблюдается наименьший разброс значений твердости по трубе.

Выводы

1. Разработана методика подсчета количества α -фазы в структуре сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al с помощью программных комплексов типа SI-AMS 700.

2. После старения по заводскому режиму выделение α -фазы по сечению отдельных труб крайне неравномерно (на переднем конце трубы – $5,2 \pm 0,9$ %, в средней части трубы – $10,4 \pm 0,4$ %, на заднем конце – $12,7 \pm 0,1$ %).

3. Выявлена значительная неоднородность по количеству α -фазы не только по отдельным трубам, но и между трубами в одной партии (в первой трубе $11,3 \pm 0,8$ %, во второй трубе 9 ± 1 %).

4. Оптимальным режимом старения является нагрев трубных заготовок из сплава 58Cu-34Zn-3Mn-2Al до температуры 450 °С, выдержка при данной температуре 3 ч и охлаждение на воздухе. Для данной температуры старения получено наиболее равномерное распределение α -фазы $11 \pm 0,8$ %. При температуре старения 450 °С получен вероятный уровень брака 0,003 %, а, например, для 480 °С – 2,71 %. Для получения структуры с содержанием α -фазы не менее 5 % необходимо, чтобы отклонения температуры металла в печи были не более 4–5 °С.

Список литературы

1. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. пособие. – 4-е изд. – М.: МИИМ, 2005. – 432 с.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник / под. ред. Н.П. Лякишева: в 4 т.: т. 3. – М.: Машиностроение, 1996. – 569 с.
3. Справочник по обработке цветных металлов и сплавов / под ред. Л.Е. Миллера. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит. по черной и цв. металлургии, 1961. – 872 с.
4. Исследование остаточных напряжений в изделиях, изготовленных из сложнелегированной латуни / А.В. Тропотов, Н.Б. Пугачева, Ю.В. Рязанцев, Л.М. Жукова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 1. – С. 28–32.
5. Копыль М.Д., Тропотов А.В., Котляров И.В. Латунные сплавы для колец синхронизаторов совершенствуются // Автомобильная промышленность. – 1999. – № 10. – С. 26–29.
6. Бобылев А.В. Коррозионное растрескивание латуней. – М.: Металлургия, 1956. – 126 с.

7. Бабичев М.А. Методы определения внутренних напряжений в деталях машин. – М.: Акад. наук СССР, 1955. – 150 с.

8. Соколов И.А., Уральский В.И. Остаточные напряжения и качество металлопродукции. – М.: Металлургиздат, 1981. – 300 с.

9. Бобылев А.В. Растрескивание медных сплавов: справочник. – М.: Металлургия, 1993. – 352 с.

10. Курбаткин И.И., Пружинин И.Ф., Фалкон В.И. Влияние химического состава и режимов обработки на механические и эксплуатационные свойства кремнисто-марганцовистых латуней // Цветные металлы. – 1996. – № 9. – С. 60–63.

11. Пугачева Н.Б. Структура промышленных ($\alpha + \beta$)-латуней // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 2. – С. 23–29.

12. Pugacheva N.B. Structure of commercial $\alpha + \beta$ brasses // Metal Science and Heat Treatment. – 2007. – Vol. 49, iss. 1-2. – P. 67–74.

13. Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses / N.B. Pugacheva, A.A. Pankratov, N.Yu. Frolova, I.V. Kotlyarov // Russian Metallurgy (Metally). – 2006. – Vol. 2006, iss. 3. – P. 239–248.

14. Структурные и фазовые превращения в $\alpha + \beta$ -латунях / Н.Б. Пугачева, А.А. Панкратов, Н.Ю. Фролова, И.В. Котляров // Металлы. – 2006. – № 3. – С. 65–75.

15. Сучков Д.И. Медь и ее сплавы. – М.: Металлургия, 1967. – 248 с.

ОБРАБОТКА METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 6–13

Analysis of α -grain uniformly distributed over the cross section of pipe billets 58Cu-34Zn-3Mn-2Al alloy

Pugacheva N.B.¹, D.Sc. (Engineering), e-mail: nat@imach.uran.ru

Lebed A.V.², Principal Engineer, e-mail: annalebed5@rambler.ru

¹Institute of Engineering Science Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya str., Yekaterinburg, 630049, Russian Federation

²JSC “Revda Non-Ferrous Metals Processing Works”, Settlement “SUMZ”, Revda, Sverdlovsk region, 623280, Russian Federation

Abstract

The influence of the heating temperature during the heat treatment of the alloy tube billets 58Cu-34Zn-3Mn-2Al after extrusion on the quantity of α -phase is investigated, and an analysis of the distribution of α -grains in the cross section of billets is carried out. It is established that the most uniform distribution is achieved by α -grains after heating the pipe blanks to 450 °C, holding for 3 hours with the next air cooling. As a result of the work, the causes of uneven distribution of α -phase is found, also a recommendation for its reduction throughout the length of pipes is given. A correlation between the amount of α -phase, after extrusion and after aging is marked. The possibility of using software packages SIAMS type 700 when calculating the amount of α -phase is analyzed.

Keywords:

brass, microstructure, alpha-phase, aging, distribution, software system.

References

1. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. 4th ed. Moscow, MIMIM Publ., 2005. 432 p.

2. Lyakishev N.P., Bannykh O.A., Rokhlin L.L., Alisova S.P., Bochvar N.R., Budreg P.B. et al. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih sistem. Spravochnik v 4 t. T. 3* [Diagrams of binary metallic systems. Reference book in 4 vol., vol. 3]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 569 p.

3. Miller L.E., Smiryagin A.P., Dnestrovskii N.Z., Landikhov A.D., Kreindlin H.H., Krucher G.N., Golovin V.A., Urin B.L., Gol'dreer V.N. *Spravochnik po obrabotke tsvetnykh metallov i splavov* [Processing of nonferrous metals and alloys: reference book]. Moscow, Gosudarstvennoe nauchno-tekhnicheskoe izdatel'stvo literatury po cherno i tsvetnoi metallurgii, 1961. 872 p.

4. Tropotov A.V., Pugacheva N.B., Ryazantsev Yu.V., Zhukova L.M. Issledovanie ostatochnykh napryazhenii v izdeliyakh, izgotovlennykh iz slozhnolegirovannoi latuni [A study of residual stresses in articles produced from complexly-alloyed brass]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2006, no. 1, pp. 28-32 (in Russian).

5. Kopyl M.D., Tropotov A.V., Kotlyarov I.V. Latunnye splavy dlya kolets sinkhronizatorov sovershenstvuyutsya [Improving brass alloys for rings synchronizers]. *Avtomobil'naya promyshlennost' – Automobile Industry*, 1999, no. 10, pp. 26-29 (in Russian).

6. Bobylev A.V. *Korrozionnoe rastreskivanie latunei* [Stress corrosion cracking of brass]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1956. 126 p.

7. Babichev M.A. *Metody opredeleniya vnutrennikh napryazhenii v detalyakh mashin* [Methods for determination of internal stresses in machine parts]. Moscow, Academy of Sciences of the USSR Publ., 1955. 150 p.

8. Sokolov I.A., Ural'skii V.I. *Ostatochnye napryazheniya i kachestvo metalloproduksii* [Residual stress and quality metal products]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1981. 300 p.

9. Bobylev A.V. *Rastreskivanie mednykh splavov. Spravochnik* [Cracking of copper alloys. Handbook]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1993. 352 p.

10. Kurbatkin I.I., Pruzhinin I.F., Falkon V.I. Vliyanie khimicheskogo sostava i rezhimov obrabotok na mekhanicheskie i ekspluatatsionnye svoystva kremnistomargantsovistykh latunei [Effect of chemical composition and modes of treatment on the mechanical and performance properties of silicon-manganese brass]. *Tsvetnye Metally – Non-ferrous Metals*, 1996, no. 9, pp. 60-63 (in Russian).

11. Pugacheva N.B. Struktura promyshlennykh ($\alpha + \beta$)-latunei [Structure of industrial $\alpha + \beta$ brasses]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2007, no. 2, pp. 23-29 (in Russian).

12. Pugacheva N.B. Structure of commercial $\alpha + \beta$ brasses. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov – Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, iss. 1-2, pp. 67-74. doi: 10.1007/s11041-007-0013-x

13. Pugacheva N.B., Pankratov A.A., Frolova N.Yu., Kotlyarov I.V. Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses. *Russian metallurgy (Metally)*, 2006, vol. 2006, iss. 3, pp. 239-248. doi: 10.1134/S0036029506030104

14. Pugacheva N.B., Pankratov A.A., Frolova N.Yu., Kotlyarov I.V. Strukturnye i fazovye prevrashcheniya v $\alpha + \beta$ -latunyah [Structural and phase transformations in $\alpha + \beta$ brasses]. *Metally – Russian metallurgy (Metally)*, 2006, no. 3, pp. 65-75 (in Russian).

15. Suchkov D.I. *Med' i ee splavy* [Copper and its alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1967. 248 p.

Received 21 May 2014

Revised 3 July 2014

Accepted 8 July 2014

РАЗРУШЕНИЕ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА, ВЫПОЛНЕННЫХ СПОСОБОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ*

*О.В. СИЗОВА^{1,2}, доктор тех. наук, профессор,
А.В. КОЛУБАЕВ^{1,2}, доктор физ.-мат. наук, профессор,
Е.А. КОЛУБАЕВ^{1,2}, кандидат физ.-мат. наук,
А.А. ЗАЙКИНА¹, аспирант,
В.Е. РУБЦОВ¹, кандидат физ.-мат. наук,
(¹ИФПМ СО РАН, ²НИ ТПУ, г. Томск)*

Поступила 23 июня 2014

Рецензирование 23 июля 2014

Принята к печати 25 июля 2014

Сизова О.В. – 634021, г. Томск, пр. Академический 2/4,
Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук;
634050, г. Томск, пр. Ленина, 30,
Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
e-mail: ovs@ispms.ru

Приведены результаты исследований разрушения сварных соединений алюминий-магниевого сплава, полученных способом сварки трением с перемешиванием после испытаний на статическое растяжение. На примере сварных соединений листов сплава различной толщины показано, что макро- и микроструктура швов имеют как общие признаки, так и особенности, обусловленные влиянием температурно-временных условий процесса. Показано, что важным отличием микроструктуры сварного шва от исходной структуры сплава является формирование слоистой ультрамелкозернистой структуры без признаков текстуры проката. Обнаружено, что при сварке толстых листов сплава наряду с динамической полигонизацией, ответственной за образование равноосной мелкозернистой структуры, имеет место и частичная рекристаллизация деформированной структуры. Проведен сравнительный анализ топографии излома образцов сплава различной толщины после растяжения, позволяющий провести аналогию между двумя картинками разрушения. Обсуждается природа механизма структурообразования сплава в области сварного соединения, стимулируемого нагревом и интенсивной пластической деформацией.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, алюминиевый сплав, микроструктура, рекристаллизация, статическое растяжение, разрушение.

Введение

Внедрение в отечественную промышленность одного из новейших способов сварки – сварки трением с перемешиванием (СТП) при-

влекает внимание исследователей к изучению особенностей протекания этого процесса главным образом вследствие специфики строения сварного соединения, как не имеющего аналогов среди других видов сварки [1–3]. Пластифици-

* Работа выполнена по проекту № III.23.2.4 Программы III.23.2 фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг., при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218 и гранта РФФИ № 14-08-31662.

рованный тепловыделением металл за счет сил трения перемешивается в результате вращения инструмента. В процессе поступательного перемещения инструмента по стыку свариваемых поверхностей происходит массоперенос металла с формированием сварного шва. Микроструктура сварного соединения имеет свои особенности, обусловленные спецификой протекания процесса пластического течения материала [4]. Несмотря на большое количество работ, посвященных изучению структуры и свойств сварных соединений различных металлов и сплавов, полученных способом сварки трением с перемешиванием, однозначного мнения о механизмах формирования структуры сварного шва не существует. Из многочисленных зарубежных и отечественных публикаций известно только то, что в центре сварного шва (ядре) формируются ультрамелкодисперсные зерна, образование которых, по мнению некоторых исследователей, является результатом динамической рекристаллизации [5–7] или собирательной динамической полигонизации [8]. Слоистая структура этой части сварного шва получила название «onion ring», или «луковичная структура», из-за характерного кольцеобразного строения [9, 10]. Зона термомеханического влияния является промежуточной между зоной термического влияния и ядром и представляет собой переход от одного типа структуры к другому – от зеренной текстурированной структуры основного металла к слоистой структуре центральной части сварного шва. Здесь, как показано в работе [11], возникает неустойчивость, подобная неустойчивости Гельмгольца в вязких жидкостях, которая может сопровождаться вихреобразным (турбулентным) течением металла. Поэтому на границе зон, где имеет место разрыв скорости пластического течения, наиболее вероятно появление дефектов сварного соединения вследствие несовместности деформации двух объемов материала [12]. На особенности формирования микроструктуры сварного шва непосредственное влияние должны оказывать и комбинации температурно-деформационных условий процесса, реализующихся при сварке листов материала различной толщины, так как именно они влияют на ве-

личину тепловложения, а значит, и на реализацию того или иного механизма структурообразования. Изучение этого влияния, как справедливо подчеркивается во многих публикациях, является в настоящее время важнейшей задачей, от решения которой зависит успех широкого внедрения в промышленность этой перспективной технологии.

Целью работы является сравнительное исследование структуры сварных соединений листов алюминий-магниевого сплава различной толщины, полученных способом сварки трением с перемешиванием, и изучение особенностей их разрушения при статическом растяжении.

Материал и методы исследований

Исследования проводили на пластинах алюминий-магниевого сплава АМг5М толщиной 5,0 и 35,0 мм. В задачи данного исследования не входило рассмотрение влияния параметров процесса сварки и определение численных показателей прочности материала сварного соединения, поэтому полученные результаты представляют собой анализ качественного сравнения микроструктуры с целью установления области наибольших концентраций напряжений, приводящих к разрушению образца. Образцы для испытаний на растяжение были изготовлены согласно требованиям ГОСТ 6996. Шлифы для металлографических исследований представляли собой образцы в виде параллелепипеда длиной 20...22 мм (на 2...4 мм больше ширины сварного шва), шириной 5...7 мм и высотой, равной толщине свариваемых пластин (рис. 1). Вырезка образцов производилась электрической дисковой пилой, что позволило обеспечить минимальный нагрев образца в процессе резки. Металлографический анализ зоны реза показал, что толщина пластически деформированной зоны

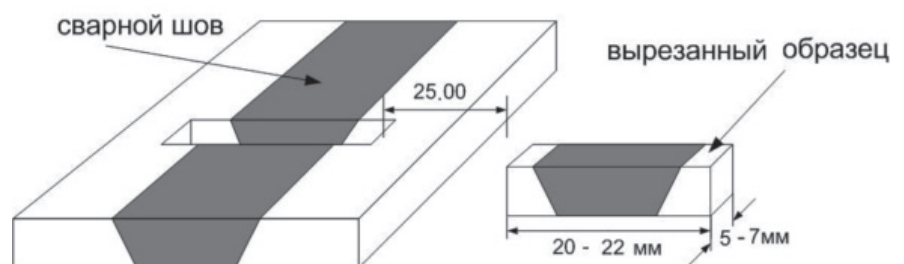


Рис. 1. Схема вырезки образцов для металлографических исследований

в этой области составляла менее 100 мкм, она удалялась при приготовлении шлифа на первой стадии шлифования. Металлографические исследования выполняли с помощью оптического микроскопа Neophot-32, лазерно-конфокального микроскопа LEXT-OLS4000, растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO-50 и атомно-силового микроскопа Solver P47-H.

Результаты исследований и их обсуждение

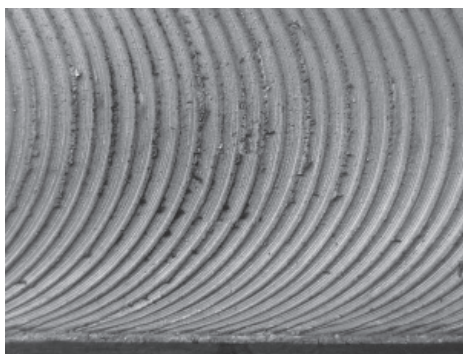
Изложенный в статье материал посвящен изучению особенностей топографии поверхностей разрушения сварных соединений листов алюминиево-магниевого сплава различной толщины после испытаний на статическое растяжение. Интерес к данному исследованию вызван отличиями в поведении образцов материалов, полученных сваркой трением с перемешиванием и сваренных другими способами, при различных видах нагружения. Например, разрушение сварных швов тонких пластин ($\leq 4,0$ мм) алюминиево-магниевого сплава, полученных методом СТП, при испытании на растяжение начиналось именно в зоне термомеханического влияния [13], тогда как сварной шов сплава В1461, полученный аргонодуговой сваркой, разрушался в зоне термического влияния [14].

В данной работе были рассмотрены два варианта исходного материала – тонких и толстых листов алюминиево-магниевого сплава, сваренных встык методом СТП. Предполагалось, что различие термического режима, обусловленного масштабным фактором, окажет определенное влияние на структуру сварного шва и особен-

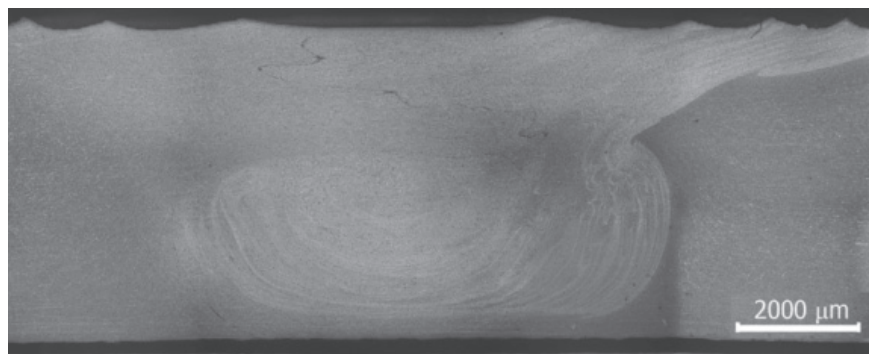
ности его разрушения. На рис. 2 показан общий вид и поперечное сечение исследуемого сварного шва листов алюминиево-магниевого сплава толщиной 5,0 мм.

Металлографический анализ структуры сварного шва пластин толщиной 5,0 и 35,0 мм позволил обнаружить как внешнее сходство макроструктуры, так и определенное различие в микроструктуре сваренных образцов. Общим для обоих сварных соединений явилось характерное несимметричное строение сварного шва относительно плоскости стыка двух листов сплава, что хорошо видно на рис. 2, б. Кроме того, отчетливо видно разделение его на верхнюю и нижнюю части, образовавшиеся вследствие вращения инструмента специальной конструкции, состоящего из штифта, погруженного в металл, и плечиков, трущихся по поверхности листов.

Следует отметить, что при схожести механизмов формирования верхней части сварного шва и нижней, обусловленных трением скольжения, существуют и отличия. При трении скольжения плечиков о поверхность свариваемых листов происходит течение пластифицированного металла в поверхностном слое параллельно поверхности с постепенным снижением величины деформации вглубь. При этом осуществляется массоперенос, как и при трении скольжения [15]. В свою очередь, вращение штифта обуславливает массоперенос вокруг цилиндрической поверхности штифта с образованием слоистой структуры. К тому же из-за особой геометрии инструмента течение материала происходило не только по окружности, но и в вертикальном направлении, формируя при этом характерный грибообразный вид сварного шва.



а



б

Рис. 2. Общий вид сварного соединения, полученного способом СТП:

а – вид сверху; б – структура шва в поперечном сечении

На микроструктуру сварных швов толстых и тонких листов влияет масштабный фактор, который определяет различия их структур. Так, ширина слоев в «луковичной структуре» листов толщиной 5,0 мм составила 50...100 мкм, структура внутри слоев отличалась однородностью и состояла из зерен размером 1...3 мкм (рис. 3). Анализ «луковичной» структуры сварного соединения пластин толщиной 35 мм (рис. 4) показал, что строение материала в каждой полосе было неоднородно и состояло из чередующихся участков протяженностью порядка 150...200 мкм с мелким и более крупным зерном.

На рис. 4 показана наблюдаемая картина перехода одного типа структуры к другому, обусловленная, на наш взгляд, процессами дина-

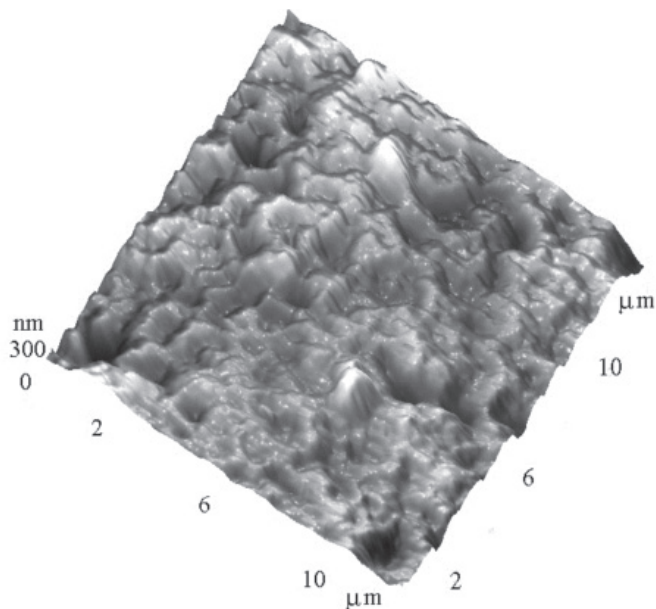


Рис. 3. Микроструктура участка шва в области «луковичной структуры», полученная с помощью атомно-силового микроскопа



Рис. 4. Микроструктура полос сварного шва алюминиевых листов толщиной 35,0 мм

мической полигонизации и рекристаллизации, имевшими место при пластической деформации и фрикционном нагреве сплава в процессе сварки трением вследствие неоднородного распределения температуры внутри шва. В прилегающих к основному металлу участках из-за быстрого отвода тепла и интенсивной пластической деформации исходное вытянутое зерно трансформировалось в равноосную субструктуру с размытыми границами. На некотором удалении от границы с основным материалом температурные условия оказались благоприятными для реализации процесса рекристаллизации, сопровождавшегося некоторым ростом зерна.

При испытании на статическое растяжение образцов сплава, изготовленных из листов выбранной толщины, было отмечено, что разрушение в обоих случаях происходило однотипно в три этапа, что хорошо видно на рис. 5. При разрушении сварного шва тонких листов первичная трещина образовывалась от корня шва (зона I на рис. 5, а), далее разрушение происходило вдоль границы между слоями «луковичной структуры» (зона II) и заканчивалось разрывом в верхней части шва (зона III). Такой механизм разрушения сварного шва непосредственно связан с механизмом его формирования. В нижней части шов менее прочен из-за недостаточного перемешивания металла, обусловленного повышенным теплоотводом в опорную станину, что уменьшает пластичность. В центральной зоне шва на характер разрушения оказывает влияние слоистая структура, у которой менее прочной оказывается граница между слоями. В верхней части шва направление разрыва образца было перпендикулярным к слоям, образованным в результате трения плечиков по поверхности, поэтому поверхность разрушения в этой зоне отличается от описанных выше.

В случае толстых пластин, как видно из рис. 5, б, разрушение происходило таким же образом. Поверхность излома визуально делится на три части – зону I с признаками хрупкого разрушения, зону II с шероховатым рельефом, характерным для статического разрушения ультрадисперсных материалов, и верхнюю зону III с ямочным рельефом, похожим на долом.

Таким образом, поведение материала при приложении максимальных растягивающих напряжений качественно отражало структурное

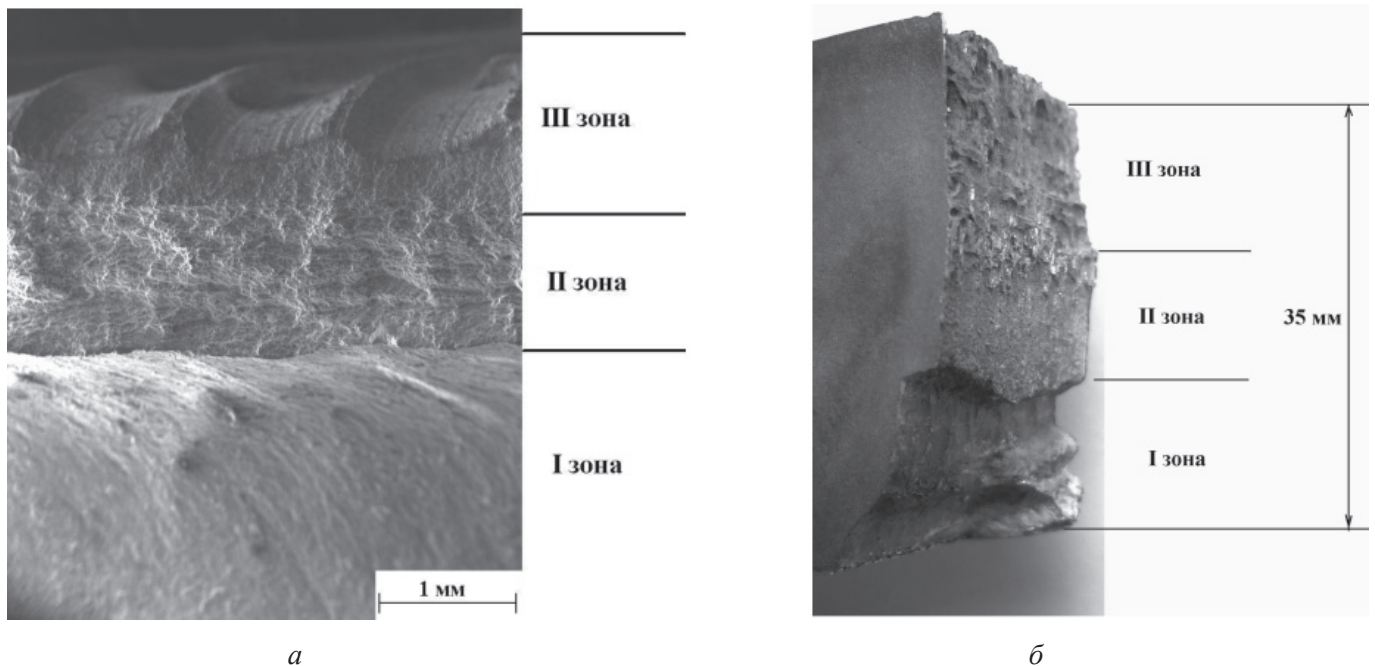


Рис. 5. Топография поверхности разрушения сварных соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием:

а – листов, толщиной 5 мм; *б* – листов, толщиной 35 мм

состояние сварного соединения. В обоих рассматриваемых вариантах разрушение происходило по границе слоев «луковичной структуры», за исключением верхней зоны, где плоскость разрушения была перпендикулярна слоям трения, образованным скольжением плечика по поверхности.

Заключение

Методом металлографии было показано, что при сварке трением с перемешиванием алюминиево-магниевого сплава большое значение имеет толщина свариваемых пластин. При воздействии интенсивной пластической деформации и разогреве металла за счет трения структура сварного шва тонких пластин формируется путем последовательного чередования узких полос материала («луковых колец»), имеющих ультрадисперсную зеренную структуру. При увеличении толщины пластин свариваемого металла, изменяется температурно-временной режим процесса сварки, способствующий частичной рекристаллизации деформированных зерен в центре шва. При приложении максимальных растягивающих напряжений разрушение сварного соединения происходит по границе раздела сред с различной структурой вследствие несовместности их деформации.

Список литературы

1. Friction Stir Butt Welding: International Patent Application PCT/GB92/02203 and GB Patent Application 9125978.8 UK / W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Temple-Smith and C.J. Dawes; UK Patent Office, London. – December 6, 1991.
2. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2005. – Vol. 50, № 1-2. – P. 1–78.
3. Shtrikman M. Current state and development of friction stir welding. Pt. 3. Industrial application of friction stir welding // Welding International. – 2008. – Vol. 22, iss. 11. – P. 806–815.
4. On the Conditions of Strain Localization and Microstructure Fragmentation under High-Rate Loading / M.P. Bondar, S.G. Psakhie, A.I. Dmitriev, A.Yu. Nikonov // Physical Mesomechanics. – 2013. – Vol. 16, iss. 3. – P. 191–199.
5. Stephen Leon J., Jayakumar V. Investigation of mechanical properties of aluminium 6061 alloy friction stir welding // American Journal of Mechanical Engineering and Automation. – 2014. – Vol. 1, № 1. – P. 6–9.
6. Nandan R., DebRoy R. Bhadeshia Recent Advances in Friction-Stir Welding Process, Weldment Structure and Properties // Progress in Material Science. – 2008. – Vol. 53, iss. 6. – P. 980–1023.
7. Murr L.E., Liu G., McClure J.C. Dynamic recrystallization in friction-stir welding of aluminium alloy 1100 // Journal of Materials Science Letters. – 1997. – Vol. 16, iss. 22. – P. 1801–1803.

8. Сварка трением с перемешиванием термически упрочняемого сплава В95 системы Al-Zn-Mg-Cu / В.А. Фролов, В.Ю. Конкевич, П.Ю. Предко, В.В. Белоцерковец // Сварочное производство. – 2013. – № 3. – С. 21–26.

9. *Schneider J.A., Nunes A.C.* Characterization of Plastic Flow and Resulting Microtextures in a Friction Stir Weld // *Metallurgical and Materials Transactions: B.* – 2004. – Vol. 35, № 4. – P. 777–783.

10. Properties of Friction-Stir-Welded 7075 T651 Aluminum / M.W. Mahoney, C.G. Rhodes, J.G. Flintoff, R.A. Spurling and W.H. Bingel // *Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 1998. – Vol. 29, iss. 7. – P. 1955–1964.

11. *Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu., Kolubaev A.V.* One-dimensional model of inhomogeneous shear in sliding // *Physical Mesomechanics.* – 2012. – Vol. 15, № 5-6. – P. 337–341.

12. The Evolution of the Surface Layers on Metals in Sliding Friction / A.V. Kolubaev, S.Yu. Tarasov,

O.V. Sizova, E.A. Kolubaev, and Yu.F. Ivanov // *Journal of Friction and Wear.* – 2007. – Vol. 28, № 6. – P. 514–520.

13. *Павлова В.И., Алиференко Е.А., Осокин Е.П.* Исследование температурно-временных условий сварочного нагрева, структуры и свойств металла стыковых соединений из алюминиево-магниевого сплава, выполненных сваркой трением с перемешиванием // *Вопросы материаловедения.* – 2009. – Т. 60, № 4. – С. 74–88.

14. Повышение надежности сварных соединений из высокопрочного алюминиево-литиевого сплава В-1461 / В.И. Лукин, Е.Н. Иода, А.В. Базескин, В.П. Лавренчук, Л.В. Котельникова, М.С. Оглодков // *Сварочное производство.* – 2010. – № 11. – С. 14–17.

15. Исследование массопереноса при трибологическом взаимодействии легированных сталей / Н.Б. Пугачева, С.В. Павлышко, Е.Б. Трушина, А.Н. Замятин // *Трение и износ.* – 2012. – Т. 33, № 3. – С. 265–274.

OBRAHOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 14–20

Fracture of friction stir welded butt joints structure of aluminum-magnesium alloy

Sizova O.V.^{1,2}, D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: ovs@ispms.ru

Kolubaev A.V.^{1,2}, D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor, e-mail: kav@ispms.ru

Kolubaev E.A.^{1,2}, Ph.D. (Physics and Mathematics), e-mail: eak@ispms.ru

Zaikina A.A.¹, Post-graduate Student, e-mail: aaz@ispms.ru

Rubtsov V.E.¹, Ph.D. (Physics and Mathematics), e-mail: rvy@ispms.ru

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the RAS, 2/4 Academicheskoy ave., Tomsk, 634021, Russian Federation

National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

Abstract

The results of aluminum-magnesium alloy friction stir welded joints fracture investigations are put forward in the article. Through the example of welded joints of plates with different thickness it is illustrated that macro- and microstructure of the welds have both common features of strained metal and peculiarities caused by the impact of welding temperature-time criteria. It is demonstrated that the significant difference between weld microstructure and original metal was formation of the gradient fine-grained microstructure without signs of texture. It is revealed that as a result of heating and cooling temperature-time terms variation during welding of thick alloyed plates in the weld zone along with dynamic cell formation partial strained structure recrystallization can occur. It is illustrated that in case of recrystallization the joint fracture was along the boundary of the areas with different structures. A comparative analysis of the fracture topography of the broken specimen joints that were obtained from the alloy plates with different thickness is carried out. This analysis revealed that both cases showed similar fracture pattern. A crack originated in the root and run to a distance that is approximately equal to middle of the specimen gauge along to transition boundary of the base metal structure to gradient one. “Pest” degradation goes further. Nature of the alloy structuring mechanism in the weld zone stimulated with heating and intensive plastic deformation is discussed.

Keywords:

friction stir welding, aluminum alloy, microstructure, recrystallization, static tension, fracture.

References

1. Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C., Murch M.G., Temple-Smith P., Dawes C.J. Friction Stir Butt Welding. International Patent Application PCT/GB92/02203 and GB Patent Application 9125978.8, UK Patent Office, London, December 6, 1991.
2. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005, vol. 50, no. 1-2, pp. 1-78. doi: 10.1016/j.mser.2005.07.001
3. Shtrikman M.M. Current state and development of friction stir welding. Pt. 3. Industrial application of friction stir welding. *Welding International*, 2008, vol. 22, iss. 11, pp. 806-815. doi: 10.1080/09507110802593620
4. Bondar M.P., Psakhie S.G., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. On the Conditions of Strain Localization and Microstructure Fragmentation under High-Rate Loading, *Physical Mesomechanics*, 2013, vol. 16, iss. 3, pp. 191-199. doi: 10.1134/S1029959913030028
5. Stephen Leon J., Jayakumar V. Investigation of mechanical properties of aluminium 6061 alloy friction stir welding. *American Journal of Mechanical Engineering and Automation*, 2014, vol. 1, no. 1, pp. 6-9.
6. Nandan R., DebRoy T. Bhadeshia H.K.D.H. Recent advances in friction-stir welding Process, weldment structure and properties. *Progress in Material Science*, 2008, vol. 53, iss. 6, pp. 980-1023. doi: 10.1016/j.pmatsci.2008.05.001
7. Murr L.E., Liu G., McClure J.C. Dynamic recrystallization in friction-stir welding of aluminium alloy 1100. *Journal of Materials Science Letters*, 1997, vol. 16, iss. 22, pp. 1801-1803. doi: 10.1023/A:1018556332357
8. Frolov V.A., Konkevich V.Yu., Predko P.Yu., Belotserkovets V.V. Svarka treniem s peremeshivaniem termicheski uprochnyaemogo splava V95 sistemy Al-Zn-Mg-Cu [Friction stir welding of the heat-treatable alloy B95 of the Al-Zn-Mg-Cu system]. *Svarochnoe Proizvodstvo – Welding International*, 2013, no. 3, pp. 21-26 (in Russian).
9. Schneider J.A., Nunes A.C. Characterization of Plastic Flow and Resulting Microtextures in a Friction Stir Weld. *Metallurgical and Materials Transactions: B*, 2004, vol. 35, pp. 777-783. doi: 10.1007/s11663-004-0018-4
10. Mahoney M.W., Rhodes C.G., Flintoff J.G., Bingel W.H., Spurling R.A. Properties of Friction-Stir-Welded 7075 T651 Aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 1998, vol. 29, iss. 7, pp. 1955-1964. doi: 10.1007/s11661-998-0021-5
11. Rubtsov V.E., Tarasov S.Yu., Kolubaev A.V. One-dimensional model of inhomogeneous shear in sliding. *Physical Mesomechanics*, 2012, vol. 15, iss. 5-6, pp. 337-341. doi: 10.1134/S1029959912030174
12. Kolubaev A.V., Tarasov S.Yu., Sizova O.V., Kolubaev E.A., Ivanov Yu.F. The evolution of the surface layers on metals in sliding friction. *Journal of Friction and Wear*, 2007, vol. 28, iss. 6, pp. 514-520. doi: 10.3103/S1068366607060050
13. Pavlova V.I., Alifrenko E.A., Osokin E.P. Issledovanie temperaturno-vremennykh uslovii svarochnogo nagreva, struktury i svoystv metalla stykovykh soedinenii iz alyuminievo-magnievogo splava, vpolnennykh svarkoi treniem s peremeshivaniem [Research of temperature-time conditions of welding heating, structure and properties of metal for edges joints of aluminium-magnesian alloy fulfilled with welding by friction with hashing]. *Voprosy Materialovedeniya (Problems of Materials Science) – Inorganic Materials: Applied Research*, 2009, no. 4 (60), pp. 74-88 (in Russian).
14. Lookin V.I., Ioda Ye.N., Bazeskin A.V., Lavrenchok V.P., Kotelnikova L.V., Oglodkov M. S. Povyshenie nadezhnosti svarnykh soedinenii iz vysokoprochnogo alyuminievo-litievogo splava V-1461 [Reliability improvement of the welded joints from the high-strength aluminium-lithium alloy V-1461 (B-1461)]. *Svarochnoe Proizvodstvo – Welding International*, 2010, no. 11, pp. 14-17 (in Russian).
15. Pugacheva N.B., Pavlyshko S.V., Trushina E.B., Zamyatin A.N. Issledovanie massoperenosa pri tribologicheskoi vzaimodeistvii legirovannykh stalei [Investigation of mass transfer during tribological interaction of alloyed steels]. *Trenie i Iznos – Journal of Friction and Wear*, 2012, vol. 33, no. 3, pp. 265-274 (in Russian).

Funding

This work was supported by project No. III.23.2.4 Basic Research Program III.23.2 SB RAS for 2013-2016., with the financial support of the Ministry of Education and Science (contract No. 02.G25.31.0063) as part of the RF Government Decree No. 218 and RFBR grant No. 14-08-31662.

Received 23 June 2014

Revised 23 July 2014

Accepted 25 July 2014

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al , ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ «Ni—Al»*

*Л.И. ШЕВЦОВА, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 12 мая 2014

Рецензирование 24 июня 2014

Принята к печати 26 июня 2014

Шевцова Л.И. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: edeliya2010@mail.ru

Проведены исследования структуры и механических свойств интерметаллида Ni_3Al , полученного по различным схемам, сочетающим процессы предварительной механоактивации исходных порошков никеля и алюминия, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и искрового плазменного спекания. Установлено, что относительная плотность всех спеченных материалов составляет ~ 97 %. Микротвердость полученных образцов находится в диапазоне 6100...6300 МПа. Предел прочности при изгибе спеченных материалов составляет 785...800 МПа. Максимальный уровень предела прочности при растяжении (400 МПа) достигнут в процессе спекания при 1100 °С механически активированной в течение трех минут порошковой смеси Ni + 13,29 масс. % Al. Этот технологический процесс является наиболее рациональным. При его реализации стадия химического взаимодействия реагентов совмещается с процессом спекания.

Ключевые слова: интерметаллид, алюминид никеля, искровое плазменное спекание, механическая активация.

Введение

Одной из актуальных задач современного материаловедения является получение новых материалов, обладающих повышенным комплексом физико-химических и механических свойств. Особое внимание уделяется изучению алюминидов никеля, что обусловлено их высокими механическими свойствами, высокой коррозионной стойкостью и стойкостью к окислению при повышенных температурах [1–3]. Для алюминида Ni_3Al помимо указанных свойств характерна аномальная зависимость предела текучести от температуры нагрева [2, 3]. Такое явление особо благоприятно с позиции применения интерметаллида в качестве конструкционного материала

для химического машиностроения, авиации и космоса [1, 2].

Однако широкому применению в промышленности препятствует ряд особенностей алюминидов никеля, в первую очередь – низкий уровень пластичности и трещиностойкости. Эта особенность объясняет плохую обрабатываемость материалов резанием. При комнатной температуре образцы из поликристаллического интерметаллида Ni_3Al являются хрупкими. При высоких температурах эксплуатации для этого материала характерно низкое сопротивление ползучести [2–5].

Одним из эффективных методов получения бездефектных заготовок из интерметаллидов является искровое плазменное спекание (SPS)

* Работа выполнена в рамках Программы стратегического развития НГТУ в 2014 году, проект С-37

[6–10]. В сравнении с горячим прессованием и горячей экструзией при искровом плазменном спекании пребывание материала в высокотемпературном состоянии резко сокращается [7, 8, 11]. Благодаря этому удается сохранить исходную мелкозернистую структуру, что способствует повышению комплекса механических свойств спеченного материала [5, 8]. Более подробно особенности процесса SPS были рассмотрены в работе [9]. В отмеченной работе были определены также оптимальные режимы спекания порошка ПН85Ю15 (основная фаза Ni_3Al).

В последние годы возрастает интерес к изучению свойств материалов, получаемых путем совмещения процессов механической активации порошковых смесей и их последующего искрового плазменного спекания [12–17]. Цель данной работы заключается в изучении структуры и механических свойств объемных компактов из интерметаллида Ni_3Al , полученных по различным схемам, основанным на комбинации процессов предварительной механоактивации исходных порошков никеля и алюминия, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и искрового плазменного спекания.

Материалы и методы исследования

В качестве исходных материалов использовали порошки карбонильного никеля марки ПНК-1Л15 (99,85 % Ni) и алюминия марки ПА-4 (98 % Al) со средним размером частиц 10 мкм и 60 мкм соответственно. Порошки были взяты в соотношении, обеспечивающем получение соединения $Ni_{75}Al_{25}$ (ат. %). Предварительную активацию реакционных смесей состава проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 с водяным охлаждением в атмосфере аргона. Центробежное ускорение шаров составляло 40 g. Объем каждого из двух барабанов мельницы составлял 160 см^3 , диаметр мелющих шаров – 8 мм, масса шаров – 200 г. Масса засыпаемой порошковой смеси была равна 10 г.

Процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза осуществляли в проточном реакторе объемом 6 л. Относительная плотность образцов составляла 0,3...0,4. Перед иницированием СВС реактор с образцом продували аргоном. Во время СВС и до полного остывания продуктов горения в реактор постоянно подавали аргон со скоростью 9,5 л/мин. Иницирование горения осуществляли нхро-

мовой спиралью, нагреваемой электрическим током.

Искровое плазменное спекание образцов проводили на установке Labox-1575. Порошковую смесь засыпали в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 30 мм. Пресс-форму помещали в вакуумную камеру установки. Нагрев порошковой смеси осуществляли со скоростью 100 °С/мин. Давление прессования составляло 40 МПа, температура спекания – 1100 °С, время выдержки – 5 мин. Плотность компактов рассчитывали, определяя их массу и линейные размеры.

Обработку материалов проводили при реализации трех технологических маршрутов.

Маршрут № 1: механоактивация порошковой смеси Ni + 13,29 % (масс.) Al в течение 3 мин с последующим самораспространяющимся высокотемпературным синтезом и искровым плазменным спеканием.

Маршрут № 2: механоактивация порошковой смеси Ni + 13,29 % Al в течение 3 мин с последующим искровым плазменным спеканием.

Маршрут № 3: операции, выполненные по маршруту № 1 с дополнительной двухминутной механоактивацией полученного материала.

Структуру исследуемых материалов изучали с использованием методов оптической микроскопии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m с использованием режимов светлого и темного поля. Электронно-микроскопические исследования выполняли на приборах Carl Zeiss EVO 50 XVP и FEI Tecnaï G2 20 TWIN. Для определения фазового состава исходных порошков и спеченных образцов использовали рентгеновский дифрактометр ARL X'TRA. Источником рентгеновского излучения являлась медная трубка. Дифракционные картины регистрировали с шагом $\Delta 2\theta$ и временем накопления 10 с на одну точку.

Микротвердость спеченных материалов оценивали на приборе Wolpert Group 402MVD. Нагрузка на алмазный индентор составляла 0,49 Н. Для определения среднего значения твердости на один образец наносили не менее 15 отпечатков.

В качестве основных показателей прочностных свойств материалов использовали значения предела прочности при изгибе и растяжении. Образцы прямоугольной формы с размерами $3 \times 4 \times 20$ мм для испытаний на трехточечный из-

гиб вырезали из спеченных компактов на установке электроэрозионной резки Sodick AG400L. Образцы для испытаний на растяжение имели гантелеобразную форму. Механические испытания на трехточечный изгиб и одноосное растяжение выполняли при комнатной температуре на установке Instron 3369. Скорость перемещения подвижной траверсы составляла 0,5 мм/мин.

Результаты исследований и их обсуждение

Рентгенограмма смеси исходных порошков представлена на рис. 1, *а*. После 3 мин механоактивации (без стадии SPS) на рентгенограмме присутствуют только пики никеля и алюминия (рис. 1, *б*). Увеличение ширины пиков свидетельствует о том, что при механической активации в результате интенсивной пластической деформации происходит измельчение зерна порошков исходных реагентов, создается высокая концентрация неравновесных дефектов, возрастает уровень внутренних напряжений [13–15]. Рентгенофазовый анализ материалов после стадий механоактивации и СВС свидетельствует об образовании монофазного интерметаллида Ni_3Al . Пики никеля и алюминия на рентгенограмме отсутствуют (рис. 1, *в*). Дифрактограмма материала после дополнительной двухминутной механоактивации представлена на рис. 1, *д*. Ее анализ также свидетельствует о присутствии лишь интерметаллида Ni_3Al .

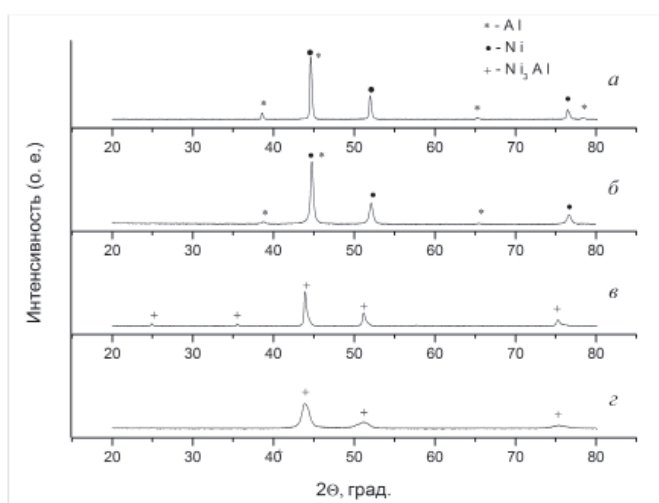


Рис. 1. Рентгенограммы исходной порошковой смеси $Ni + 13,29\% Al$ (*а*); после 3 мин механоактивации (*б*); после механоактивации и СВС (*в*); после механоактивации, СВС и дополнительной механоактивации (*г*)

В образцах, полученных при реализации всех трех технологических маршрутов, зафиксирована только одна фаза – Ni_3Al . На рис. 2 в качестве примера приведена рентгенограмма материала, полученного по маршруту № 1 (механоактивация порошковой смеси $Ni + 13,29$ масс. % Al с последующим СВС и SPS).

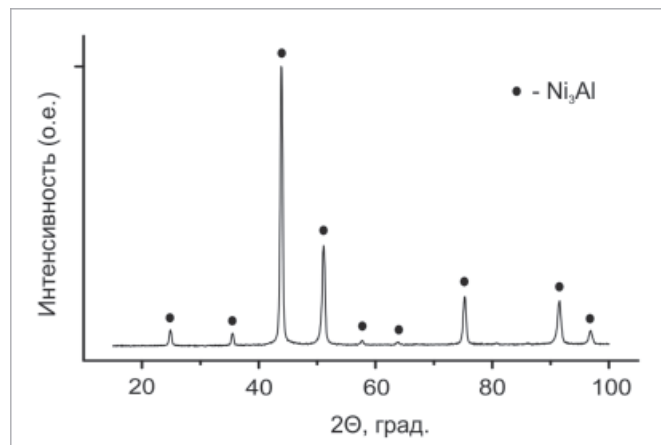


Рис. 2. Рентгенограмма образца, полученного по технологическому маршруту № 1

По данным просвечивающей электронной микроскопии размер зерна материала, полученного по маршруту № 2, составляет 0,1...0,4 мкм (рис. 3). Учитывая, что после трехминутной механоактивации в порошковой смеси присутствовали фазы лишь алюминия и никеля (рис. 1, *б*), можно сделать вывод о том, что при реализации данного маршрута химическое взаимодействие реагентов и образование соединения Ni_3Al произошло в процессе искрового плазменного спекания. Таким образом, по сравнению с маршрутом № 1 была исключена одна технологическая операция – СВС. Самораспространяющаяся

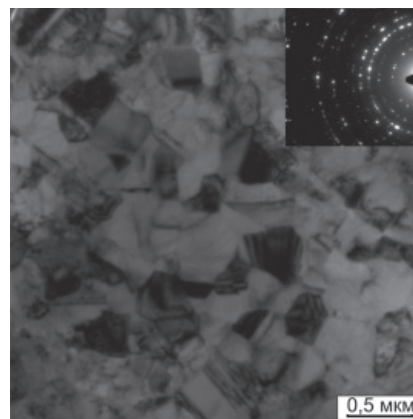


Рис. 3. Тонкая структура интерметаллида Ni_3Al , полученного по маршруту № 2

реакция в этом случае реализована в режиме теплового взрыва [17].

Структура материалов, полученных по всем трем маршрутам, однородна как в продольном, так и в поперечном сечениях. Особенностью спеченных образцов является отсутствие макротрещин. В то же время для всех материалов характерно присутствие небольшого числа дефектов в виде мелких пор. В табл. 1 представлены значения плотности, относительной плотности и микротвердости полученных материалов. Относительная плотность всех образцов составляет 97 %. В качестве теоретической плотности спеченного материала использовали значение, соответствующее соединению Ni_3Al ($7,5 \text{ г/см}^3$) [2].

Экспериментальные данные, характеризующие прочностные свойства образцов, полученных по трем маршрутам, существенно не отличаются. Однако микротвердость спеченных материалов значительно превосходит значения, характерные для массивных интерметаллических образцов, полученных традиционными методами ($2900 \dots 3600 \text{ МПа}$) [17]. Следует подчеркнуть, что в работе [18] при получении Ni_3Al по технологии SPS из нанопорошков исходных реагентов были зафиксированы аналогичные значения плотности и микротвердости. Однако авторы отмеченной работы предполагали, что микротвердость спеченных образцов увеличивается за счет образования частиц оксида

Таблица 1

Значения плотности, относительной плотности и микротвердости спеченных материалов

Номер технологического маршрута	Плотность спеченного материала, г/см^3	Относительная плотность, %	Микротвердость, МПа
№ 1	7,27	96,9	6100
№ 2	7,29	97,2	6100
№ 3	7,28	97,1	6300

алюминия в процессе спекания. В данной работе методами рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии в исследуемых материалах фаза Al_2O_3 не обнаружена.

Механические свойства материалов, полученных при реализации трех технологических маршрутов, представлены в табл. 2. Анализ ре-

тературными данными показывает, что уровень предела прочности этого материала почти в два раза превосходит предел прочности аналогичного по составу литого материала ($190 \dots 215 \text{ МПа}$) [19, 20].

Характер разрушения всех спеченных образцов одинаков. Типичный вид излома представлен на рис. 4. Особенности данной фактограммы свидетельствуют о хрупком разрушении полученных материалов.

Таблица 2

Механические свойства интерметаллида Ni_3Al , полученного по различным технологическим маршрутам

Номер технологического маршрута	Предел прочности при изгибе, МПа	Предел прочности при растяжении, МПа
№ 1	800	265
№ 2	785	398
№ 3	788	205

зультатов свидетельствует о том, что значения предела прочности при изгибе спеченных образцов существенно не отличаются и составляют $\sim 800 \text{ МПа}$. При проведении испытаний на растяжение максимальное значение предела прочности ($\sim 400 \text{ МПа}$) наблюдается в образцах, полученных по маршруту № 2. Сравнение с ли-

Выводы

В результате использования трех технологических маршрутов, основанных на комбинации процессов предварительной механоактивации исходных порошков никеля и алюминия, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и искрового плазменного спекания получены заготовки со структурой интерметаллида Ni_3Al . Спеченные материалы обладают относительной плотностью 97 % и повышенными значениями механических свойств по сравнению с аналогичными материалами, полученными традицион-

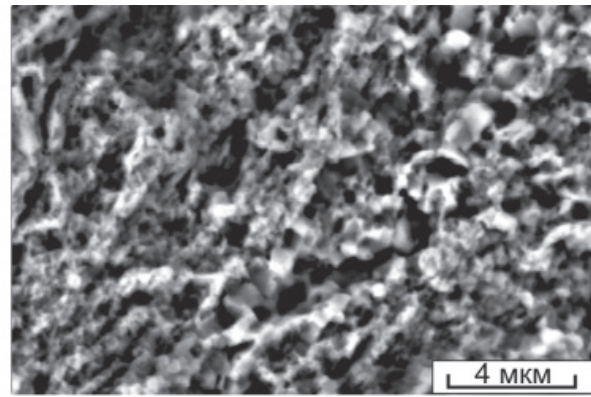
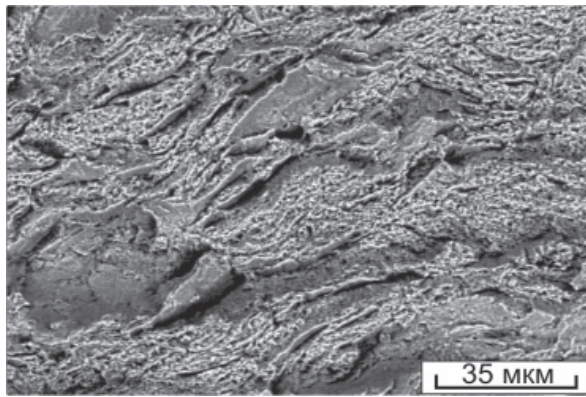


Рис. 4. Фрактограммы образцов, полученных по технологическому маршруту № 2, после испытания на растяжение

ными методами литья и порошковой металлургии. Наиболее высокие характеристики предела прочности при растяжении (~ 400 МПа) зафиксированы на образцах, полученных по маршруту № 2 (предварительная кратковременная механическая активация исходной порошковой смеси реагентов и последующее SPS спекание). Этот технологический процесс является наиболее рациональным. При его реализации стадия химического взаимодействия реагентов совмещается с процессом спекания.

Список литературы

1. Taub A.I., Fleischer R.L. Intermetallic Compounds for High Temperature Structural Use // Science. – 1989. – Vol. 243, № 4891. – P. 616–621.
2. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // Intermetallics. – 1996. – Vol. 4, № 5. – P. 357–375.
3. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni₃Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение. – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – 359 с.
4. Toshio M., Toshiyuki H. Effects of unidirectional solidification conditions on the microstructure and tensile properties of Ni₃Al // Intermetallics. – 1995. – Vol. 3, iss. 1. – P. 23–33.
5. Овчаренко В.Е., Первалова О.Б. Эволюция зеренной структуры при экструзии интерметаллического соединения Ni₃Al в процессе высокотемпературного синтеза под давлением. II. Экспериментальные данные // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 4. – С. 78–82.
6. Tokita M. Trends in Advanced SPS (Spark Plasma Sintering) Systems and Technology // Journal of the Society of Powder Technology Japan. – 1993. – Vol. 30, – № 11. – P. 790–804.
7. Groza J.R., Zavaliangos A. Nanostructures bulk solids by field activated sintering // Reviews on Advanced Materials Science. – 2003. – Vol. 5, iss. 1. – P. 24–33.
8. Spark Plasma Sintering of Metals and Metal Matrix Nanocomposites: A Review / N. Saheb, Z. Iqbal, A. Khalil, A. Hakeem, N. Aqeeli, T. Laoui, A. Al-Qtub, R. Kirchner // Journal of Nanomaterials. – 2012. – Vol. 2012. – P. 1–13.
9. Влияние температуры нагрева на структуру и механические свойства материала, полученного искровым плазменным спеканием порошка ПН85Ю15 / Л.И. Шевцова, И.А. Батаев, В.И. Мали, А.Г. Анисимов, Д.В. Лазуренко, Т.С. Самейшева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 4 (61). – С. 35–42.
10. Structure and properties of composite materials “aluminum-nickel aluminide” produced by the SPS method / L.I. Shevtsova, V.I. Mali, A.A. Bataev, I.A. Bataev, D.S. Terent’ev, V.S. Lozhkin // The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013). – Mongolia, Ulaanbaatar, 2013. – Vol. 1. – P. 187–189.
11. Microstructure and mechanical properties of Ni₃Al fabricated by thermal explosion and hot extrusion / L.Y. Sheng, W. Zhang, J.T. Guo, Z.S. Wang, V.E. Ovcharenko, L.Z. Zhou, H.Q. Ye // Intermetallics. – 2009. – Vol. 17, № 7. – P. 572–577.
12. Корчагин М.А., Дудина Д.В. Использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и механической активации для получения нанокомпозитов // Физика горения и взрыва. – 2007. – Т. 43, № 2. – С. 58–71.
13. Твердофазный режим горения в механически активированных СВС-системах I. Влияние продолжительности механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения / М.А. Корчагин, Т.Ф. Григорьева, Б.Б. Бохонов, М.Р. Шарафутдинов, А.П. Баринова, Н.З. Ляхов // Физика горения и взрыва. – 2003. – Т. 39, № 1. – С. 51–59.
14. Твердофазный режим горения в механически активированных СВС-системах II. Влияние режимов механической активации на характеристики процесса и состав продуктов горения / М.А. Корчагин,

- Т.Ф. Григорьева, Б.Б. Бохонов, М.Р. Шарафутдинов, А.П. Барина, Н.З. Ляхов // *Физика горения и взрыва*. – 2003. – Т. 39, № 1. – С. 60–68.
15. *Filimonov V.Yu., Korchagin M.A., Lyakhov N.Z.* Kinetics of mechanically activated high temperature synthesis of Ni₃Al in the thermal explosion mode // *Intermetallics*. – 2011. – Vol. 19, iss. 7. – P. 833–840.
16. *Рогачев А.С., Мукасьян А.С.* Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетическую. – М.: Физматлит, 2012. – 400 с.
17. *Shee S.K., Pradhan S.K., De M.* Effect of alloying on the microstructure and mechanical properties of Ni₃Al // *Journal of Alloys and Compounds*. – 1998. – Vol. 265, № 1-2. – P. 249–256.
18. Spark Plasma Sintering of nanoscale (Ni+Al) powder mixture / J.S. Kim, H.S. Choi, D. Dudina, J.K. Lee, Y.S. Kwon // *Solid State Phenomena*. – 2007. – Vol. 119. – P. 35–38.
19. *Колачёв Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.
20. *Morsi K.* Review: reaction synthesis processing of Ni-Al intermetallic materials // *Materials Science and Engineering A*. – 2001. – Vol. 299, № 1-2. – P. 1–15.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 21–27

Structure and mechanical properties of Ni₃Al intermetallic, fabricated by spark plasma sintering of mechanically activated «Ni - Al» powder mixtures

Shevtsova L.I., Post-graduate Student

Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

Abstract

The structure and mechanical properties of Ni₃Al intermetallic are studied. The materials are fabricated according to different schemes, which combined mechanical activation of Ni and Al powders, self-propagating high temperature synthesis (SHS) and spark plasma sintering (SPS). It is found that Ni₃Al intermetallics, fabricated by SPS using three different routes, have relative density of about 97 % and high values of mechanical properties compared to similar materials, obtained by conventional methods. Microhardness of the sintered samples range from 6100 to 6300 MPa. The value of flexural strength of all sintered samples is equal to 800 MPa. Spark plasma sintering of 86.71 % wt. Ni and 13.29 % wt. Al powders at 1100 °C leads to the formation of the material with the highest level of tensile strength equal to 400 MPa. This process was the most fast and efficient. It combines the chemical interaction of reagents with the sintering process.

Keywords:

intermetallic, nickel aluminide, spark plasma sintering, mechanical activation.

References

1. Taub A.I., Fleischer R.L. *Intermetallic Compounds for High Temperature Structural Use*. Science, 1989, vol. 243, no. 4891, pp. 616-621.
2. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, 1996, vol. 4, no. 5, pp. 357-375. doi: 10.1016/0966-9795(95)00056-9
3. Grinberg B.A., Ivanov M.A. *Intermetallidy Ni₃Al i TiAl: mikrostruktura, deformatsionnoe povedenie* [Intermetallic Ni₃Al and TiAl: microstructure, deformation behavior]. Yekaterinburg, Russian Academy of Sciences (Ural Branch), 2002. 360 p.
4. Toshio Mawari, Toshiyuki Hirano. Effects of unidirectional solidification conditions on the microstructure and tensile properties of Ni₃Al. *Intermetallics*, 1995, vol. 3, iss. 1, pp. 23-33. doi: 10.1016/0966-9795(94)P3683-F
5. Ovcharenko V.E., Perevalova O.B. Evolyutsiya zerennoi struktury pri ekstruzii intermetallicheskogo soedineniya Ni₃Al v protsesse vysokotemperaturnogo sinteza pod davleniem. II. Eksperimental'nye dannye [The evolution of grain structure during extrusion Ni₃Al intermetallic compound during high-pressure synthesis. II. Experimental data]. *Fizika i khimiya obrabotki materialov – Inorganic Materials: Applied Research*, 2007, no. 4, pp. 78-82.

6. Tokita M. Trends in Advanced SPS (Spark Plasma Sintering) Systems and Technology. *Journal of the Society of Powder Technology Japan*, 1993, vol. 30, no. 11, pp. 790-804.
7. Groza J.R., Zavaliangos A. Nanostructures bulk solids by field activated sintering. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2003, vol. 5, iss. 1, pp. 24-33.
8. Saheb N., Iqbal Z., Khalil A., Hakeem A., Aqeeli N., Laoui T., Al-Qutub A., R. Kirchner. Spark Plasma Sintering of Metals and Metal Matrix Nanocomposites: A Review. *Journal of Nanomaterials*, 2012, vol. 2012, pp. 1-13. doi:10.1155/2012/983470
9. Shevtsova L.I., Bataev I.A., Mali V.I., Anisimov A.G., Lazurenko D.V., Sameyshcheva T.S. Vliyanie temperatury nagreva na strukturu i mekhanicheskie svoystva materiala, poluchennogo iskrovym plazmennym spekaniem poroshka PN85U15 [Influence of heat temperature on the structure and mechanical properties of the material fabricated by spark plasma sintering of the PN85U15 powder]. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2013, no. 4 (61), pp. 35-42.
10. Shevtsova L.I., Mali V.I., Bataev A.A., Bataev I.A., Terent'ev D.S., Lozhkin V.S. Structure and properties of composite materials “aluminum-nickel aluminide” produced by the SPS method. The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013). Mongolia, Ulaanbaatar, 2013, vol. 1, pp. 187-189.
11. Sheng L.Y., Zhang W., J Guo.T., Wang Z.S., Ovcharenko V.E., Zhou L.Z., Ye H.Q. Microstructure and mechanical properties of Ni₃Al fabricated by thermal explosion and hot extrusion. *Intermetallics*, 2009, vol. 17, no. 7, pp. 572-577. doi: 10.1016/j.intermet.2009.01.004
12. Korchagin M.A., Dudina D.V. Ispol'zovanie samorasprostranyayushchegosya vysokotemperaturnogo sinteza i mekhanicheskoi aktivatsii dlya polucheniya nanokompozitov [Application of self-propagating high-temperature synthesis and mechanical activation for obtaining nanocomposites]. *Fizika gorennya i vzryva – Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2007, vol. 43, no. 2, pp. 58-71 (in Russian).
13. Korchagin M.A., Grigor'eva T.F., Bokhonov B.B., Sharafutdinov M.R., Barinova A.P., Lyakhov N.Z. Tverdogaznyi rezhim gorennya v mekhanicheski aktivirovannykh SVS-sistemakh I. Vliyanie prodolzhitel'nosti mekhanicheskoi aktivatsii na kharakteristiki protsessa i sostav produktov gorennya [Solid-State Combustion in Mechanically Activated SHS Systems. I. Effect of Activation Time on Process Parameters and Combustion Product Composition]. *Fizika gorennya i vzryva – Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2003, vol. 39, no. 1, pp. 43-50 (in Russian).
14. Korchagin M.A., Grigor'eva T.F., Bokhonov B.B., Sharafutdinov M.R., Barinova A.P., Lyakhov N.Z. Tverdogaznyi rezhim gorennya v mekhanicheski aktivirovannykh SVS-sistemakh II. Vliyanie rezhimov mekhanicheskoi aktivatsii na kharakteristiki protsessa i sostav produktov gorennya [Solid-State Combustion in Mechanically Activated SHS Systems. II. Effect of Mechanical Activation Conditions on Process Parameters and Combustion Product Composition]. *Fizika gorennya i vzryva – Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2003, vol. 39, no 1, pp. 60-68 (in Russian).
15. Filimonov V.Yu., Korchagin M.A., Lyakhov N.Z. Kinetics of mechanically activated high temperature synthesis of Ni₃Al in the thermal explosion mode. *Intermetallics*, 2011, vol. 19, iss. 7, pp. 833-840. doi: 10.1016/j.intermet.2010.11.028
16. Rogachev A.S., Mukasyan A.S. *Gorennyye dlya sinteza materialov: vvedenie v strukturnuyu makrokinetiku* [Combustion for synthesis of materials: introduction to the structural macrokinetics]. Moscow, Fizmatlit Publ., 2012. 400 p. ISBN: 978-5-9221-1441-7.
17. Shee S.K., Pradhan S.K., De M. Effect of alloying on the microstructure and mechanical properties of Ni₃Al. *Journal of Alloys and Compounds*, 1998, vol. 265, no. 1-2, pp. 249-256.
18. Kim J.S., Choi H.S., Dudina D., Lee J.K., Kwon Y.S. Spark Plasma Sintering of nanoscale (Ni+Al) powder mixture. *Solid State Phenomena*, 2007, vol. 119, pp. 35-38. doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.119.35
19. Kolachev B.A., Elagin V.I., Livanov V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys]. Moscow, MISIS Publ., 1999. 416 p. ISBN: 5-87623-027-8.
20. Morsi K. Review: reaction synthesis processing of Ni-Al intermetallic materials. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 299, no. 1-2, pp. 1-15. doi: 10.1016/S0921-5093(00)01407-6

Funding

This work performed under the Strategic Development Program NSTU in 2014 (project No. C-37).

Received 12 May 2014

Revised 24 June 2014

Accepted 26 June 2014

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОГО КОМПОЗИТА, СФОРМИРОВАННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ТОНКОЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ 12Х18Н10Т И Н18К9М5Т*

В.С. ЛОЖКИН¹, аспирант
Е.А. ЛОЖКИНА¹, канд. техн. наук, доцент
В.И. МАЛИ², канд. физ.-мат. наук, в.н.с.
М.А. ЕСИКОВ², м.н.с.
(¹НГТУ, г. Новосибирск,
²ИГиЛ СО РАН, г. Новосибирск)

Поступила 30 мая 2014
Рецензирование 30 июня 2014
Принята к печати 17 июля 2014

Ложкин В.С. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: logkaa@mail.ru

Исследованы структура и механические свойства многослойного композита, сформированного сваркой взрывом за один этап пластин из сталей 12Х18Н10Т и Н18К9М5Т с последующей термической обработкой при 490 °С. Полученный композиционный материал отличается хорошим качеством соединения пластин. В центральном слое сварного пакета зафиксированы полосы локализованной пластической деформации. Твердость хромоникелевой стали после сварки возросла в два раза по сравнению с исходным состоянием, твердость мартенситно-старееющей стали – на 17 %. Старение мартенситно-старееющей стали приводит к росту ее микротвердости от 4000 МПа до 7500 МПа. Эффект упрочнения обусловлен выделением в процессе старения мелкодисперсных интерметаллидных фаз Ni₃Ti и Fe₂Mo. Ударная вязкость слоистого материала после сварки и старения не уступает ударной вязкости стали 12Х18Н10Т.

Ключевые слова: мартенситно-старееющая сталь, сварка взрывом, слоистые материалы, термическая обработка.

Введение

Повышение прочностных свойств при сохранении высоких характеристик надежности металлических материалов является одной из наиболее актуальных проблем современного материаловедения [1–2]. Высокие показатели конструктивной прочности металлических материалов в промышленном производстве, как правило, обеспечиваются при реализации термической [3], термопластической [4], химико-термической [5] обработки и других методов упрочнения.

Однако на сегодняшний день традиционные технологии повышения конструктивной прочности во многом исчерпали свой потенциал. Перспективным подходом к повышению прочностных свойств материалов при сохранении высоких показателей пластичности, трещиностойкости и ударной вязкости является разработка композиционных материалов различного типа. Особое место среди них занимают металлические слоистые композиционные материалы (МСКМ). Для получения бездефектной структуры на границе соединяемых материалов используются высоко-

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-03-31864 мол_а.

технологичные процессы производства МСКМ, такие как диффузионная сварка [6–7], реакционное спекание фольг [8–9], сварка прокаткой [10–11], сварка взрывом [12–13] и др. Из перечисленных технологий получения МСКМ сварка взрывом является наименее исследованной, в то же время весьма перспективной. К достоинствам этой технологии относятся относительная дешевизна оборудования, возможность соединения широкой номенклатуры материалов, высокая скорость процесса, деформационное упрочнение материалов [14–15].

В данной работе технология сварки взрывом использовалась для получения слоистых композиционных материалов, состоящих из слоев хромоникелевой стали 12Х18Н10Т и мартенситно-старееющей стали Н18К9М5Т.

Материалы и методы исследования

В качестве заготовок для сварки использовались пластины из сталей 12Х18Н10Т и Н18К9М5Т размерами 100×60×1 мм. Состав исходных материалов проверяли с использованием опико-эмиссионного спектрометра ARL 3460. Результаты анализа представлены в табл. 1. Перед сваркой исходные материалы подвергались термической обработке по режимам, представленным в табл. 2. Для повышения прочности композиционного материала за счет выделения в слоях из мартенситно-старееющей стали интерметаллидных частиц была проведена дополнительная термическая обработка – выдержка в течение 3 ч при 490 °С (табл. 2). Для стали Н18К9М5Т данный режим соответствует операции старения.

Таблица 1

Элементный состав исходных материалов

Материал	Массовая доля элемента, %									
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Co
Н18К9М5Т	0,02	0,01	0,04	0,004	0,007	17,23	0,01	4,28	0,77	8,18
12Х18Н10Т	0,11	0,73	0,55	0,05	0,01	9,18	17,82	–	0,54	–

Таблица 2

Режимы термической обработки стальных заготовок

Материал	Вид термической обработки	Температура нагрева, °С	Среда
Сталь 12Х18Н10Т	Закалка	1100	Вода
Сталь Н18К9М5Т	Закалка	820	Воздух
Слоистый композит «сталь 12Х19Н10Т – сталь Н18К9М5Т»	Старение	490	Воздух

Сварку взрывом осуществляли в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. Тринадцать стальных пластин сваривали за один этап по симметричной угловой схеме (рис. 1). В качестве взрывчатого вещества использовали аммонит 6ЖВ. Расчетные значения скоростей точек контакта и углов соударения пластин представлены в табл. 3. Зазор между тремя центральными пластинами составил 2 мм; зазоры между остальными пластинами были равны 5 мм.

Структурные исследования композиционного материала выполняли с использованием металлографического микроскопа Carl ZeissAxio

Observer A1m и растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 XVP. Металлографические шлифы готовили по стандартной технологии, основанной на механическом шлифовании и полировании анализируемого материала. Для выявления микроструктуры мартенситно-старееющей стали использовали пятипроцентный спиртовой раствор азотной кислоты, а для хромоникелевой стали – электролитическое травление в 60 %-м водном растворе азотной кислоты при плотности тока 10 А/см² [16]. В качестве показателей механических свойств слоистых материалов использовали уровень их микротвердости и ударной вязкости [17].

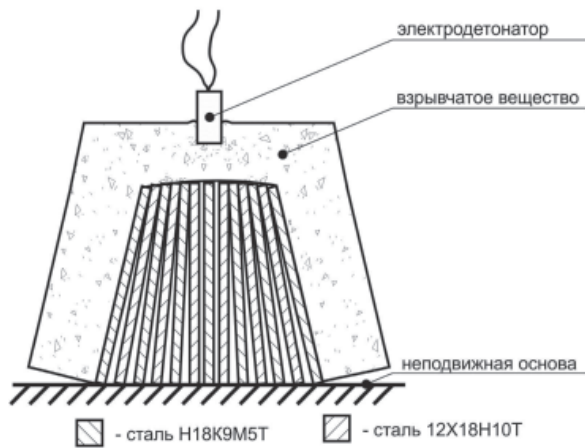


Рис. 1. Схема сварки взрывом стальных пластин

Таблица 3

Расчетные значения скоростей точек контакта и углов соударения пластин

№ п/п	Скорость точки контакта, м/с	Угол соударения
1	3721	32° 29'
2	3232	18° 28'
3	2693	14° 46'
4	2201	13° 31'
5	1792	13° 16'
6	1792	11° 1'
7	1792	11° 1'
8	1792	13° 16'
9	2201	13° 31'
10	2693	14° 46'
11	3232	18° 28'
12	3721	32° 29'

Результаты исследований и их обсуждение

Общий вид поперечного сечения тринадцатислойного композиционного материала представлен на рис. 2. Полученный материал характеризуется хорошим качеством соединения стальных заготовок. Композит имеет слоистую структуру с различным профилем сварных швов. На поперечных шлифах наблюдаются как

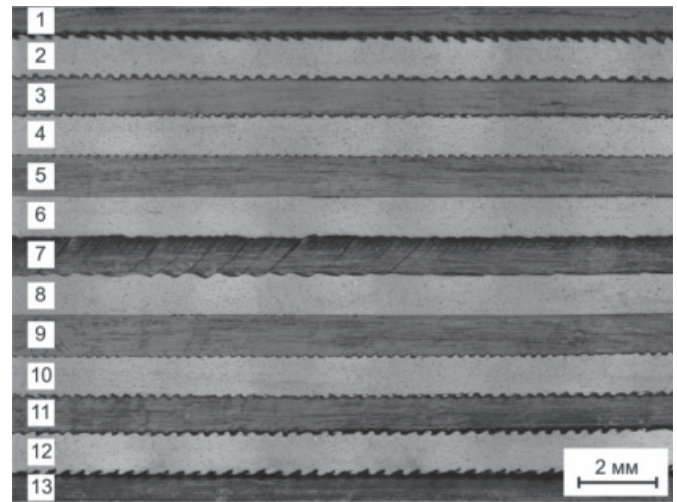


Рис. 2. Строение многослойного материала в поперечном сечении:

слои 1, 3, 5, 7, 9, 11, 13 – сталь Н18К9М5Т; слои 2, 4, 6, 8, 10, 12 – сталь 12Х18Н10Т

прямолинейные границы, так и границы волнообразной формы. Значения длины (λ) и амплитуды (A) зафиксированных волн представлены в табл. 4. Значения отношения A/λ находятся в диапазоне 0,14...0,3, что соответствует экспериментальным данным, зафиксированным в работах других авторов [18]. Формирование прямых сварных швов и соединений волнообразной формы с разными геометрическими параметрами обусловлено различием скоростей и значений энергии соударения стальных пластин.

Структура композиционного материала на границах и в центре пластин существенно отличается. Важнейшей особенностью сварки взрывом является неоднородное распределение тепла по толщине соединяемых заготовок. Центральные, наименее деформированные зоны пластин, в процессе сварки остаются относительно холодными. Наиболее высокий уровень температур характерен для локальных зон вблизи границ соединения стальных заготовок. В этих зонах зафиксированы следы оплавления пластин и перемешивание микрообъемов соединяемых материалов, в результате чего формиру-

Таблица 4

Параметры волн сварных соединений

Параметры сварных швов	Номер сварного шва											
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
λ , мкм	233	277	–	–	–	–	–	–	–	142	205	270
A , мкм	67	61	–	–	–	–	–	–	–	42	66	84
A/λ	0,28	0,22	–	–	–	–	–	–	–	0,29	0,32	0,31

ются микрообъемы, состав которых отличается от химического состава исходных сталей (рис. 3, табл. 5).

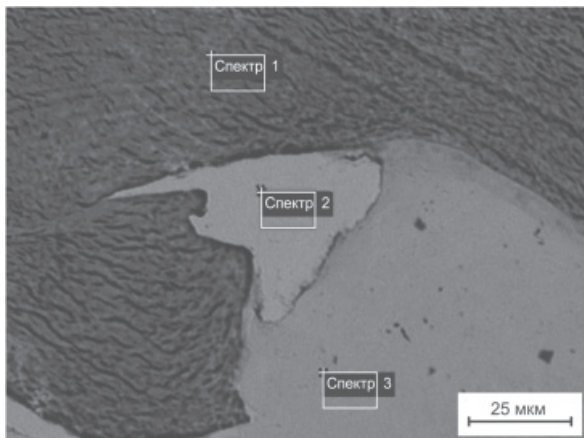


Рис. 3. Участки съемки спектров на поверхности слоистого материала «сталь Н18К9М5Т – сталь 12Х18Н10Т»

Вблизи вершин и впадин волн наблюдаются характерные вихревые построения. Металлографический анализ свидетельствует о их дефектном состоянии. Внутри вихрей возможно формирование пор и характерных микротрещин, являющихся результатом действия внутренних напряжений.

Вблизи границ сварных швов можно выделить зоны деформационно упрочненного материала, образующиеся в результате высокоскоростного соударения металлических пластин. Наибольшая глубина деформированного слоя наблюдается на гребнях волн, наименьшая – во впадинах.

Симметричная схема сварки, использованная в работе, имеет свои особенности: максимальное давление создается в центральной заготовке в результате одновременного воздействия на

Таблица 5

Результаты микрорентгеноспектрального анализа околосшовной области слоистого материала «сталь Н18К9М5Т – сталь 12Х18Н10Т»

Анализируемый участок	Ni, %	Co, %	Mo, %	Cr, %	Ti, %	Si, %	Fe, %
Спектр 1	25,57	5,97	20,95	–	2,58	–	44,93
Спектр 2	15,34	6,12	4,15	5,83	0,76	–	67,81
Спектр 3	8,91	–	–	18,81	0,62	0,54	71,12

нее боковых пластин. Эта особенность объясняет формирование в центральной зоне сварного пакета полос локализованного пластического течения. Причиной их образования является термическое разупрочнение материала в результате локализованного нагрева в процессе неоднородной пластической деформации [19–22]. Полосы ориентированы в направлении максимальных касательных напряжений. Результатом развития полос локализованного пластического течения может быть образование в материале микротрещин.

Механические свойства слоистых материалов

В процессе высокоскоростного соударения стальных пластин структура материалов в зонах сварных швов претерпевает кардинальные преобразования, обусловленные интенсивной пластической деформацией. Степень деформа-

ционного упрочнения материалов оценивали путем измерения микротвердости тринадцатислойных сварных соединений (рис. 5). Полученные результаты свидетельствуют об отсутствии резких скачков микротвердости в сваренном и термически не обработанном многослойном пакете. Микротвердость композита находится в пределах 4000...5000 МПа. Микротвердость деформированной стали 12Х18Н10Т в сваренных взрывом пакетах достигает 4540 МПа. По сравнению с исходным состоянием твердость хромоникелевой стали возросла в 2 раза. Аналогичный результат был зафиксирован в работе [23]. Микротвердость мартенситно-старееющей стали в процессе сварки возросла с 3400 МПа до 4000 МПа.

После термической обработки, заключающейся в нагреве и трехчасовой выдержке композита при 490 °С, микротвердость мартенситно-старееющей стали существенно возросла. Наблюдаемый рост микротвердости этой стали

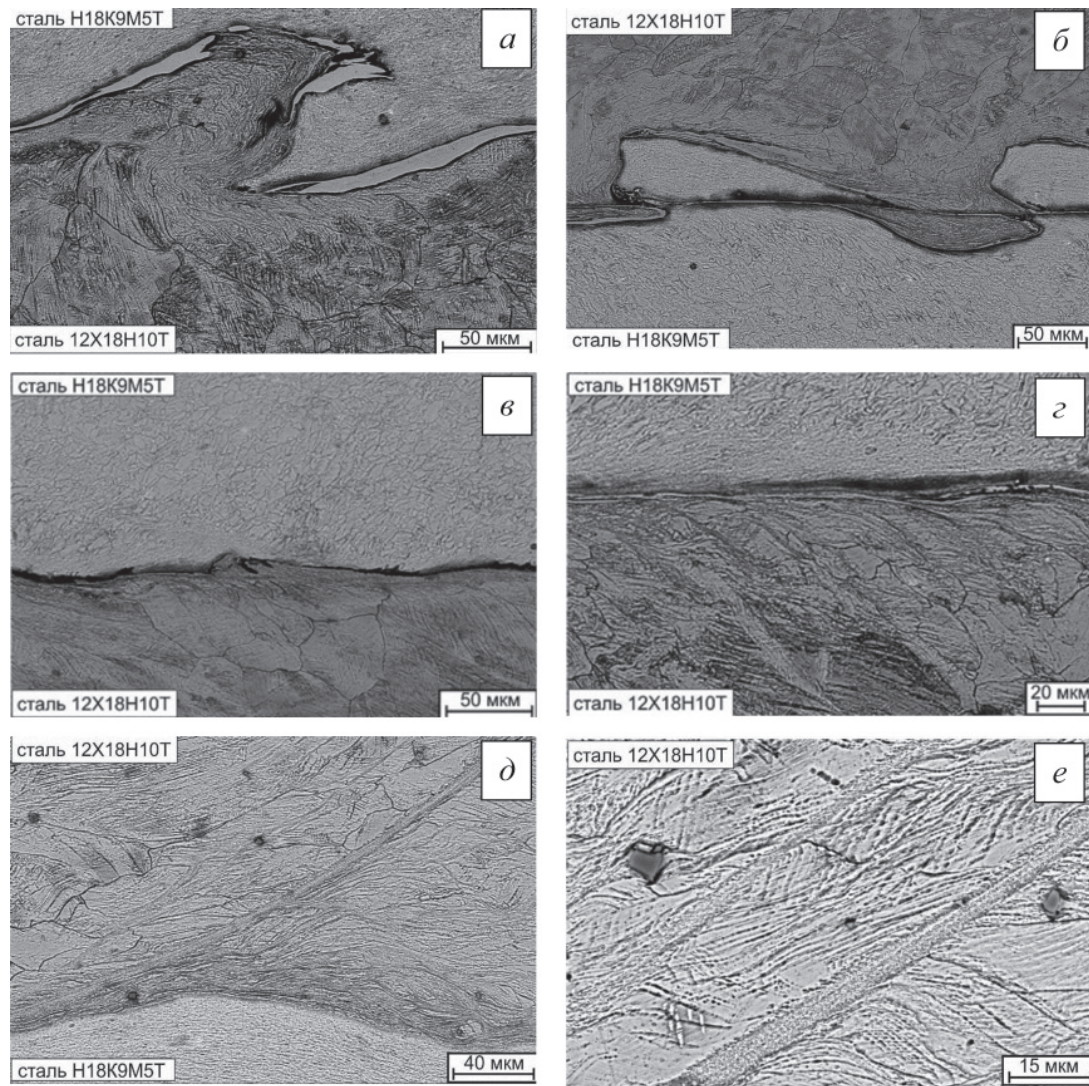


Рис. 4. Особенности строения многослойного композита, сформированного сваркой взрывом тонколистовых сталей 12X18H10T и N18K9M5T:

a – вихревые зоны и зоны интенсивно-деформированного материала на волнообразной границе; *б* – продольное смещение бугров деформации при сварке взрывом разнородных сталей; *в* – гладкая граница соединения стальных слоев; *г-е* – полосы локализованной пластической деформации в стали 12X18H10T

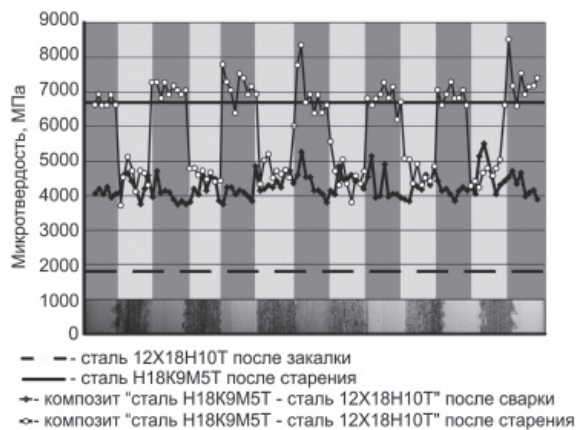


Рис. 5. Распределение микротвердости по слоям композиционного материала «сталь 12X18H10T – сталь N18K9M5T»

от 4000 МПа до 7500 МПа обусловлен выделением в процессе старения упрочняющих мелкодисперсных интерметаллидных фаз Ni_3Ti и Fe_2Mo [23]. Отдельные пики на графике достигают 8000 МПа, что почти на 20 % превышает значения, полученные при закалке и старении стали N18K9M5T.

Ударная вязкость композита «сталь N18K9M5T – сталь 12X18H10T» составляет 200 Дж/см², что практически не уступает ударной вязкости стали 12X18H10T (210 Дж/см²) (рис. 6). Следует отметить, что ударная вязкость стали N18K9M5T в закаленном и состаренном состоянии примерно в 5 раз ниже ударной вязкости стали 12X18H10T. Таким образом, высокий

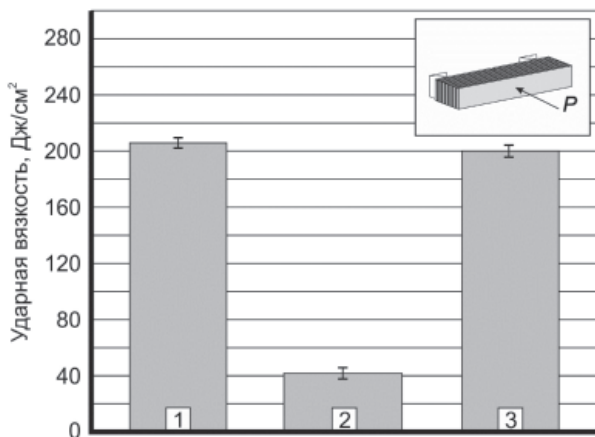


Рис. 6. Результаты испытаний материалов на ударную вязкость:

1 – сталь 12X18H10T после закалки; 2 – сталь N18K9M5T после закалки и старения [24]; 3 – композит «сталь 12X18H10T – сталь N18K9M5T» после сварки и старения

уровень ударной вязкости слоистого композита объясняется положительным влиянием границ раздела стальных пластин.

Выводы

В результате сварки взрывом и последующей термической обработки сформирован металлический композиционный материал со слоистой структурой, обладающий высоким комплексом механических свойств. Несмотря на то что более половины объема сварного пакета занято мартенситно-старяющей сталью, находящейся в высокопрочном состоянии, ударная вязкость слоистого материала после сварки и старения (200 Дж/см^2) всего на 5 % ниже по сравнению с соответствующими значениями стали 12X18H10T (210 Дж/см^2). Термическая обработка сварного пакета при $490 \text{ }^\circ\text{C}$ приводит к росту твердости мартенситно-старяющей стали до 8000 МПа , что почти на 20 % превышает значения, полученные при закалке и старении недеформированной стали N18K9M5T. Дополнительный прирост твердости является результатом деформационного упрочнения, имеющего место в процессе высокоскоростного соударения свариваемых пластин.

Список литературы

1. Энтин Р.И., Курдюмов Г.В. Пути повышения прочности и пластичности конструкционных ста-

лей // Вестник Академии наук СССР. – 1967. – № 8. – С. 20–26.

2. Тушинский Л.И. Структурная теория конструктивной прочности материалов. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2004. – 400 с.

3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.

4. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Кануткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.

5. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.

6. Korzhov V.P., Kiiko V.M., Karpov M.I. Structure of multilayer microcomposite Ni/Al obtained by diffusion welding // Inorganic Materials: Applied Research. – 2012. – Vol. 3, iss. 4. – P. 314–318.

7. Optimizing the Diffusion Welding Process for Alloy 800H: Thermodynamic, Diffusion Modeling, and Experimental Work / R.E. Mizia, D.E. Clark, M.V. Glazoff, T.E. Lister, T.L. Trowbridge // Metallurgical and Materials Transactions: A. – 2013. – Vol. 44, iss. 1. – P. 154–161.

8. Harach D.J., Vecchio K.S. Microstructure evolution in metal-intermetallic laminate (MIL) composites synthesized by reactive foil sintering in air // Metallurgical and Material Transaction: A. – 2001. – Vol. 32, iss. 6. – P. 1493–1505.

9. Resistance-curve and fracture behavior of Ti-Al₃Ti metallic-intermetallic laminate (MIL) composites / A. Rohatgi, D.J. Harach, K.S. Vecchio, K.P. Harvey // Acta Materialia. – 2003. – Vol. 51, iss. 10. – P. 2933–2957.

10. Luo J.-G., Acoff V.L. Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vol. 379, iss. 1-2. – P. 164–172.

11. Kong F., Chen Y., Zhang D. Interfacial microstructure and shear strength of Ti6Al4V/TiAl laminate composite sheet fabricated by hot packed rolling // Materials and Design. – 2011. – Vol. 32, iss. 5. – P. 3167–3172.

12. The increase of structural strength of multilayered materials produced by explosive welding of dissimilar steels thin plates / E.A. Prikhodko, V.S. Lozhkin, V.I. Mali, M.A. Esikov // The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013): proceedings, Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June – 1 July 2013. – Ulaanbaatar, 2013. – Vol. 1. – P. 37–40.

13. The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of multilayered composites welded by explosion / E.A. Prikhodko, I.A. Bataev, A.A. Bataev, V.S. Lozhkin, V.I. Mali, M.A. Esikov // Advanced Materials Research. – 2012. – Vol. 535-537. – P. 231–234.

14. Лысак В.И., Кузьмин С.В. Сварка взрывом. – М.: Машиностроение, 2005. – С. 121–138.

15. *Батаев И.А.* Структура и механические свойства многослойных материалов, сформированных по технологии сварки взрывом тонколистовых заготовок из низкоуглеродистой стали: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2010. – 266 с.
16. ASM HandBook. Vol. 9. Metallography and microstructures / prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee; vol. ed. G.F. Vander Voort. – [Ohio], USA: Materials Park: ASM International, 2004. – 1184 p. – ISBN: 978-0-87170-706-2.
17. ГОСТ 9454–78. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – Введ. 1979–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1994. – 12 с.
18. *Дерибас А.А.* Физика упрочнения и сварки взрывом. – 2-е изд., доп. и перераб. – Новосибирск: Наука, 1972. – С. 130.
19. Локализация пластического течения в низкоуглеродистой стали, деформированной взрывом / И.А. Батаев, А.А. Батаев, И.А. Балаганский, В.Г. Буров, Е.А. Приходько, Н.А. Морева, А.А. Руктуев // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 1. – С. 93–99.
20. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов: [тр. междунар. конф., 1980 г. в США] / под ред. М.А. Мейерса, Л.Е. Мурра; пер. с англ. Л.М. Бернштейна и др.; под ред. Г.Н. Эпштейна. – М.: Металлургия, 1984. – С. 121–151.
21. Microstructural development of adiabatic shear bands in ultra-fine-grained low-carbon steels fabricated by equal channel angular pressing / B. Hwang, S. Lee, Y.C. Kim, N.J. Kim, D.H. Shin // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 441, iss. 1-2. – P. 308–320.
22. A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel / J.F.C. Lins, H.R.Z. Sandim, H.-J. Kestenbach, D. Raabe, K.S. Vecchio // Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Vol. 457, iss. 1-2. – P. 205–218.
23. *Sha W., Guo Z.* Maraging steels: modelling of microstructure, properties and applications. – Boca Raton, Florida: CRC Press; Oxford: Woodhead Pub., 2009. – 203 p.
24. *Арзамасов Б.Н., Брострем В.А., Буше Н.А.* Конструкционные материалы: справочник. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 28–36

Structure and mechanical properties of multilayered composite material, formed by explosive welding of steel 12X18H10T and steel H18K9M5T thin plates

Lozhkin V.S.¹, Post-graduate Student, e-mail: logkaa@mail.ru

Lozhkina E.A.¹, Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: helens_case@mail.ru

Mali V.I.², Ph.D. (Physics and Mathematics), Leading Researcher, e-mail: mali@hydro.nsc.ru

Esikov M.A.², Junior Researcher, e-mail: EsikovMaxim@ngs.ru

¹Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

²Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, 15 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

Abstract

The research of the structure and mechanical properties of multilayered composite material, formed by one step explosive welding of the plates of steel 12X18H10T and steel H18K9M5T followed by heat treatment, is conducted. Composite material has a high quality of the joints. Bands of localized plastic deformation are detected in the central layers of the welded pack. Such bands formation is undesirable effect, accompanying explosive welding process. The hardness of austenitic Ni-Cr stainless steel in the welded pack increased twofold in comparison with its initial state. The hardness of maraging steel is up by 17 per cent. Age-hardening of the multilayered composite material leads to the growth of maraging steel layers hardness. The observed increase in the hardness of this steel from 4000 MPa to 7500 MPa is due to the precipitation of hardening fine intermetallic phases (Ni₃Ti, Fe₂Mo) during age-hardening. The toughness of the multilayered material after explosive welding and age-hardening is not inferior the steel 12X18H10T toughness.

Keywords:

maraging steel, explosive welding, multilayered materials, heat treatment.

References

1. Entin R.I., Kurdyumov G.V. Puti povysheniya prochnosti i plastichnosti konstruktsionnykh staley [Ways to improve the strength and ductility of structural steels]. *Vestnik Akademii nauk SSSR – Herald of the Russian Academy of Science*, 1967, no. 8, pp. 20-26 (in Russian).
2. Tushinsky L.I. *Strukturnaya teoriya konstruktivnoi prochnosti materialov* [The Structural Theory of Constructive Strength of Materials]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2004. 400 p.
3. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [The theory of heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p.
4. Bernshtein M.L., Zaimovskii V.A., Kaputkina L.M. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical processing of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 480 p.
5. Lakhtin Yu.M., Arzamasov B.N. *Khimiko-termicheskaya obrabotka metallov* [Chemical heat treatment of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 256 p.
6. Korzhov V.P., Kiiko V.M., Karpov M.I. Structure of multilayer microcomposite Ni/Al obtained by diffusion welding. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2012, vol. 3, iss. 4, pp. 314-318. doi: 10.1134/S2075113312040107
7. Mizia R.E., Clark D.E., Glazoff M.V., Lister T.E., Trowbridge T.L. Optimizing the Diffusion Welding Process for Alloy 800H: Thermodynamic, Diffusion Modeling, and Experimental Work. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2013, vol. 44, iss. 1, suppl., pp. 154-161. doi: 10.1007/s11661-011-0991-6
8. Harach D.J., Vecchio K.S. Microstructure evolution in metal-intermetallic laminate (MIL) composites synthesized by reactive foil sintering in air. *Metallurgical and material transaction: A*, 2001, vol. 32, iss. 6, pp. 1493-1505. doi: 10.1007/s11661-001-0237-0
9. Rohatgi A., Harach D.J., Vecchio K.S., Harvey K.P. Resistance-curve and fracture behavior of Ti-Al₃Ti metallic-intermetallic laminate (MIL) composites. *Acta Materialia*, 2003, vol. 51, iss. 10, pp. 2933–2957. doi: 10.1016/S1359-6454(03)00108-3
10. Luo J.-G., Acoff V.L. Using cold roll bonding and annealing to process Ti/Al multi-layered composites from elemental foils. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 379, iss. 1-2, pp. 164-172. doi: 10.1016/j.msea.2004.01.021
11. Kong F., Chen Y., Zhang D. Interfacial microstructure and shear strength of Ti₆Al₄V/TiAl laminate composite sheet fabricated by hot packed rolling. *Materials and Design*, 2011, vol. 32, iss. 6, pp. 3167-3172. doi: 10.1016/j.matdes.2011.02.052
12. Prikhodko E.A., Lozhkin V.S., Mali V.I., Esikov M.A. The increase of structural strength of multilayered materials produced by explosive welding of dissimilar steels thin plates. The 8 international forum on strategic technologies (IFOST 2013): proceedings, Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June – 1 July 2013, Ulaanbaatar, 2013, vol. 1, pp. 37-40.
13. Prikhodko E.A., Bataev I.A., Bataev A.A., Lozhkin V.S., Mali V.I., Esikov M.A. The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of multilayered composites welded by explosion. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 535-537, pp. 231-234. doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.535-537.231
14. Lysak V.I., Kuz'min S.V. *Svarka vzryvom* [Explosion Welding]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. 544 p.
15. Bataev I.A. *Struktura i mekhanicheskie svoystva mnogosloinykh materialov, sformirovannykh po tekhnologii svarki vzryvom tonkolistovykh zagotovok iz nizkouglerodistoi stali*. Diss. kand. tekhn. nauk [Structure and mechanical properties multilayer materials formed by explosion welding thin sheets of mild steel workpieces. Dr. tech. sci. diss.]. Novosibirsk, 2010. 233 p.
16. Vander Voort G.F., ed. *ASM Handbook. Vol. 9: Metallography and Microstructures*. Ohio, USA, ASM International Publ., 2004. 1184 p. ISBN: 978-0-87170-706-2.
17. *GOST 9454-78. Metally. Metod ispytaniya na udarnyy izgib pri ponizhennyh, komnatnoj i povyshennyh temperaturah* [State Standard 9454-78. Metals. Method for testing the impact strength at low, room and high temperature]. Moscow, Standartinform Publ., 2002. 12 p.
18. Deribas A.A. *Fizika uprochneniya i svarki vzryvom* [Physics of hardening and explosion welding]. 2nd ed. Novosibirsk, Nauka Publ., 1972. 130 p.
19. Bataev I.A., Bataev A.A., Balaganskii I.A., Burov V.G., Prihod'ko E.A., Moreva N.A., Ruktuev A.A. Lokalizatsiya plasticheskogo techeniya v nizkouglerodistoi stali, deformirovannoi vzryvom [Plastic flow localization in explosion-deformed low-carbon steel]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, no. 1, pp. 93-99.
20. Meyers M.A., Murr L.E. *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals. Concepts and Applications. Proceedings of an international conference on Metallurgical Effects of High-Strain-Rate Deformation*

and Fabrication, held June 22-26, 1980, in Albuquerque, New Mexico. New York, Plenum Press Publ., 1981. 1101 p. (Russ. ed.: Meyers M.A., Murr L.E. *Udarnye volny i yavleniya vysokoskorostnoi deformatsii metallov. Trudy mezhdunarodnoi konferentsii, 1980. SShA*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 515 p.). ISBN-13: 978-1-4613-3221-3. e-ISBN-13: 978-1-4613-3219-0. doi: 10.1007/978-1-4613-3219-0

21. Hwang B., Lee S., Kim Y.C., Kim N.J., Shin D.H. Microstructural development of adiabatic shear bands in ultra-fine-grained low-carbon steels fabricated by equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 441, iss. 1-2, pp. 308–320. doi: 10.1016/j.msea.2006.08.045

22. Lins J.F.C., Sandim H.R.Z., Kestenbach H.-J., Raabe D., Vecchio K.S. A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 457, iss. 1-2, pp. 205–218. doi: 10.1016/j.msea.2006.12.019

23. Sha W., Guo Z, eds. *Maraging Steels: Modelling of Microstructure, Properties, and Applications*. Boca Raton, Florida, CRC Press Publ., Oxford, Woodhead Pub., 2009. 203 p. ISBN-10: 1439818770. ISBN-13: 978-1439818770.

24. Arzamasov B.N., Brostrem V.A., Bushe N.A. et al. *Konstruktsionnye materialy: Spravochnik* [Structural materials: Reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 688 p. ISBN 5-217-01112-2.

Funding

The reported study was partially supported by RFBR, research project No. 14-03-31864 мол_a.

Received 30 May 2014

Revised 30 June 2014

Accepted 17 July 2014

О ВЛИЯНИИ КЕРАМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16АТ*

*К.В. ЗАХАРЧЕНКО¹, аспирант
В.И. КАПУСТИН¹, канд. техн. наук, доцент
А.Ю. ЛАРИЧКИН², канд. физ.-мат. наук, м.н.с.
(¹НГТУ, г. Новосибирск,
²ИГиЛ СО РАН, г. Новосибирск)*

Поступила 17 июня 2014
Рецензирование 17 июля 2014
Принята к печати 29 июля 2014

Захарченко К.В. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: Zaharchenkok@mail.ru

Значительная часть деталей машин в настоящее время в процессе производства подвергается различным технологическим воздействиям с целью улучшения их эксплуатационных характеристик. Одним из способов таких воздействий является формирование на поверхности изделия керамического покрытия. Керамическое покрытие имеет высокую износостойкость, низкий коэффициент трения, но неизвестны характеристики работоспособности покрытия в условиях, когда образец с покрытием подвержен знакопеременному нагружению. В работе предлагается методика для изучения закономерности неупругого деформирования структурно-неоднородных образцов металлического сплава Д16АТ при периодическом нагружении. Методика исследования включает в себя испытание по программе со ступенчато увеличивающимся напряжением в цикле и регистрацию эффектов неравновесного деформирования материалов. Исследование заключается в сравнительном анализе образцов с удаленным и модифицированным поверхностным слоем. Модифицированный слой формируется методом микродугового оксидирования (МДО), а удаление поверхностного слоя осуществляется методом химического травления в среде натриевой щелочи (15 % NaOH). Показано, что напряжения, при которых возникают необратимые явления у образцов с покрытием, выше на 20 %, чем у образцов с удаленным поверхностным слоем.

Ключевые слова: поверхностный слой, микродуговое оксидирование, упругопластическое деформирование, выносливость.

Введение

Известно, что зарождение и развитие усталостных трещин происходит в большинстве случаев в поверхностном слое образцов. Доказано, что поверхностные слои определяют первичное зарождение пластических сдвигов, в поверхностных слоях зарождаются трещины и протекает наиболее интенсивная пластическая деформация [1]. Причиной этого является неоднородность распределения напряжений по

сечению образца. Поверхностный слой, как самостоятельная подсистема, начинает работать при меньших напряжениях, чем основной слой материала.

Для повышения характеристик усталостной долговечности деталей машин используют различные способы модификации поверхностного слоя [2]. Например, для улучшения характеристик выносливости пластичных сплавов применяют поверхностное пластическое деформирование (ППД), однако этот метод будет

* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-08-31352.

эффективен только в том случае, если остаточные напряжения, обязательно сопровождающие процесс деформирования, не инициируют зарождение микротрещин на границе раздела упрочненного поверхностного слоя и основного материала. К тому же ППД не обеспечивает эффективную работу детали при неблагоприятно влияющих внешних факторах, таких как контактное трение, тепловая энергия, коррозионные среды.

Другим способом модификации поверхностного слоя является формирование на поверхности детали покрытия с заданными механическими свойствами. В настоящее время существует множество покрытий и способов их получения [3].

Одним из перспективных способов модификации поверхностного слоя является метод микродугового оксидирования (МДО) [4, 5]. Данная технологическая операция позволяет получить на поверхности образца слой, обладающий высокими механическими, трибологическими, адгезионными и антикоррозионными свойствами. Исследования механических свойств покрытия выполняются в основном отдельно от подложки [6]. Так как поверхностный слой и подложка работают как единое целое, то необходимо учитывать их взаимное влияние на деформационные характеристики структурно-неоднородных образцов.

В данной работе экспериментальное исследование проводится на примере перспективного керамического покрытия.

Отметим, что усталостные испытания структурно-неоднородных образцов с покрытиями показывают, что выносливость материала может как увеличиваться, так и уменьшаться [2]. Для оценки результатов влияние покрытия на механические и, в частности, усталостные свойства образца требуются ускоренные и малозатратные способы, прогнозирующие взаимодействие образца с покрытием в процессе периодического нагружения.

В настоящее время для определения характеристик выносливости деталей и образцов с покрытиями проводят разрушающие испытания на усталостную долговечность. Альтернативой разрушающим испытаниям на выносливость являются неразрушающие методы, основанные на регистрации предельной нагрузки по возникно-

вению в образце необратимых изменений. Необратимые изменения в материале можно определять, например, по раскрытию петли гистерезиса [7], по диссипативному разогреву [8], изменению коэффициента поглощения [9] и другими способами. Следует подчеркнуть, что при определении характеристик неупругости часто используется одноосный подход. Однако эти способы не позволяют получить полное представление о деформированном состоянии материала. Они делают невозможным изучение явления упругопластического разрыхления [10] в процессе усталости и оценивание накопленной энергии, связанной с изменением деформированного состояния образца.

Таким образом, исследование изменения микродеформаций в режиме реального времени дает возможность для решения вопроса, связанного с определением перехода от упругопластического разрыхления материала к стадии распространения микротрещин.

Ставится задача продолжить разработку методики исследования, описанной в работе [11], позволяющей определять начало возникновения необратимых явлений и предел упругости при деформировании образцов с покрытием путем измерения трех компонентов тензора деформаций. Предел упругости позволяет получить информацию о необратимых процессах, происходящих в образце, на самых ранних стадиях периодического деформирования, а также определить кинетику процесса повреждения материала на стадии предразрушения и зарождения усталостных трещин.

Цель настоящей работы – изучить влияние керамического покрытия на закономерности неупругого деформирования при периодическом нагружении образцов из сплава Д16Т.

Методика, образцы, оборудование

Исследованы гладкие образцы прямоугольного сечения (рис. 1), изготовленные из листа алюминиевого сплава Д16АТ. Для получения однородных свойств по сечению рабочей части образцы подвергаются размерному химическому травлению. Удаляется плакирующий слой и часть основного материала. На рис. 1 показано расположение координатных осей X и Y , используемых при измерении деформаций рабочей части образца.

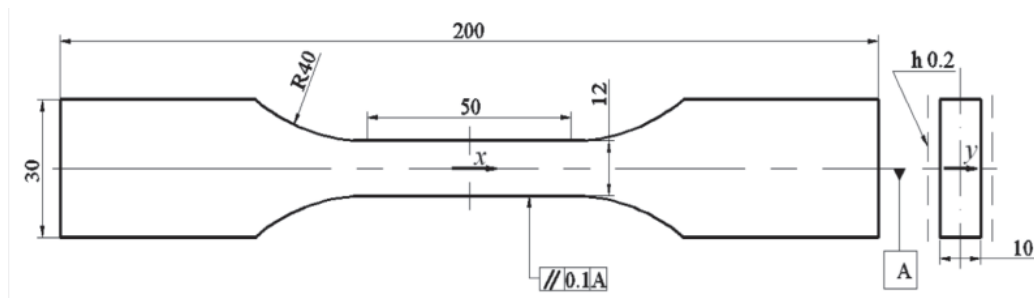


Рис. 1. Образцы для исследования

Поверхностный слой образцов представлен двумя вариантами.

1. Образец после травления. С поверхности образца методом размерного химического травления удалено около 350 мкм.

2. Образец с покрытием. На поверхности образца после травления сформировано керамическое покрытие толщиной 80 мкм.

При исследовании деформированного состояния образцов с поверхностным слоем полагают, что полные деформации образца определяются суммарным вкладом деформации поверхностного слоя и подложки. Удаление слоя материала с поверхности позволяет определить влияние этого слоя на сопротивление деформированию.

За эталон для сравнения в исследованиях принят образец со снятым поверхностным слоем. У такого эталонного образца поверхностный слой соответствует химическому составу, механическим свойствам и структуре подложки.

Для определения характеристик деформирования образцы испытывали на универсальной сервогидравлической испытательной машине Instron 8801. Измерения приращения компонентов тензора полных деформаций выполнено при помощи штатных экстензометров: №2620-601 «Dynamic Extensometer», «Transverse/Diametral Extensometer» №W-E-404-F.

В исследованиях деформированного состояния материала определялись относительные максимальные $\varepsilon_{x \max}$, $\varepsilon_{y \max}$ и минимальные $\varepsilon_{x \min}$, $\varepsilon_{y \min}$ деформации образца в цикле деформаций при периодическом нагружении по формулам

$$\varepsilon_x = (l_x - l_{0x}) / l_{0x}; \quad (1)$$

$$\varepsilon_y = (b_y - b_{0y}) / b_{0y}, \quad (2)$$

где l_{0x} – база экстензометра продольных деформаций (равна 25 мм); $l_x - l_{0x}$ – изменение длины образца на базе экстензометра; b_{0y} – база экстензометра поперечных деформаций; $b_y - b_{0y}$ – изменение толщины рабочей части. База экстензометра поперечных деформаций для образцов первой партии определялась толщиной листа за вычетом травленного слоя ~ 9,3 мм, второй партии после нанесения покрытия ~ 9,5 мм.

При анализе массива экспериментальных данных определяется номер цикла гармонического нагружения, после этого в каждом цикле определяется максимальное и минимальное значение напряжения σ_{\max} и σ_{\min} , максимальное и минимальное значение продольной ($\varepsilon_{x \max}$, $\varepsilon_{x \min}$) и поперечной ($\varepsilon_{y \max}$, $\varepsilon_{y \min}$) деформаций. Таким образом, в цикле нагружения были известны порядковый номер цикла и два компонента деформации для каждого пикового значения напряжения в цикле.

Для разделения областей упругого (обратимого) и неупругого (упругопластического и необратимого) деформирования образец выводится из состояния термодинамического равновесия путем нагружения периодической нагрузкой со ступенчато увеличивающейся амплитудой напряжения в цикле так, чтобы момент возникновения неравновесного состояния можно было обнаружить по изменению характеристик напряженно-деформированного состояния. В данной работе, так же как и в работе [12], под неравновесным состоянием материала понимается такое состояние, при котором активизируются диссипативные процессы.

Программа нагружений представляет собой последовательность блоков со ступенчато увеличивающейся амплитудой напряжения. Каждый блок содержит 100 циклов нагружения по

гармоническому закону с частотой 1 Гц постоянной амплитуды и нулевым средним напряжением в цикле. Величина приращения амплитуды нагрузки для каждой ступени составляет 500 Н. Программа «Wave Matrix» обеспечивает нагружение по задаваемой программе испытаний, непрерывную запись показаний датчиков деформаций и нагрузки и формирование текстового файла. Число циклов в блоке нагружения определяется временем, необходимым системе образец-машина, для того чтобы выйти на режим.

Заметим, что поддержание амплитуды и формы цикла напряжений обеспечиваются системой автоматического управления испытательной машины Instron 8801 за счет регулирования давления в рабочем цилиндре. В области упругого деформирования давление в цилиндре и нагрузка на образец устанавливаются по одному и тому же закону, в данном случае – гармоническому. При переходе в область упругопластических

деформаций расход гидравлической жидкости в цилиндре возрастает тем больше, чем меньше сопротивление деформированию материала образца. Это приводит к тому, что кинетика процесса нагружения образца оказывается разной в упругой и неупругой областях деформирования.

На рис. 2, *a* представлена реализация программы испытаний образцов в координатах: по оси ординат – максимальное и минимальное напряжение в цикле; по оси абсцисс – число циклов нагружения. Фрагменты программы испытаний (рис. 2, *б, в*) приведены для иллюстрации того, что за 100 циклов система образец-машина выходит на установившийся режим нагружения.

Результаты и обсуждения

По программе, представленной на рис. 2, были испытаны образцы после травления и с покрытием. Результаты испытаний образцов представлены на рис. 3 в виде параметрических

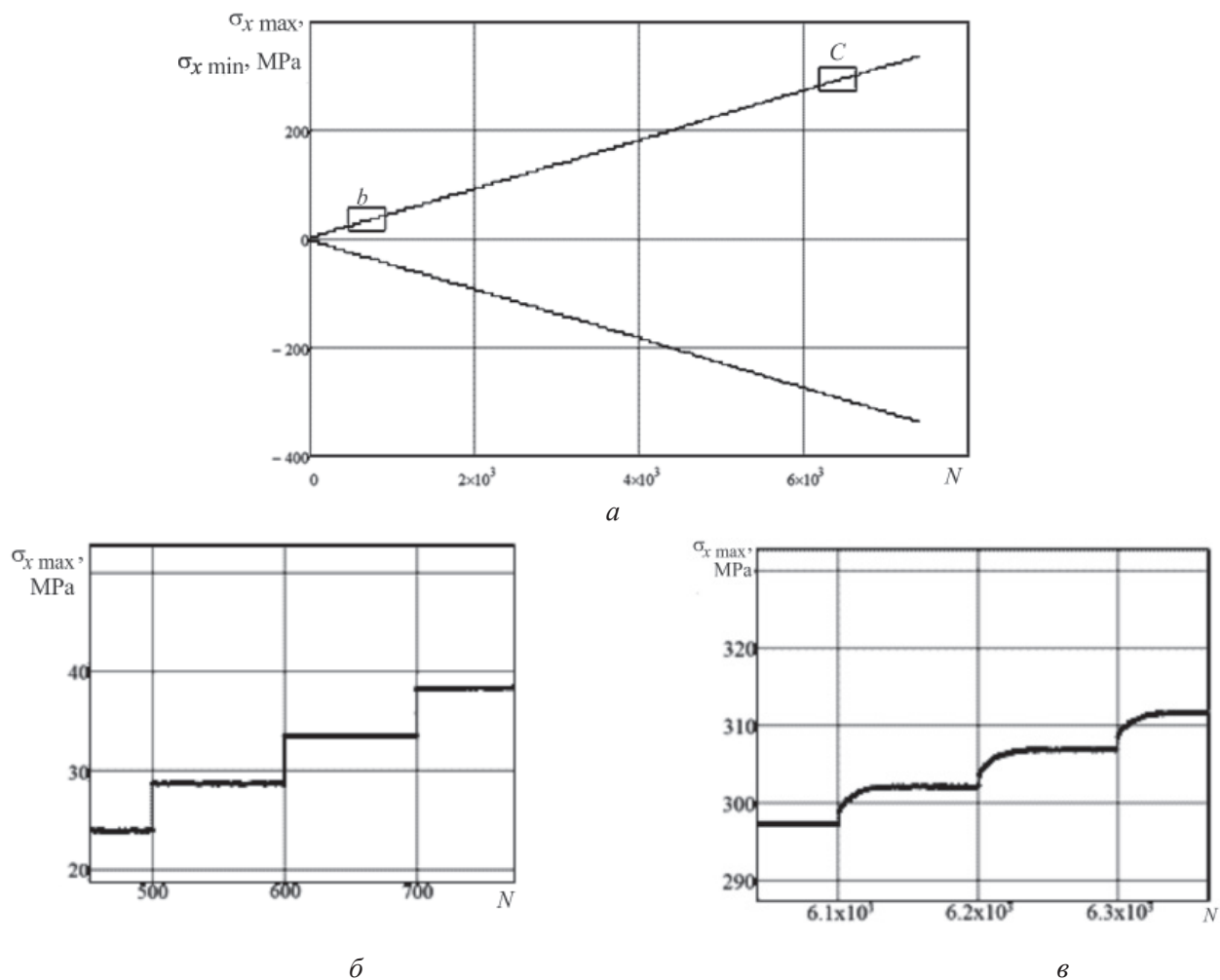


Рис. 2. Реализация программы нагружения образца ступенчато увеличивающейся нагрузкой (*a*). Фрагменты программы: в области упругого деформирования (*б*); в области малых упругопластических деформаций (*в*)

диаграмм, где в качестве параметра выступает число циклов нагружения. На рис. 3 цифрами 1 и 2 обозначены диаграммы деформирования образцов после травления и с покрытием соответственно.

Диаграммы построены в координатах: деформация $\varepsilon_{x \max}$, $\varepsilon_{y \max}$, $\varepsilon_{x \min}$, $\varepsilon_{y \min}$ – напряжение σ_{\max} , σ_{\min} (представленные пиковыми значениями). Индексы x и y соответствуют осям, указанным на рис. 1.

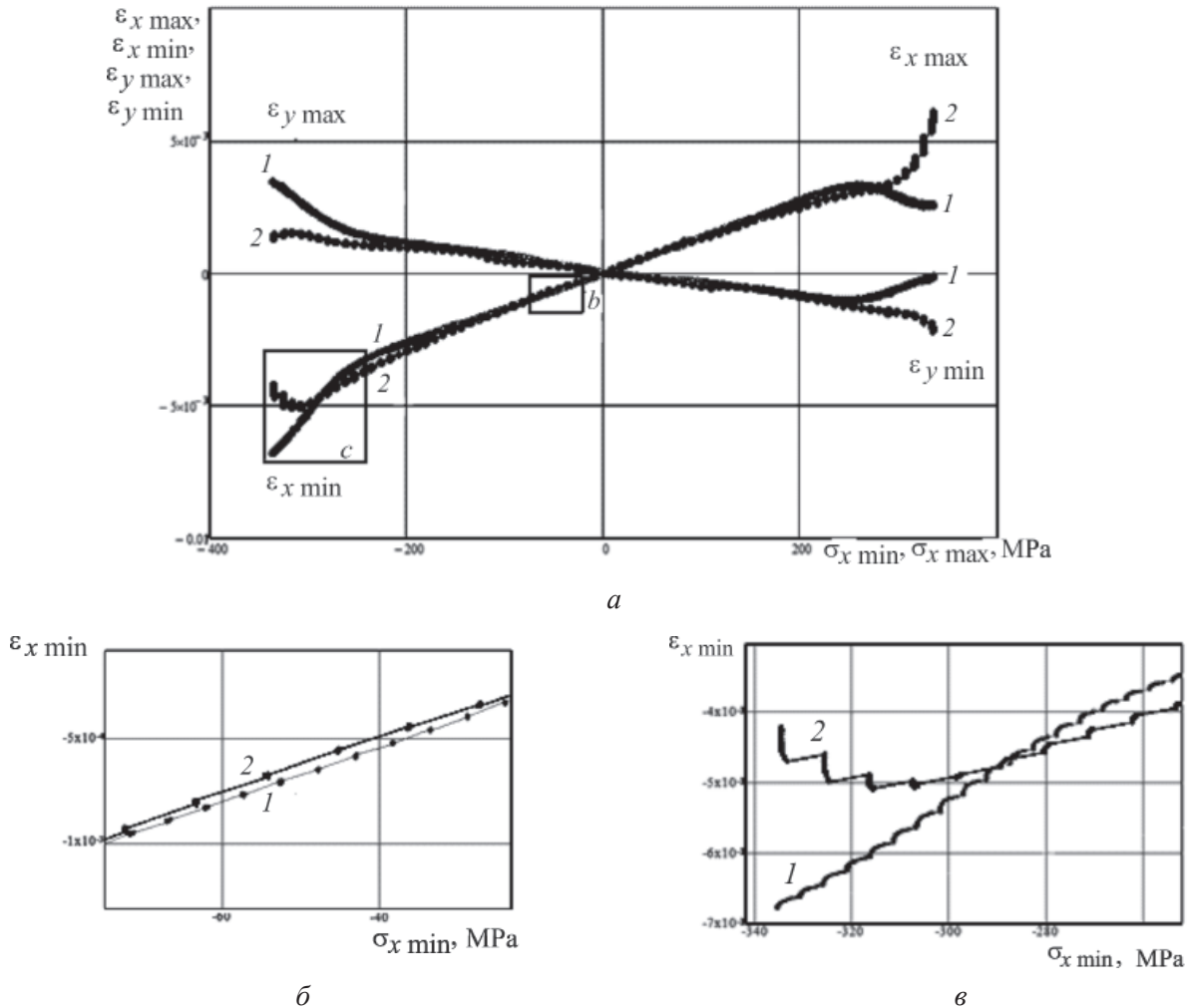


Рис. 3. Влияние микродугового оксидирования на закономерности деформирования (а). Фрагменты диаграмм: в упругой области (б), в области малых упругопластических деформаций (в)

На рис. 3, а можно выделить области упругого и неупругого деформирования.

В частности, из фрагмента, изображенного на рис. 3, б, видно, что диаграммы деформирования 1 и 2 в упругой области нагружения практически совпадают. В упругой области на каждой ступени нагружения деформации не меняются и проецируются в одну точку.

На фрагменте, представленном на рис. 3, в, показаны области неупругого деформирования образцов.

Образец без покрытия (кривая 1) при увеличении амплитуды от 250 МПа в области сжимающих напряжений имеет тенденцию к одностороннему накоплению поперечной и продольной деформации. Осевая пластическая

деформация материала, являясь следствием пластических сдвигов по одной из двух систем площадок главных касательных напряжений, приводит одновременно к укорочению и утолщению образца [13]. Это свидетельствует о том, что исследуемый образец материала (образец без покрытия) обладает более низкими характеристиками сопротивления деформированию при сжатии, чем при растяжении.

Для образца с покрытием (кривая 2, рис. 3, в) аналогичные зависимости продольных и поперечных деформаций от нагрузки свидетельствуют о смене механизма накопления деформаций и увеличении условного предела упругости структурно-неоднородного образца.

Анализ соотношений компонентов тензора напряжений эталонных образцов и с покрытием позволяет обнаружить, что при достижении критического напряжения (250 и 300 МПа соответственно) в материале активизируются процессы упругопластического разрыхления, которые сопровождаются изменением формы и объема рабочей части образца.

Как следует из рисунков, неупругое поведение образца с покрытием проявляет себя при амплитуде напряжений в цикле 300 МПа, а образца без покрытия – 250 МПа. Это показывает, что обработка поверхности алюминиевых образцов сплава Д16Т методом микродугового оксидирования оказывает упрочняющее влияние на их способность сопротивляться деформированию. Влияние керамического покрытия на деформационные свойства образцов оказывается настолько существенным, что меняет знак накопления деформаций в цикле нагружения на противоположный в отличие от образца без покрытия. Такое поведение объясняется значительно более высокими механическими свойствами покрытия, которое используется в качестве защитного слоя.

Таким образом, предлагаемый в работе методический подход к изучению неупругих характеристик образцов материала при периодическом нагружении позволяет:

1) учесть влияние поверхностного слоя образца на деформационные характеристики материала. Это достигается сравнительными исследованиями образцов с эталонной поверхностью, на которой практически отсутствуют остаточные напряжения, с образцами, имеющими модифицированную поверхность и неоднородную структуру;

2) определить путем ступенчатого увеличения амплитуды напряжения величину некоторого предельного напряжения, при которой активизируются процессы диссипации энергии в образце. Это в свою очередь позволяет охарактеризовать усталостные свойства образца материала, не доводя его до разрушения;

3) исследовать явления упругопластического разрыхления материала, связанные с изменением объема и формы в процессе периодического нагружения; накопления внутренней потенциальной энергии материала, которые дают возможность описывать природу усталостного разрушения.

Выводы

1. Разработана методика, позволяющая оценивать эффективность влияния технологического воздействия на поверхностный слой для увеличения сопротивления деформированию и выносливости материалов.

2. Экспериментально показано, что модификация поверхностного слоя путем микродугового оксидирования приводит к повышению сопротивления деформирования образца на 20 %.

Список литературы

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 3. – С. 7–26.

2. Конструктивная прочность композиции основной металл–покрытие / Л.И. Тушинский, А.В. Плехов, А.А. Столбов, В.И. Синдеев. – Новосибирск: Наука, 1996. – 296 с.

3. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.

4. Microstructure and properties of ceramic coatings produced on 2024 aluminum alloy by microarc oxidation / Wenbin Xue, Zhiwei Deng, Ruyi Chen, Tonghe Zhang, Hui Ma // Journal of Materials Science. – 2001. – Vol. 36, iss. 11. – P. 2615–2619.

5. Микродуговое оксидирование / Г.А. Марков, В.И. Белеванцев, О.П. Терлеева, Е.К. Шулепко // Вестник МГТУ. Серия Машиностроение. – 1992. – № 1. – С. 34–56.

6. Мальшев В.Н. Оценка упрочнения алюминиевых сплавов микродуговой обработкой по результатам статических и динамических испытаний // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. – 2007. – № 3. – С. 131–137.

7. Troshchenko V.T. Fatigue and inelasticity of metals under nonuniform stressed state // Strength of Materials. – 2010. – Vol. 42, iss. 5. – P. 494–505.

8. Kapustin V.I., Gileta V.P., Tereshin E.A. On determination of elastic limits by dissipative heating of materials // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2010. – Vol. 51, iss. 3. – P. 393–397.

9. Си Дж.С. Мезомеханика взаимодействия энергии и массы в диссипативных системах // Физическая мезомеханика. – 2010. – Т. 13, № 5. – С. 27–40.

10. Новожилов В.В., Кадашевич Ю.И., Рыбакина О.Г. Разрыхление и построение критерия прочности при сложном нагружении с учетом ползучести // Вопросы долговременной прочности энергетического оборудования. – Л.: НПО ЦКТИ, 1986. – С. 34–41. – (Труды ЦКТИ; вып. 230).

11. Капустин В.И., Гилета В.П., Захарченко В.М. Экспериментальное изучение закономерностей де-

формирования алюминиевых сплавов при регулярных нагрузениях // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2011. – № 4 (53). – С. 40–43.

12. *Капустин В.И., Степанов В.М.* О связи между напряжениями и деформациями при периодических

нагружениях // *Прикладная механика и техническая физика*. – 2006. – Т. 47, № 3. – С. 92–99.

13. *Пригожин И., Конденуди Д.* Современная термодинамика. От тепловых двигателей до диссипативных структур. – М.: Мир, 2002. – 461 с.

OBRAOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 37–44

About the influence of ceramic coatings on the stress-strain characteristics of the alloy Д16АТ (Al-Cu-Mg)

Zakharchenko K.V.¹, Post-graduate Student, e-mail: Zaharchenkoc@mail.ru

Kapustin V.I.¹, Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: Fatigue.nstu@mail.ru

Larichkin A.Yu.², Ph.D. (Physics and Mathematics), Scientific associate, e-mail: larichking@gmail.com

¹Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

²Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, 15 Ac. Lavrentieva ave., Novosibirsk, 630090, Russian Federation

Abstract

Nowadays the most part of the machine elements is subjected to different technological effects on the stage of production. These effects are intended to improve the operational characteristics of the machine elements. One of such effect is the formation of the ceramic coating on the product surface. Ceramic coating has very high wear resistance, low coefficient of friction, but its operational characteristics in conditions when the sample with coating is subjected to loading with variable sign are unknown. The method of investigation of relationships of inelastic deformation of the samples with nonhomogeneous structure of metal alloy Д16АТ in conditions of periodic loading are suggested in the paper. The research methodology includes a step-stress test in the cycle, and registration of the effects of non-equilibrium strain. The study represents the comparative analysis of samples with removed and modified surface layer. Layer is modified by micro-arc oxidation (MAO) and removed by chemical etching in alkaline sodium hydroxide solution (15% NaOH). It is proved that the samples with coating demonstrate higher stress under which irreversible phenomena occur in comparison with the samples with removed surface layer. It is shown that the stress at which there are irreversible phenomena in coated specimens is 20% higher than that of the samples with a removed surface layer.

Keywords:

surface layer, micro-arc oxidation, elastic-plastic strain, fatigue resistance.

References

1. Panin V.E., Egorushkin V.E. Deformiruemoje tverdoe telo kak nelineinoe ierarkhicheskij organizovannaja sistema [Deformable solid as a nonlinear hierarchically organized system]. *Fizicheskaja mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2011, vol. 14, no. 3, pp. 7-26 (in Russian).
2. Tushinskij L.I., Plokhov A.V., Stolbov A.A., Sindeev V.I. *Konstruktivnaja prochnost' kompozitsii osnovnoi metall-pokrytie* [Constructive strength of basic metal-coating composition]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1996. 296 p.
3. Lakhtin Yu.M., Leont'eva V.P. *Materialovedenie* [Materials Science]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 528 p.
4. Wenbin Xue, Zhiwei Deng, Ruyi Chen, Tonghe Zhang, Hui Ma. Microstructure and properties of ceramic coatings produced on 2024 aluminum alloy by microarc oxidation. *Journal of Materials Science*, 2001, vol. 36, iss. 11, pp. 2615-2619. doi: 10.1023/A:1017988024099

5. Markov G.A., Belevantsev V.I., Terleeva O.P., Shulepko E.K. Mikrodogovoe oksidirovanie [Microarc oxidation]. *Vestnik MGTU. Seriya «Mashinostroenie» – Herald of the Bauman Moscow State Technical University. Mechanical Engineering*, 1992, no. 1, pp. 34-56.
6. Malyshev V.N. Otsenka uprochneniya alyuminiyevykh splavov mikrodogovoi obrabotkoi po rezul'tatam staticheskikh i dinamicheskikh ispytaniy [Evaluation of hardening aluminum alloys microarc treatment based on the results of static and dynamic tests]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Povolzhskii region. Tekhnicheskie nauki – Proceedings of the Higher Education Institutions. Volga region. Engineering*, 2007, no. 3, pp. 131-137.
7. Troshchenko V.T. Fatigue and inelasticity of metals under nonuniform stressed state. *Strength of Materials*, 2010, vol. 42, iss. 5, pp. 494-505. doi: 10.1007/s11223-010-9241-1
8. Kapustin V.I., Gileta V.P., Tereshin E.A. On determination of elastic limits by dissipative heating of materials. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2010, vol. 51, iss. 3, pp. 393-397. doi: 10.1007/s10808-010-0053-7
9. Sih G.C. Mezomekhanika vzaimodeistviya energii i massy v dissipativnykh sistemakh [Mesomechanics of energy and mass interaction for dissipative systems]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2010, vol. 13, no. 5, pp. 27-40 (in Russian).
10. Novozhilov V.V., Kadashevich Yu.I., Rybakina O.G. [Loosening and construction of strength criterion under complex loading taking into account creep]. *Voprosy dolgovremennoi prochnosti energeticheskogo oborudovaniia. Trudy Tsentral'nogo kotloturbinnogo instituta imeni I.I. Polzunova* [Questions of long-term strength of the power equipment. Proceedings of the Central kotloturbinary institute of I.I. Polzunov], Leningrad, NPO TsKTI Publ., 1986, iss. 230, pp. 34-41.
11. Kapustin V.I., Gileta V.P., Zakharchenko V.M. Eksperimental'noe izuchenie zakonmernosti deformirovaniya alyuminiyevykh splavov pri regul'yarnykh nagruzheniyyakh [The experimental study of regularities of aluminum alloys deformation in case of regular stresses]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2011, no. 4 (53), pp. 40-43.
12. Kapustin V.I., Stepanov V.M. O svyazi mezhdru napryazheniyami i deformatsiyami pri periodicheskikh nagruzheniyyakh [Stress-strain relationship for periodic loading]. *Prikladnaya mekhanika i tekhnicheskaya fizika – Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2006, vol. 47, no. 3, pp. 92-99 (in Russian).
13. Kondepudi D., Prigogine I. Modern Thermodynamics: From Heat Engines to Dissipative Structures. New York, Wiley, 1998. 508 p. (Russ. ed.: Kondepudi D., Prigozhin I. *Sovremennaya termodinamika. Ot teplovykh dvigatelei do dissipativnykh struktur*. Moscow, Mir Publ., 2002. 461 p.).

Funding

The reported study was partially supported by RFBR, research project No. 14-08-31352.

Received 17 June 2014

Revised 17 July 2014

Accepted 29 July 2014

ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ДОРНОВАНИИ ОТВЕРСТИЙ В ТОЛСТОСТЕННЫХ ЦИЛИНДРАХ ПО СХЕМАМ СЖАТИЯ И РАСТЯЖЕНИЯ

*В.Ф. СКВОРЦОВ, канд. техн. наук, доцент,
Р.С. ЦЫГАНКОВ, магистр,
А.О. БОЗНАК, магистрант,
В.С. ФЕДОТОВ, магистрант
(ТПУ, Томск)*

Поступила 30 мая 2014

Рецензирование 30 июня 2014

Принята к печати 17 июля 2014

Скворцов В.Ф. – 634050, г. Томск, пр. Ленина, 30,
Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
e-mail: TMRI@tpu.ru

Приведена методика и результаты экспериментального исследования методом Закса остаточных напряжений в толстостенных цилиндрах из стали 45 с диаметром отверстий 5 мм, наружным диаметром 15 мм, высотой 50 мм после дорнования по схемам сжатия и растяжения с натягами, обеспечивающими высокую точность отверстий. Установлено, что при переходе от схемы сжатия к схеме растяжения возрастают осевая и радиальная и уменьшаются окружные остаточные деформации на поверхности отверстия и наружной поверхности цилиндров. При этом наибольшие по абсолютной величине остаточные напряжения в них увеличиваются: окружные – с 285 до 320 МПа; радиальные – со 105 до 115 МПа; осевые – с 20 до 60 МПа. Показано, что характер распределения остаточных напряжений в цилиндрах не зависит от использованной схемы дорнования.

Ключевые слова: дорнование отверстий, схемы сжатия и растяжения, толстостенные цилиндры, остаточные напряжения.

Введение

Дорнование отверстий сопровождается формированием в деталях значительных остаточных напряжений [1, 2]. Наибольшими по абсолютной величине являются окружные остаточные напряжения, которые определяют важнейшие эксплуатационные свойства деталей: усталостную прочность [3], износостойкость [4, 5], точность [1, 4, 6, 7] и др.

Высокий уровень остаточных напряжений имеет место при дорновании отверстий в полых цилиндрах. При отношениях наружного диаметра цилиндра к диаметру отверстия $D/d = 1,3 \dots 3,0$ у поверхности последнего в зависимости от натяга дорнования могут возникать

как сжимающие, так и растягивающие окружные остаточные напряжения [5, 6, 8, 9]. Абсолютная величина этих напряжений может быть близка к пределу текучести $\sigma_{0,2}$ материала детали. Для формирования сжимающих окружных остаточных напряжений у отверстия, способствующих повышению эксплуатационных свойств цилиндров, последний цикл дорнования необходимо выполнять с малым (около $0,01d$) натягом [8]. Если у цилиндров $D/d > 3$, то у их отверстия после дорнования как правило образуются только сжимающие окружные остаточные напряжения, которые по абсолютной величине могут значительно превышать предел текучести материала деталей [10–12].

Анализ указанной выше литературы показал, что все исследования остаточных напряжений проведены при дорновании отверстий по схеме сжатия. Между тем дорнование отверстий в длинных цилиндрах, обладающих низкой продольной устойчивостью, целесообразно, как показано в работах [6, 7], выполнять по схеме растяжения. Если цилиндр обладает высокой продольной устойчивостью и имеет на конце бурт, то дорнование отверстий в нем одинаково успешно может быть выполнено как по схеме сжатия, так и по схеме растяжения. Очевидно, что для выбора схемы дорнования, а также в целом для оценки эффективности его применения при изготовлении толстостенных цилиндров необходимо располагать сведениями о влиянии этой схемы на остаточные напряжения. Цель работы – экспериментально исследовать остаточные деформации толстостенных цилиндров и образующиеся в них остаточные напряжения при дорновании по схемам сжатия и растяжения.

Методика исследования

Эксперименты проводили на образцах из стали 45 (НВ 1800...2000 МПа) с диаметром отверстий $d = 5$ мм и наружным диаметром $D = 15$ мм, рабочей длиной $L = 50$ мм (рис. 1). Отверстия в образцах получали сверлением и рассверливанием спиральными сверлами на токарном станке. Дорнование отверстий выполняли на испытательной машине УМЭ-10ТМ с помощью специального приспособления [13] по схемам сжатия (рис. 1, а) и растяжения (рис. 1, б). При этом использовали однозубые дорны из твердого сплава ВК8 с углами рабочего и обратного конусов 6° и шириной соединя-

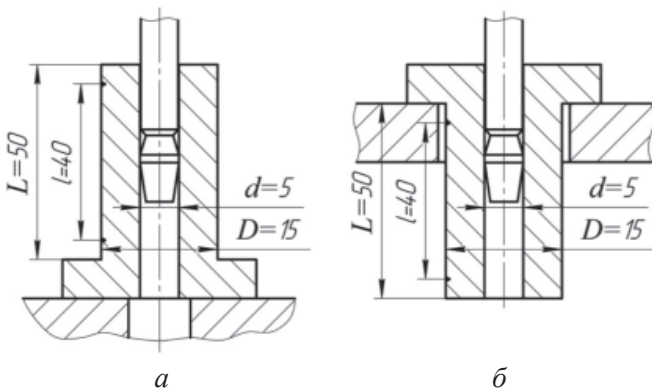


Рис. 1. Схемы дорнования отверстий:
а – сжатия; б – растяжения

ющей их цилиндрической ленточки 3 мм. Для обеспечения высокой точности и качества поверхностного слоя отверстий дорнование производили за два цикла. Натяг при первом цикле составлял около 0,3 мм, при втором – 0,05 мм. В качестве смазочного материала при дорновании использовали жидкость МР-7. Скорость дорнования была равной 0,008 м/с.

Суть экспериментов состояла в определении остаточных деформаций образцов после дорнования по схемам сжатия и растяжения и остаточных напряжений в них.

Окружные остаточные деформации на поверхности отверстия и наружной поверхности образцов после дорнования находили по изменению их диаметров. Диаметр отверстий измеряли нутромером фирмы «Carl Zeiss Jena» (ФРГ) с ценой деления 0,01 мм, диаметр наружной поверхности – рычажным микрометром МР25 с ценой деления 0,002 мм. Осевую остаточную деформацию образцов определяли на их наружной поверхности по изменению расстояния $l = 40$ мм между нанесенными на эту поверхность отпечатками конического индентора (см. рис. 1). Для измерения этой деформации использовали универсальный измерительный микроскоп УИМ-21 с ценой деления 0,001 мм.

Для определения остаточных напряжений бурт у образцов отрезали на электроэрозионном проволочно-вырезном станке с ЧПУ модели ДК 7725 (КНР), а наружную поверхность полученных при этом образцов (полых цилиндров) и их торцы подвергали тонкому шлифованию. Остаточные напряжения находили методом Закса [14, 15]. В соответствии с этим методом с внутренней поверхности образцов на указанном станке последовательно удаляли слои металла толщиной 0,7 мм, измеряли возникающие при этом изменения их наружного диаметра и высоты, а затем рассчитывали средние значения окружных, радиальных и осевых остаточных напряжений в удаленных слоях. В каждом эксперименте использовали по два образца.

Измерение диаметров наружной поверхности образцов выполняли на ультраоптиметре фирмы «Carl Zeiss Jena» (ФРГ) с ценой деления 0,0002 мм. Высоту образцов измеряли с помощью микрокалатора с ценой деления 0,0005 мм, закрепленного в стойке. Схемы измерения размеров образцов показаны на рис. 2. Диаметры наружной

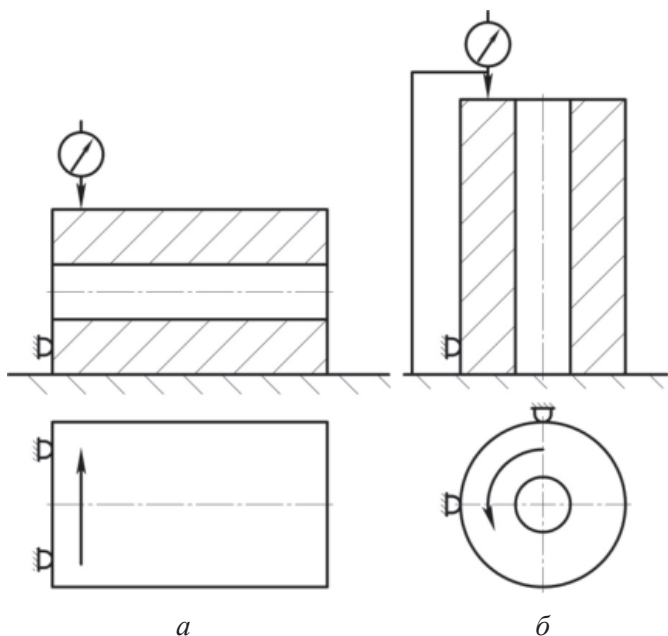


Рис. 2. Схемы измерения:

a – наружного диаметра образца; *б* – его высоты

поверхности определяли в двух поперечных сечениях образцов, расположенных на расстоянии 5 мм от их торцов. В каждом сечении измерения проводили в двух взаимно перпендикулярных плоскостях. Диаметр наружной поверхности образца принимали равным среднему из четырех значений диаметров, измеренных указанным образом. Высоту образца считали равной средней из двух предельных значений высот, найденных при измерении. Принятые схемы измерения размеров образцов обеспечивали высокую (не ниже 0,0005 мм) точность.

Результаты и обсуждение

На основе экспериментально полученных зависимостей изменения наружного диаметра и высоты образцов от радиуса их внутренней поверхности по формулам И.А. Биргера [14] были рассчитаны остаточные напряжения в них после дорнования по схемам сжатия и растяжения. При расчете принимали модуль упругости $E = 2 \cdot 10^5$ МПа, коэффициент Пуассона $\mu = 0,3$. Расчет остаточных напряжений выполняли с использованием Microsoft Excel 2007.

На рис. 3 сопоставлены остаточные деформации образцов, обработанных дорно-

ванием по схемам сжатия и растяжения. Видно, что при обеих схемах образцы испытывают окружное и осевое растяжение и радиальное сжатие (утонение стенки $\Delta t/t$). При дорновании по схеме растяжения осевая и радиальная остаточные деформации существенно больше, а окружные остаточные деформации на поверхности отверстия и наружной поверхности образцов меньше, чем при дорновании по схеме сжатия.

На рис. 4 показано распределение окружных σ_θ , радиальных σ_r и осевых σ_z остаточных напряжений вдоль радиуса r образцов (эпюры напряжений), обработанных дорнованием по схеме сжатия и растяжения (около средних значений указаны 95-процентные доверительные интервалы). Видно, что характер распределения остаточных напряжений вдоль радиуса образцов при обеих схемах дорнования оказывается одинаковым. Окружные и осевые остаточные напряжения в области, прилегающей к отверстию,

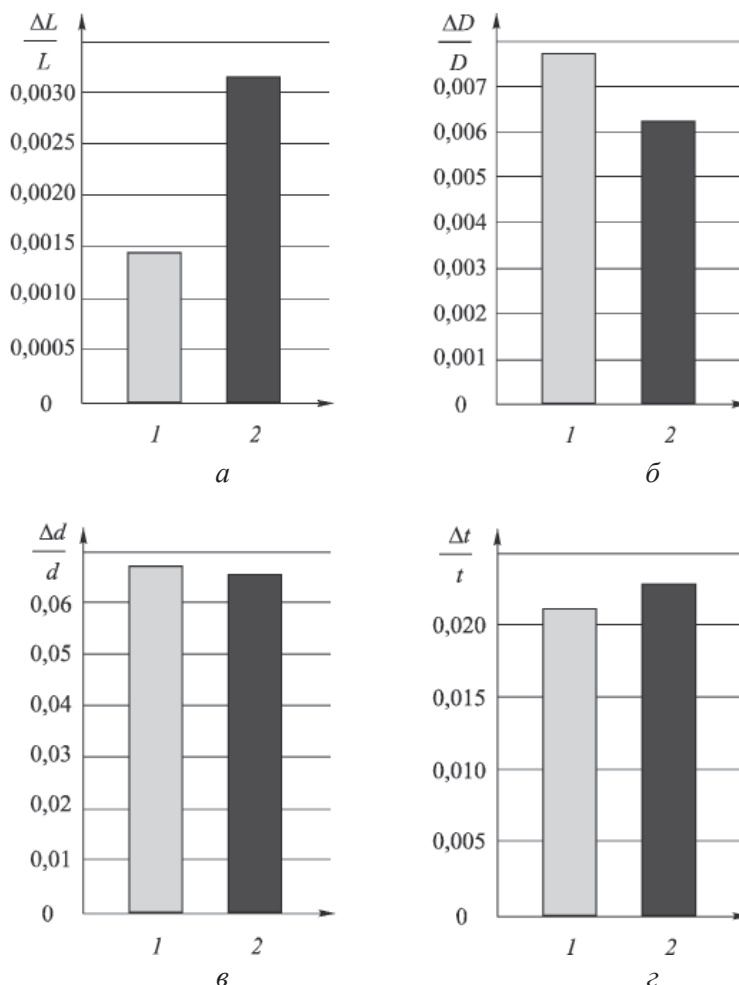


Рис. 3. Остаточные деформации образцов при дорновании по схемам сжатия (1) и растяжения (2):

a – осевые; *б, в* – окружные соответственно на наружной поверхности и поверхности отверстия; *г* – радиальные

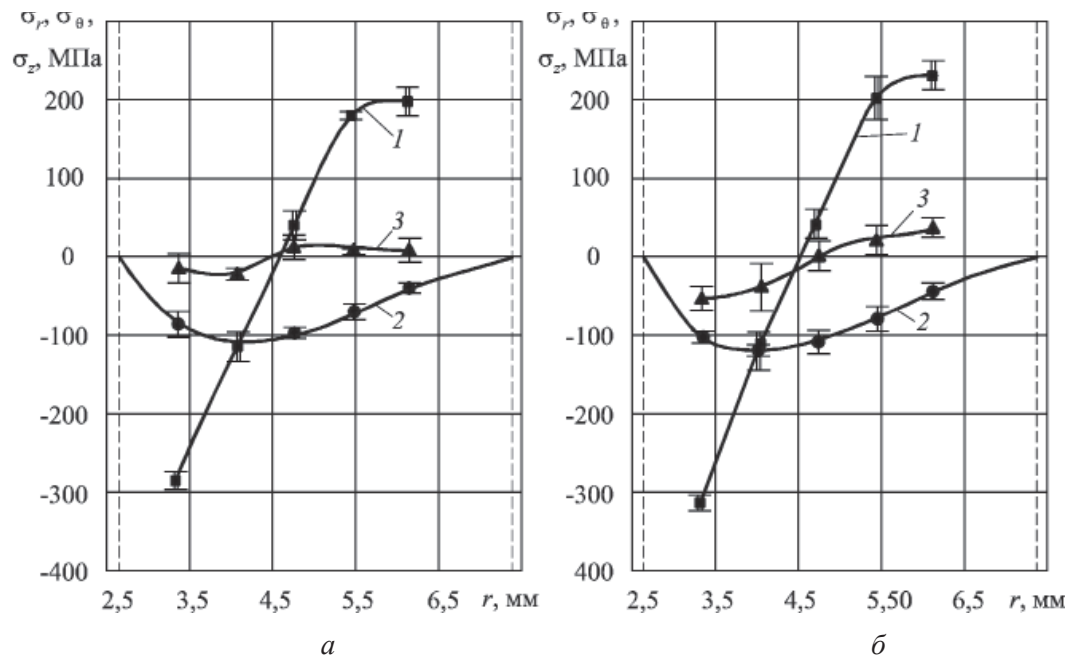


Рис. 4. Эпюры окружных (1), радиальных (2) и осевых (3) остаточных напряжений в образцах после дорнования по схеме сжатия (а) и растяжения (б). Пунктирными линиями показаны поверхности отверстия и наружные поверхности образцов

являются сжимающими, а в области, прилегающей к наружной поверхности, – растягивающими. Радиальные остаточные напряжения равны нулю на поверхности отверстия и наружной поверхности образцов и являются сжимающими в остальной их области. Наибольшими (по абсолютной величине) являются окружные остаточные напряжения, которые у отверстия образцов близки к пределу текучести их материала (стали 45). Значительно меньшими являются радиальные остаточные напряжения и еще меньшими – осевые остаточные напряжения.

Деформированное состояние образцов при дорновании по схеме растяжения (см. рис. 3) обуславливает более высокий уровень остаточных напряжений, чем при дорновании по схеме сжатия. При переходе от схемы сжатия к схеме растяжения наибольшие по абсолютной величине остаточные напряжения в образцах возрастают: окружные с 285 до 320 МПа; радиальные – со 105 до 115 МПа; осевые – с 20 до 60 МПа. То есть при этом окружные и радиальные остаточные напряжения увеличиваются примерно в 1,1 раза, а осевые остаточные напряжения – в 3 раза. Таким образом, наибольшее влияние схема дорнования оказывает на осевые остаточные напряжения в образцах. Однако учитывая, что абсолютная величина этих напряжений мала, в целом влияние схемы дорнования на остаточные напряжения можно считать небольшим.

Выводы

1. При дорновании по схеме растяжения отверстий диаметром 5 мм в толстостенных цилиндрах из стали 45 с наружным диаметром 15 мм с натягами, обеспечивающими высокую точность обработки, осевая и радиальная остаточные деформации больше, а окружные остаточные деформации цилиндров меньше, чем при дорновании по схеме сжатия.

2. При переходе от схемы сжатия к схеме растяжения наибольшие по абсолютной величине остаточные напряжения в указанных цилиндрах возрастают: окружные – с 285 до 320 МПа; радиальные – со 105 до 115 МПа; осевые – с 20 до 60 МПа. Характер распределения остаточных напряжений при этом не изменяется.

Список литературы

1. Проскуряков Ю.Г. Дорнование отверстий. – Свердловск: Машгиз, 1961. – 192 с.
2. Проскуряков Ю.Г. Технология упрочняюще-калибрующей и формообразующей обработки металлов. – М.: Машиностроение, 1971. – 208 с.
3. Брондз Л.Д. Технология и обеспечение ресурса самолетов. – М.: Машиностроение, 1986. – 184 с.
4. Розенберг А.М., Розенберг О.А. Механика пластического деформирования в процессах резания и деформирующего протягивания. – Киев: Наукова думка, 1990. – 320 с.

5. Качество поверхности, обработанной деформирующим протягиванием / А.М. Розенберг, О.А. Розенберг, Э.И. Гриценко, Э.К. Посвятенко. – Киев: Наукова думка, 1977. – 187 с.

6. *Проскураков Ю.Г., Романов В.Н., Исаев А.Н.* Объемное дорнование отверстий. – М.: Машиностроение, 1984. – 224 с.

7. *Монченко В.П.* Эффективная технология производства полых цилиндров. – М.: Машиностроение, 1980. – 248 с.

8. Остаточные напряжения и точность деталей, обработанных дорнованием / Ю.Г. Проскураков, А.Н. Исаев, Л.В. Попов, Ф.Ф. Валяев // Вестник машиностроения. – 1973. – № 7. – С. 57–60.

9. Эффективные технологии дорнования, протягивания и деформирующе-режущей обработки / С.К. Амбросимов, А.Н. Афонин, А.Р. Ингеманссон, А.Н. Исаев, А.В. Киричек, Д.В. Крайнев, А.Р. Лебедев, В.Ф. Макаров, А.В. Морозова, П.А. Норченко, Ю.Н. Полянчиков, Д.Л. Соловьев; под ред. А.В. Киричека. – М.: Спектр, 2011. – 328 с.

10. *Охотин И.С., Скворцов В.Ф.* Дорнование глубоких отверстий малого диаметра с большими

натягами. – Германия: LAP LAMBERT Acad. Publ., 2011. – 170 с.

11. *Скворцов В.Ф., Охотин И.С., Арляпов А.Ю.* Остаточные напряжения при дорновании отверстий малого диаметра с большими натягами // Известия Томского политехнического университета. – 2010. – Т. 316, № 2. – С. 24–27.

12. Экспериментальная оценка остаточных напряжений, формирующихся в толстостенных заготовках при одноцикловом дорновании с большими натягами / В.Ф. Скворцов, М.Г. Гольдшмидт, М.М. Шульгин, В.С. Федотов // Современные проблемы машиностроения: сб. науч. тр. VII Междунар. науч.-техн. конф., Томск, 11–15 нояб. 2013 г. – Томск: Изд-во ТПУ, 2013. – С. 357–361.

13. *Скворцов В.Ф., Арляпов А.Ю., Охотин И.С.* Дорнование глубоких отверстий малого диаметра // Справочник. Инженерный журнал. Приложение. – 2012. – № 2. – С. 1–24.

14. *Биргер И.А.* Остаточные напряжения. – М.: Машгиз, 1963. – 232 с.

15. *Вишняков Я.Д., Пискарев В.Д.* Управление остаточными напряжениями в металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1989. – 254 с.

OBRAVOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 45–50

Residual stresses in compression and tension mandrelling of thick-walled cylinders

Skvortsov V.F., Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: TMRI@tpu.ru

Tsygankov R.S., Master of Engineering sciences

Boznak A.O., Master's Degree student

Fedotov V.S., Master's Degree student

National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

Abstract

The methodology and results of experimental study by Sachs method of residual stresses in thick-walled cylinders of steel grade 45 (0.45% C) with 5 mm diameter hole, outer diameter of 15 mm, height of 50 mm after compression and tension mandrelling, which is performed with allowances that ensure high accuracy of the mandrelled holes are presented in the article.

It is found that the transition from the compression configuration to the tension one increases axial and radial residual strains and reduces hoop residual strains on the surface of the hole and outer surface of the cylinder, and increases the largest in absolute value residual stresses in these areas: hoop stresses – from 285 to 320 MPa; radial stresses – from 105 to 115 MPa; axial stresses – from 20 to 60 MPa.

It is shown that the nature of the residual stress distribution in cylinders does not depend on the mandrelling configuration.

Keywords:

mandrelling, compression and tension configurations, thick-walled cylinders, residual stresses.

References

1. Proskuryakov Yu.G. *Dornovanie otverstii* [Mandrelling holes]. Sverdlovsk, Mashgiz Publ., 1961. 192 p.
2. Proskuryakov Yu.G. *Tekhnologiya uprochnyayushchei-kalibruyushchei i formoobrazuyushchei obrabotki metallov* [Technology of strength-calibrating and forming metal]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1971. 208 p.
3. Bronz L.D. *Tekhnologiya i obespechenie resursa samoletov* [Technology and providing resource of aircraft]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986. 184 p.
4. Rozenberg A.M., Rozenberg O.A. *Mekhanika plasticheskogo deformirovaniya v protsessakh rezaniya i deformiruyushchego protyagivaniya* [Mechanics of plastic deformation in the process of cutting and pulling the deforming]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1990. 320 p.
5. Rozenberg A.M., Rozenberg O.A., Gritsenko E.I., Posvyatenko E.K. *Kachestvo poverkhnosti, obrabotannoi deformiruyushchim protyagivaniem* [Quality of treated surface deforming pulling]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1977. 187 p.
6. Proskuryakov Yu.G., Romanov V.N., Isaev A.N. *Ob "emnoe dornovanie otverstii* [Volume mandrelling holes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984. 224 p.
7. Monchenko V.P. *Effektivnaya tekhnologiya proizvodstva polykh tsilindrov* [Effective technology for the production of hollow cylinders]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1980. 248 p.
8. Proskuryakov Yu.G., Isaev A.N., Popov L.V., Valyaev F.F. *Ostatochnye napryazheniya i tochnost' detalei, obrabotannykh dornovaniem* [Residual stresses and accuracy parts treated mandrelling]. *Vestnik Mashinostroeniya – Russian Engineering Research*, 1973, no. 7, pp. 57-60 (in Russian).
9. Ambrosimov S.K., Afonin A.N., Ingemansson A.R., Isaev A.N., Kirichek A.V., Krainev D.V., Lebedev A.R., Makarov V.F., Morozova A.V., Norchenko P.A., Polyanchikov Yu.N., Solov'ev D.L. *Effektivnye tekhnologii dornovaniya, protyagivaniya i deformiruyushche-rezhushchei obrabotki* [Efficient technologies mandrelling, pulling and cutting-deforming processing]. Moscow, Spektr Publ., 2011. 328 p.
10. Okhotin I.S., Skvortsov V.F. *Dornovanie glubokikh otverstii malogo diametra s bol'shimi natiagami* [Mandrelling deep small holes with big tightness]. Germany, LAP LAMBERT Acad. Publ., 2011. 170 p.
11. Skvortsov V.F., Okhotin I.S., Arlyapov A.Yu. *Ostatochnye napryazheniya pri dornovanii otverstii malogo diametra s bol'shimi natyagami* [Residual stresses at mandrelling small holes with big tightness]. *Izvestiia Tomskogo politekhnicheskogo universiteta – Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2010, vol. 316, no. 2, pp. 24-27 (in Russian).
12. Skvortsov V.F., Gol'dshmidt M.G., Shul'gin M.M., Fedotov V.S. [Experimental evaluation of residual stresses in thick-walled workpieces formed with single-cycle burnishing with big tightness]. *Sbornik nauchnykh trudov VII Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii "Sovremennye problemy mashinostroeniya"* [Proceedings of the VII International Scientific and Technical Conference "Modern Problems of Engineering"]. Tomsk, TPU Publ., 2013, pp. 357-361.
13. Skvortsov V.F., Arlyapov A.Yu., Okhotin I.S. *Dornovanie glubokikh otverstii malogo diametra* [Small diameter deep hole mandrelling]. *Spravochnik. Inzhenernyi zhurnal – Handbook. An Engineering Journal*, 2012, no. 2, appendix, pp. 1-24.
14. Birger I.A. *Ostatochnye napryazheniya* [Residual Stresses]. Moscow, Mashgiz Publ., 1963. 232 p.
15. Vishnyakov Ya.D., Piskarev V.D. *Upravlenie ostatochnymi napryazheniyami v metallakh i splavakh* [Control residual stresses in metals and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 254 p.

Received 30 May 2014

Revised 30 June 2014

Accepted 17 July 2014



УДК 621.9.01; 621.791.947.55

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ РАСКРОЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ «СТАЛЬ Ст3 + СТАЛЬ 12Х18Н10Т» ПРИ ТОНКОСТРУЙНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКЕ*

А.Х. РАХИМЯНОВ, инженер

Х.М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор

*Б.А. КРАСИЛЬНИКОВ, канд. техн. наук, профессор
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Поступила 1 июля 2014

Рецензирование 4 августа 2014

Принята к печати 7 августа 2014

Рахимьянов А.Х. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: centerfht@mail.ru

Определены перспективы использования тонкоструйной плазменной резки слоистых композиций «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т», полученных сваркой взрывом. Дано обоснование выбора технологических схем с целью оптимизации режимных параметров по оценкам точности, качества реза и графообразования. Экспериментально доказана нецелесообразность использования технологической схемы Ni-FocusF, реализуемой на максимальном токовом режиме (130 А), как необеспечивающей достаточное качество реза. Предложена схема проведения экспериментов по оптимизации обработки, заключающаяся в использовании технологической схемы Ni-Focus^{plus}, рекомендованной для раскроя углеродистых сталей, и схемы Ni-Focus – легированных сталей при раскрое как со стороны стальной составляющей, так и легированной. Выявлены особенности формирования геометрии реза при раскрое со стороны стали 12Х18Н10Т по технологической схеме Ni-Focus с токовым режимом $I = 45$ А для легированных сталей в диапазоне скоростей обработки от 1,1 до 1,5 м/мин. Определено оптимальное значение скорости $V = 1,2$ м/мин, обеспечивающее наилучшее качество реза при минимальном количестве грата. Смена стороны реза с легированной стали на углеродистую привело к изменению характера геометрии реза. Отмечено наличие трех характерных участков в поперечном сечении реза и дана количественная оценка точности при изменении скорости обработки.

Использование для раскроя биметаллической композиции технологической схемы Ni-Focus^{plus} позволило определить оптимальные значения скорости обработки ($V = 1,7$ м/мин) при раскрое со стороны стали Ст3, обеспечивающие минимальное отклонение реза от перпендикулярности. Отмечено, что при использовании технологической схемы Ni-Focus^{plus} раскрой биметаллической композиции с любой стороны не сопровождается образованием грата на нижней кромке реза.

Исследование качества поверхности реза показало на низкое значение шероховатости ($R_a = 1,2...1,6$ мкм) и хорошую ее топографию.

Ключевые слова: тонкоструйная плазменная резка, биметаллические композиции, точность и качество реза, технологические схемы, углеродистые и легированные стали.

* Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, по государственному заданию № 2014/138, проект № 257.

Введение

Из существующего многообразия методов соединения разнородных материалов, в том числе и листовых металлических композиций, можно выделить технологии, основанные на сварке разнородных материалов при помощи взрыва [1–4]. Как любой технологический метод, сварка взрывом имеет определенную область для ее реализации и обладает рядом ограничений, связанных со спецификой самого процесса. Специфика сварки взрывом, которую можно рассматривать как технологический метод получения слоистых композиций, заключается в следующем [2]:

- возможность высокопрочного соединения разнородных металлов, диффузионная сварка которых и сварка плавлением невозможны;
- сварка взрывом позволяет получать композиции соединений из металлов с резко различающимися температурами плавления;
- особенности процессов, имеющих место при сварке взрывом, позволяют соединять металлы с прочными поверхностными пленками, разрушить которые для создания контакта металлов по ювенильным поверхностям не представляется возможным при использовании методов пластического деформирования, например, прокатки [5];
- соединение пар металлов, таких как сталь-титан, сталь-алюминий, медь-титан, медь-алюминий, образующих интерметаллидные прослойки, возможно лишь при развитии высоких температур в зоне стыка в узком временном диапазоне, что реализуется при сварке взрывом;
- технологический диапазон толщин лакирующего металла при сварке взрывом составляет от 0,03 до 30 мм, что является весьма привлекательным фактором с целью получения слоистых композиций.

Использование композиционных соединений, полученных сваркой взрывом, как конструктивных материалов требует поиска технологических методов их обработки, в том числе и раскроя на этапе заготовительного производства. Из существующего в настоящее время многообразия технологических методов раскроя листовых материалов наиболее привлекательным с позиций достигаемой точности и качества реза при обеспечении высокой производительности обработки является тонкоструйная плазменная резка [6]. Данная технология обеспечивает рас-

крой листовых металлических материалов в широком диапазоне толщин (до 160 мм) с производительностью процесса, характерной для плазменно-дугового метода [7], с точностью и качеством реза, присущих лазерной обработке [8].

Перспективы использования тонкоструйной плазменной резки для повышения эффективности раскроя листовых материалов в заготовительном производстве подробно изложены в работе [9], а изучению механизмов формообразования с оценкой точности и шероховатости реза посвящены исследования авторов [10, 11].

Для изучения технологических возможностей тонкоструйной плазменной резки применительно к раскрою биметаллических композиций авторами проведены экспериментальные исследования по обработке отдельных составляющих биметаллов. Так, в работе [12] обоснован выбор технологических схем и оптимизация тонкоструйной плазменной резки конструкционных сталей на примере раскроя листового проката углеродистой стали Ст3. Оптимизации технологических режимов раскроя данной стали по критериям качества реза также посвящены исследования, результаты которых приведены в работе [13]. Изучение обрабатываемости другого представителя биметаллического соединения – легированной стали 12Х18Н10Т с использованием данной технологии представлено авторами в работе [14].

Целью работы является обоснование выбора технологических схем, оптимизация режимов и изучение точности и качества реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» с использованием тонкоструйной плазменной резки.

1. Методики экспериментальных исследований

Описание технологического комплекса тонкоструйной плазменной резки на базе установки Hi-Focus 130i, методик оценки качества и точности реза, а также аналитическое оборудование представлено А.Х. Рахимьяновым в статье [12].

В качестве материала исследований использовалось биметаллическое соединение «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т», полученное сваркой взрывом в лаборатории взрыва Института гидродинамики СО РАН. В качестве исходных ма-

териалов для биметаллического соединения использовался листовой прокат указанных сталей толщиной 3 и 2 мм соответственно. Таким образом, суммарная толщина сварного пакета составила 5 мм.

Химический состав, теплофизические свойства сталей Ст3сп ГОСТ 380-2005 и 12Х18Н10Т ГОСТ 5582–75 приведены в табл. 1, 2 и 3, 4 соответственно.

Таблица 1

Химический состав стали Ст3сп

Основные элементы	Массовая доля химических элементов, %				
	C	Mn	Si	Fe	Прочие
ГОСТ 380-2005	0,14...0,22	0,40...0,65	0,15...0,30	Не регламентировано	
Фактически	0,15	0,49	0,24	98,64	0,48

Таблица 2

Теплофизические свойства стали Ст3сп

Плотность, г/см ³	Теплоемкость, кал/г×град	Теплопроводность, ккал/м×час×град			Температура плавления, °C	Удельная теплота плавления, кДж/кг
		20° C	200° C	500° C		
7,80	0,1077	63	53	37	1539	277

Таблица 3

Химический состав стали 12Х18Н10Т

Основные элементы	Массовая доля химических элементов, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P	Fe	Прочие
ГОСТ 5582–75	Не более 0,12	Не более 0,8	Не более 2,0	17,0...19,0	9,0...11,0	5·с – 0,8	0,02	0,035	Не регламентировано	
Фактически	0,05	0,55	1,22	17,30	9,19	0,32	–	0,02	70,61	0,74

Таблица 4

Теплофизические свойства стали 12Х18Н10Т

Плотность, г/см ³	Теплоемкость, кал/г×град	Теплопроводность, ккал/м·ч·град			Температура плавления, °C	Удельная теплота плавления, кДж/кг
		20 °C	200 °C	500 °C		
7,80	0,1077	12...13	14...15	18	1460...1500	277

2. Результаты и обсуждения

Принимая во внимание биметаллический характер композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т», для ее раскроя возможен выбор технологических схем для обработки как конструкционных углеродистых сталей, подробно рассмотренных в работе [12], так и легирован-

ных (рис. 1), рекомендованных разработчиком оборудования тонкоструйной плазменной резки (фирма Kjellberg, Германия).

Так, для раскроя пакета толщиной 5 мм можно рекомендовать следующие технологические схемы обработки углеродистых сталей:

- Ni-Focus на токовых режимах 35 и 45 А [12, рис. 3];

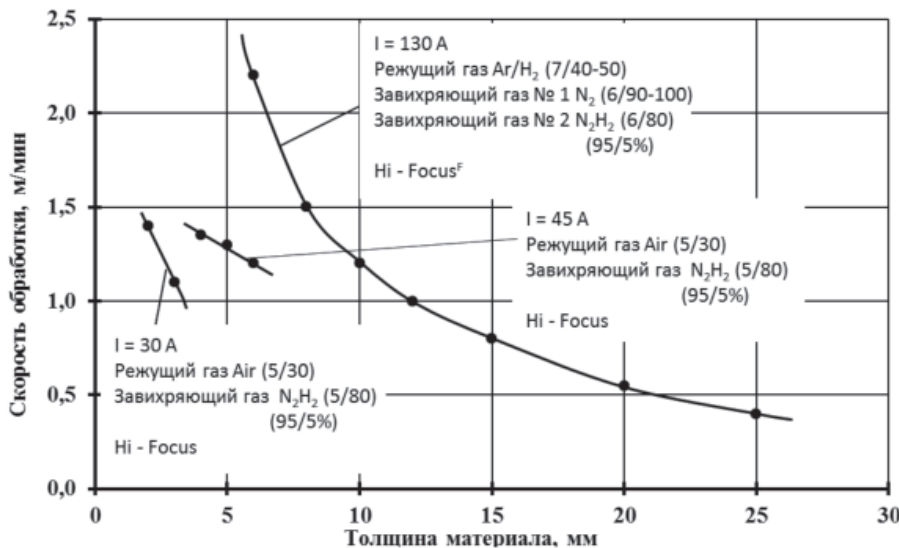


Рис. 1. Технологические параметры раскроя легированных сталей для технологических схем Hi-Focus, Hi-FocusF

- Hi – Focus^{plus} на токовом режиме 50 А [12, рис. 4];
- Hi – FocusF на токовом режиме 130 А [12, рис. 5].

Из обозначенных схем для изучения были выбраны две: Hi-Focus^{plus} с $I = 50$ А с рекомендуемой скоростью обработки $V = 1,75$ м/мин и Hi-FocusF с $I = 130$ А на скорости $V = 3,3$ м/мин.

Аналогично при выборе в качестве вариантов обработки из технологических схем раскроя легированных сталей возможны следующие (рис. 1):

- Hi-Focus на токовом режиме 45 А с рекомендуемой скоростью обработки $V = 1,3$ м/мин;
- Hi-FocusF на токовом режиме 130 А с $V = 2,45$ м/мин.

Несмотря на привлекательность технологических схем Hi-FocusF с токовым режимом $I = 130$ А, обеспечивающих раскрой на максимальных скоростях, от них следует отказаться. Так экспериментальные исследования подтвердили неудовлетворительное качество реза (рис. 2) при использовании данной технологической схемы как для углеродистых, так и легированных сталей независимо от того, с какой стороны биметалла производился рез.

Плохое качество реза характеризуется значительным гратом на нижней кромке, удалить который возможно лишь при последующей механической обработке. Данный факт можно объяснить тем, что на максимальном токовом режиме формируется значительная (до 3,5 мм) ширина реза, а небольшая толщина пакета не обеспечивает формирования оптимальной схемы строе-

ния плазменного столба в канале реза [15], обеспечивающей создание достаточных газодинамических потоков, ответственных за полное удаление продуктов расплава, которые стекают и остаются на нижней кромке реза, свариваясь с основным металлом.

Таким образом, высокопроизводительная технологическая схема Hi – FocusF может быть рекомендована только для разделительной резки с необходимостью последующей механической обработки реза для обеспечения требуемой точности и качества.

В связи с этим для раскроя биметаллического соединения «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» использовались технологические схемы Hi-Focus^{plus} с токовым режимом $I = 50$ А и $V = 1,75$ м/мин, рекомендованная для обработки углеродистых сталей, и Hi-Focus с $I = 45$ А и $V = 1,3$ м/мин – для легированных сталей.

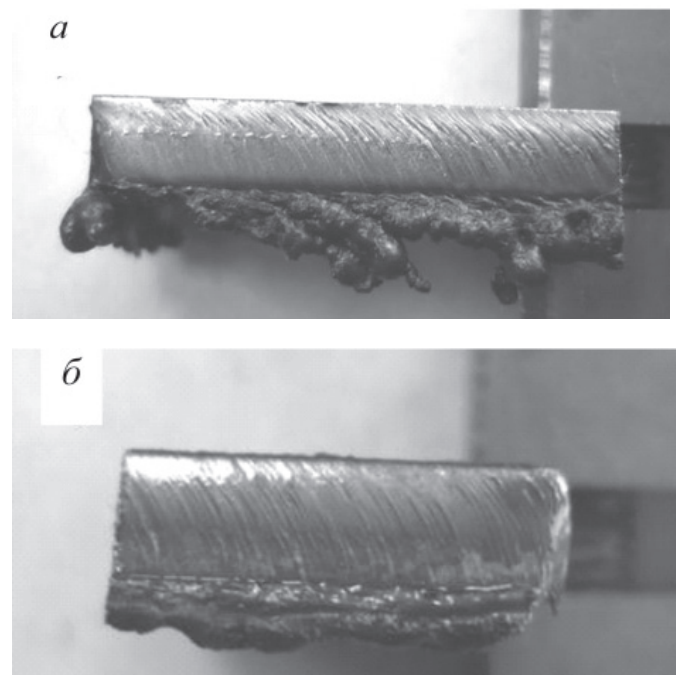


Рис. 2. Гратообразование на нижней кромке реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» при обработке по технологической схеме Hi-FocusF для легированных сталей при раскрое:

а – со стороны стали 12Х18Н10Т; б – со стороны стали Ст3

2.1. Обработка на режимах раскря легированных сталей

Как отмечалось, каждая из отмеченных технологических схем применялась для раскря биметаллической композиции как со стороны низкоуглеродистой стали Ст3, так и нержавеющей 12Х18Н10Т.

На рис. 3 представлено фото поперечного сечения реза при раскря на различных скоростях биметаллической композиции со стороны стали 12Х18Н10Т по технологической схеме Ni-Focus для легированных сталей.

Количественные показатели точности реза исследуемой композиции на отмеченных режимах представлены на рис. 4.

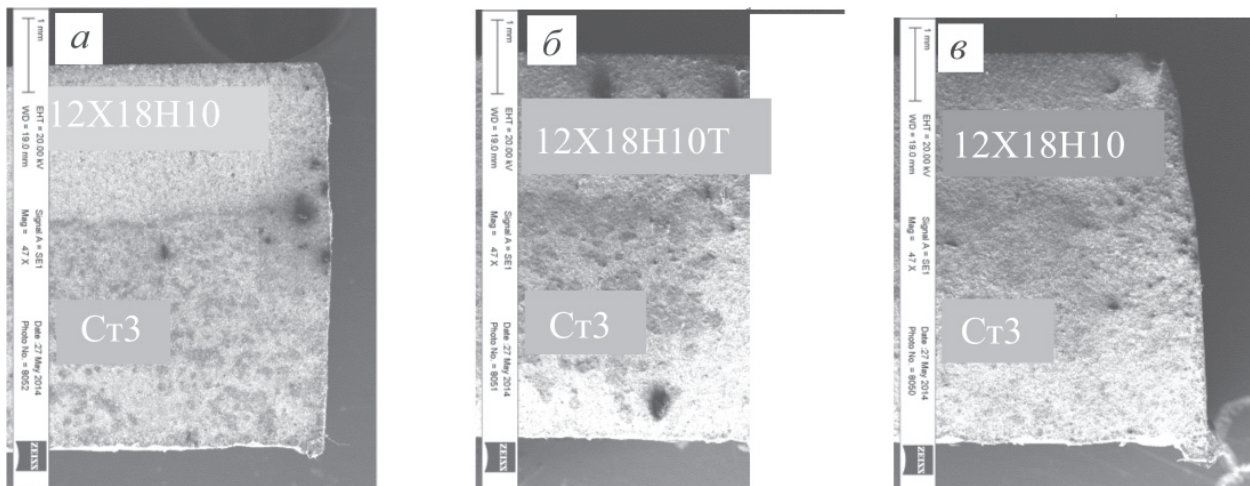


Рис. 3. Геометрия реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» при раскря со стороны стали 12Х18Н10Т по технологической схеме Ni – Focus с $I = 45$ А для легированных сталей:

$a - V = 1,1$ м/мин; $b - V = 1,3$ м/мин; $v - V = 1,5$ м/мин

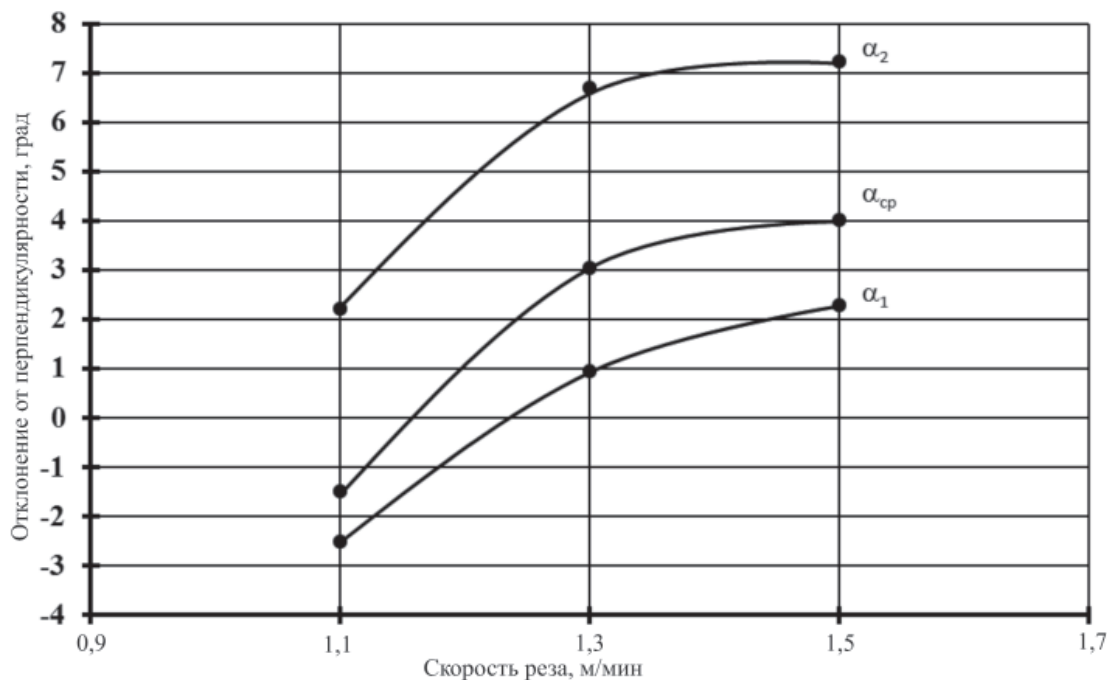


Рис. 4. Влияние скорости реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» на точность реза при раскря со стороны стали 12Х18Н10Т по технологической схеме Ni-Focus с $I = 45$ А для легированных сталей:

α_1 – отклонение от перпендикулярности реза на участке стали Ст3; α_2 – отклонение от перпендикулярности реза на участке стали 12Х18Н10Т; α_{cp} – среднее отклонение реза биметаллической композиции

Анализ полученных результатов позволяет предположить возможные механизмы формирования точности реза данной биметаллической композиции при различных скоростях обработки.

Так, незначительное отклонение реза от перпендикулярности на участке стали 12X18H10T ($\alpha_2 = +2,2^\circ$) на скорости обработки $V = 1,1$ м/мин (рис. 3, а) можно объяснить малым значением коэффициента теплопроводности данного материала с одной стороны, а с другой – достаточным временем прогрева материала на всем участке в виду малой скорости продвижения канала реза. На нижнем участке композиции, представляющем низкоуглеродистую сталь (рис. 3, а), наблюдается формирование обратного конуса ($\alpha_1 = -2,53^\circ$) с расширением зоны реза к низу. Вероятно, это связано с малой скоростью обработки и повышенным стоком тепла от участка нержавеющей стали к участку низкоуглеродистой вследствие разницы в их коэффициентах теплопроводности.

Повышение скорости обработки до 1,3 м/мин исключает фактор излишнего перегрева расплава в зоне реза, формируя традиционную геометрию реза с уменьшением его ширины к низу (рис. 3, б) и обеспечивая, с одной стороны, повышение точности реза на участке стали Ст3 ($\alpha_1 = 0,93^\circ$), а с другой – снижение ее на участке нержавеющей составляющей ($\alpha_2 = 6,68^\circ$).

Последующее увеличение скорости обработки до 1,5 м/мин сопровождается дальнейшим ухудшением точности реза на обоих участках композиции (рис. 3, в).

На рис. 4 представлена обобщенная характеристика точности реза композиции в целом как средний угол его наклона (α_{cp}). Данная характеристика является условной, но в определенной степени может служить мерой точности реза слоистых композиций.

Анализ результатов раскроя исследуемой композиции на режимах обработки легированных сталей при резе со стороны стали 12X18H10T показал, что наилучшие результаты по точности соответствуют скоростному режиму

обработки $V = 1,2$ м/мин. При этом на нижнем участке композиции (сталь Ст3) наблюдается незначительный отрицательный угол отклонения от перпендикулярности ($\alpha_1 \sim -1^\circ$), при повышенном значении угла $\alpha_2 \sim 4^\circ$ на участке нержавеющей стали. Принимая во внимание то, что верхний участок по размерам меньше нижнего в 1,5 раза, средний угол отклонения реза можно условно принять равным $\alpha_{cp} \sim 1^\circ$. На исследованных скоростях обработки при данной технологической схеме наблюдается минимальное количество грата с незначительным его увеличением при росте скорости раскроя.

Оценка качества поверхности реза по характеристике шероховатости представлена на рис. 5. В исследованном диапазоне скоростей

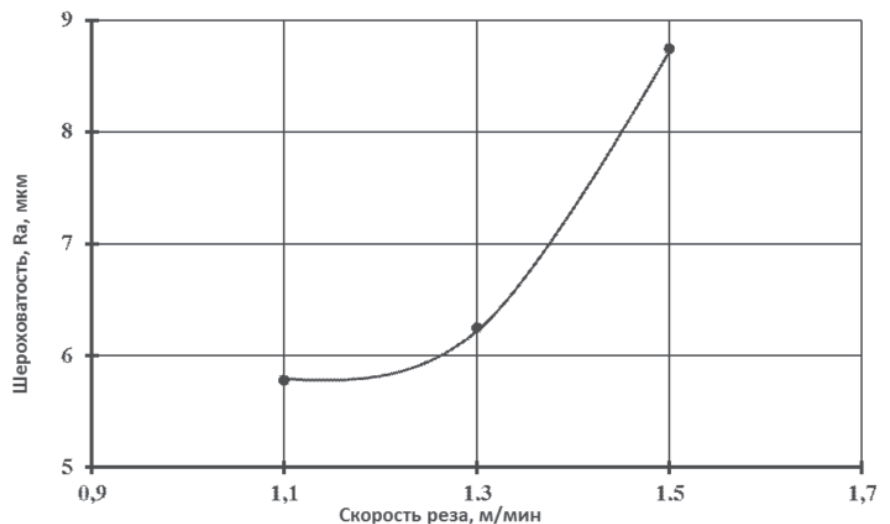


Рис. 5. Влияние скорости обработки на шероховатость поверхности реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12X18H10T» при раскрое со стороны стали 12X18H10T по технологической схеме Ni-Focus с $I = 45$ А для легированных сталей

обработки прослеживаются незначительные колебания шероховатости (от $R_a = 5,78$ мкм при минимальной скорости, до $R_a = 8,74$ мкм – при максимальной). Колебания в значениях шероховатости, вероятно, объясняются различающимися условиями удаления жидкой фазы из канала реза.

Типичная профилограмма поверхности реза для исследуемых режимов плазменного раскроя представлена на рис. 6, а ее топография – на рис. 7.

Использование исследуемой технологической схемы для раскроя композиции при обработке со стороны низкоуглеродистой стали позволило выявить несколько иной характер геометрии реза (рис. 8).

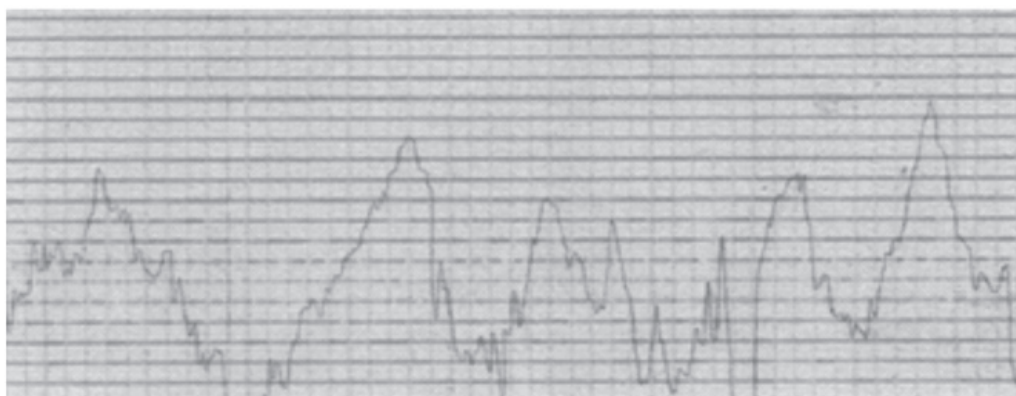


Рис. 6. Профилограмма поверхности реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т»; технологическая схема Hi-Focus ($I = 45 \text{ А}$, $V = 1,3 \text{ м/мин}$); рез со стороны стали 12Х18Н10Т; В.У. = 2000; Г.У. = 50

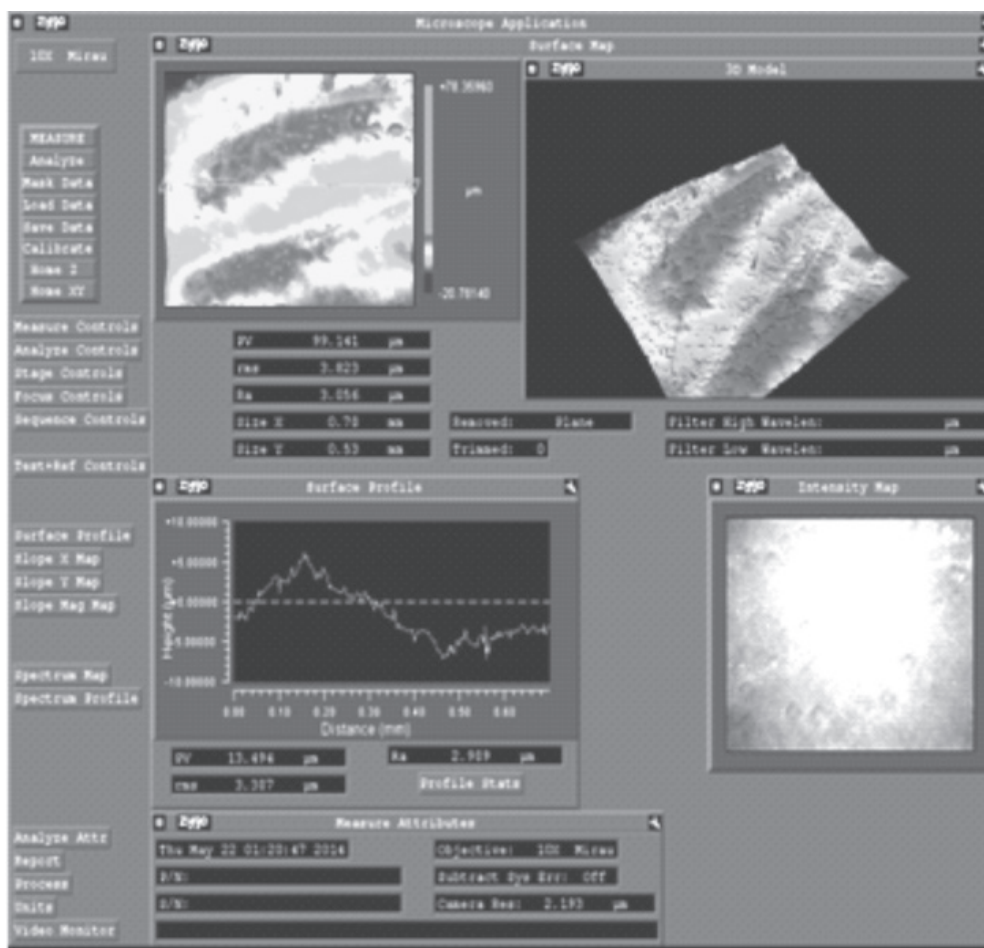


Рис. 7. Топография поверхности реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т»; технологическая схема Hi-Focus ($I = 45 \text{ А}$, $V = 1,3 \text{ м/мин}$); рез со стороны стали 12Х18Н10Т

Изучение геометрии реза позволило выявить три характерных участка, имеющих приблизительно одинаковые размеры. Так, первый участок в верхней части пакета занимает $\sim 2/3$ толщины участка низкоуглеродистой стали и изменяет свое угловое положение от отрицательного зна-

чения ($\alpha_1 = -1,72^\circ$) для минимальной скорости обработки ($V = 1,1 \text{ м/мин}$) до положительного ($\alpha_1 = +1,59^\circ$) – для максимальной скорости ($V = 1,5 \text{ м/мин}$). Следующий за первым участком второй находится в переходной зоне сталь Ст3 – сталь 12Х18Н10Т и имеет отрицательный угол

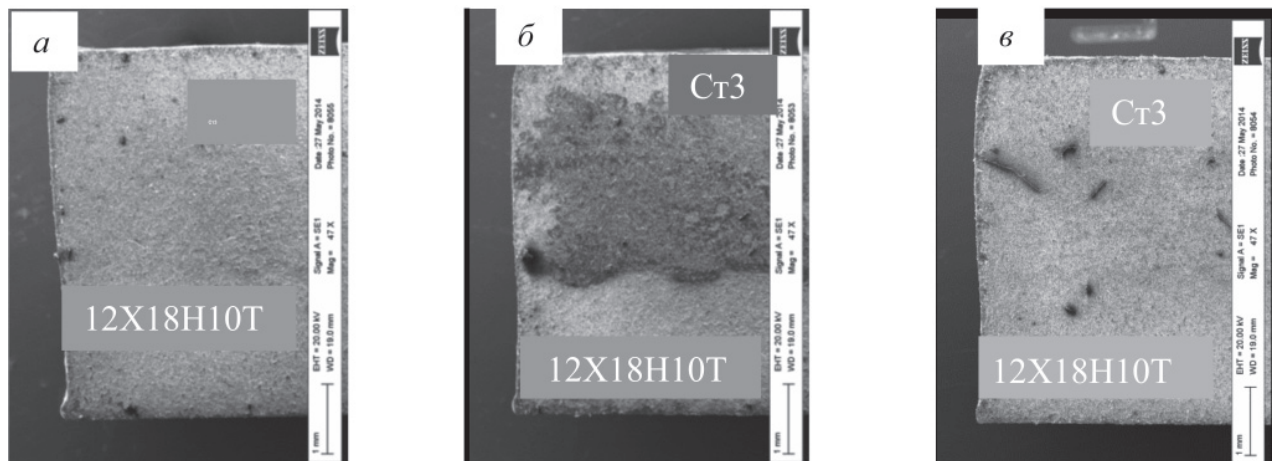


Рис. 8. Геометрия реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12X18H10T» при раскросе со стороны стали Ст3 по технологической схеме Ni-Focus с $I = 45$ А для легированных сталей:

$a - V = 1,1$ м/мин; $b - V = 1,3$ м/мин; $v - V = 1,5$ м/мин

наклона реза от $\alpha_2 = -4,99^\circ$ до $\alpha_2 = -3,98^\circ$ в исследованном диапазоне скоростей. Третий участок описывает геометрию реза на большей части нержавеющей составляющей. Характерным для данного участка является тот факт, что геометрия реза на нем является практически идеальной ($\alpha_3 = 0$) во всем диапазоне исследований.

Влияние скорости обработки на точность геометрии реза на отмеченных участках в данной схеме исследований показано на рис. 9. Здесь также приведена усредненная характеристика (α_{cp}) точности реза.

Если изменение α_{cp} для предыдущей схемы находится в пределах от $-1,49^\circ$ до $+4,02^\circ$, то для

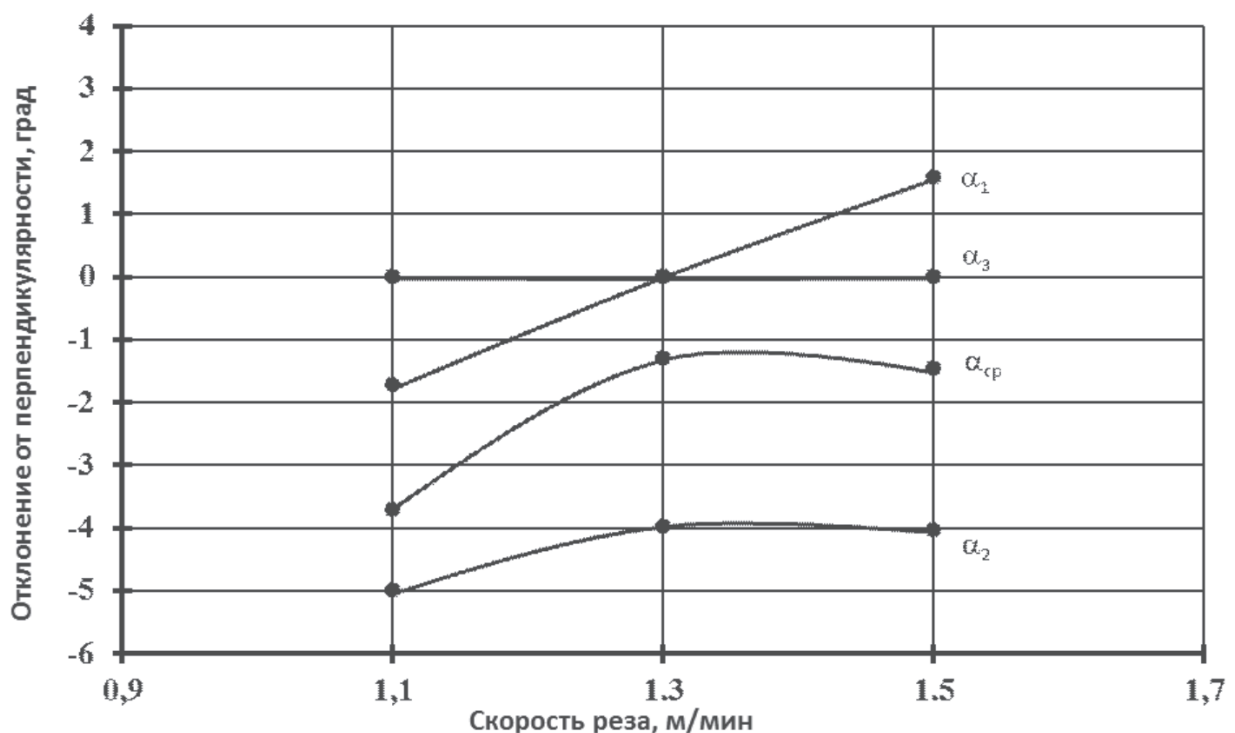


Рис. 9. Влияние скорости реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12X18H10T» на точность реза при раскросе со стороны стали Ст3 по технологической схеме Ni - Focus с $I = 45$ А для легированных сталей:

α_1 – отклонение от перпендикулярности реза на первом участке; α_2 – отклонение от перпендикулярности реза на втором участке; α_3 – отклонение от перпендикулярности реза на третьем участке; α_{cp} – среднее отклонение реза биметаллической композиции

данной схемы α_{cp} колеблется от $-3,72^\circ$ до $-1,46^\circ$, т. е. рез всегда имеет расширение к низу.

В данной схеме исследований также наблюдается минимальное количество легко отделимого грата на нижней кромке реза.

Качество поверхности реза является вполне удовлетворительным, что иллюстрируется результатами профилографирования (рис. 10, 11).

Результаты по исследованию морфологии поверхности реза на комплексе для оценки топографии представлены на рис. 12.

2.2. Обработка на режимах раскроя углеродистых сталей

Перед тем как приступить к анализу и обсуждению экспериментальных результатов по оптимизации реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» на режимах раскроя, рекомендованных для обработки конструкционных углеродистых сталей, следует обратить внимание на повышенную скорость ($V = 1,75$ м/мин) реза при этой схеме по сравнению со скоростью

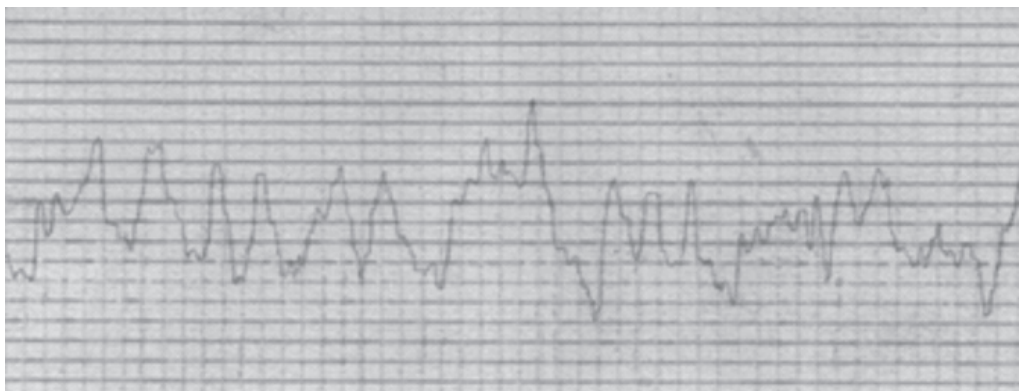


Рис. 10. Профилограмма поверхности реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т»; технологическая схема Ni-Focus ($I = 45$ А, $V = 1,3$ м/мин); рез со стороны стали Ст3; В.У. = 2000; Г.У. = 50

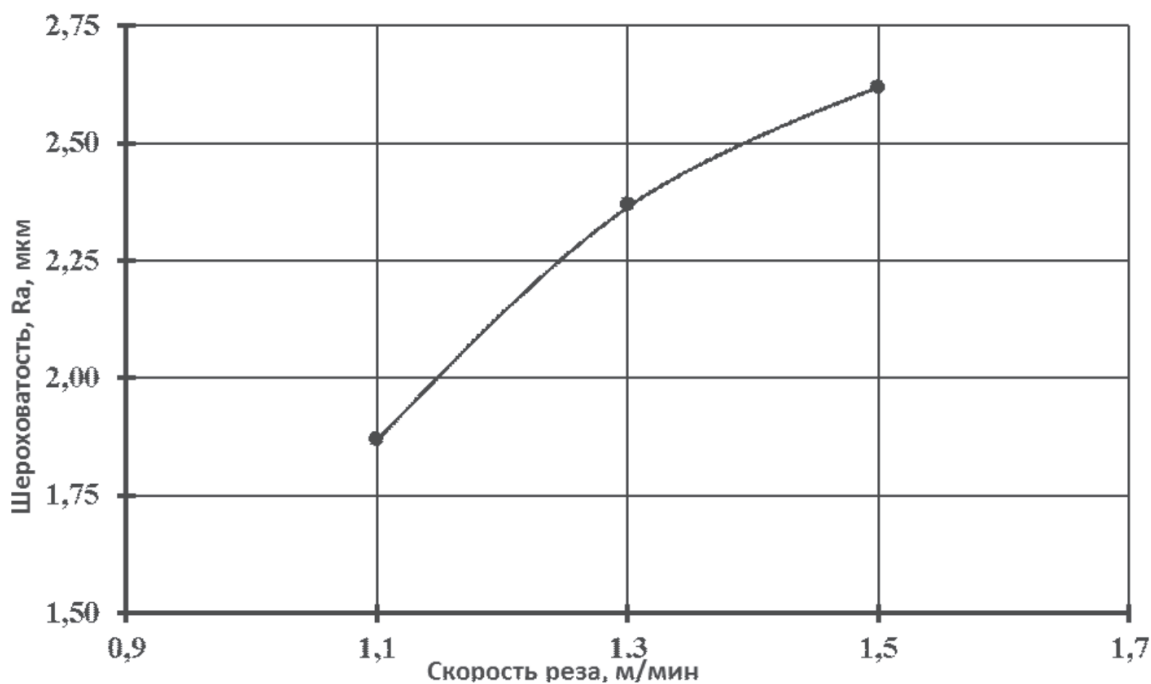


Рис. 11. Влияние скорости обработки на шероховатость поверхности реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» при раскросе со стороны стали Ст3 по схеме Ni-Focus с $I = 45$ А для легированных сталей

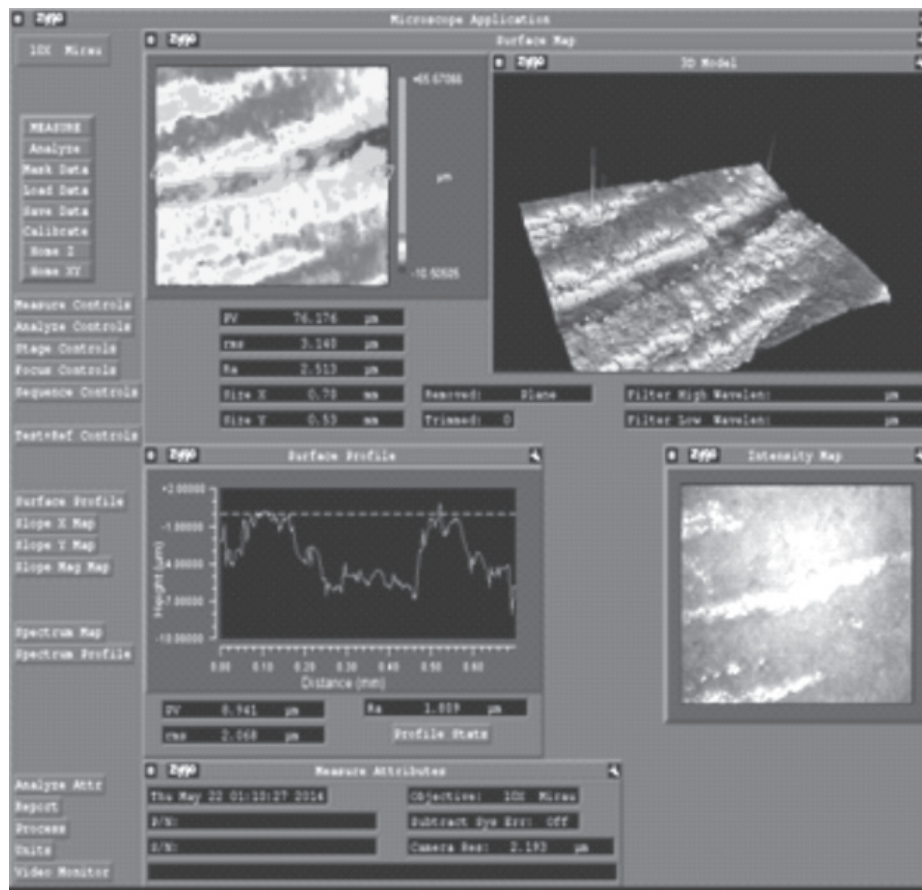


Рис. 12. Топография реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т»; схема Ni – Focus ($I = 45$ А, $V = 1,3$ м/мин); рез со стороны стали Ст3

($V = 1,3$ м/мин) – для схемы обработки легированных сталей. При этом токовый режим для обеих схем сопоставим и равнялся 50 А и 45 А соответственно. Возможность обработки конструкционных углеродистых сталей на повышенных скоростях и характеризует технологическую схему Ni–Focus^{plus}. Следует иметь в виду, что данная схема пригодна только для раскроя углеродистых сталей, когда формирование реза осуществляется одновременно по двум механизмам – расплавление материала за счет передачи ему энергии от столба плазменной дуги и интенсивного окисления железа в зоне реза с последующим удалением оксида струей кислорода. Для реализации схемы Ni–Focus^{plus} для обработки данного класса сталей в качестве плазмообразующего газа используется кислород, а завихряющего – кислородо-азотная смесь при повышенных давлениях и расходах (по сравнению со схемой Ni–Focus), обеспечивающих достаточные по динамике газовые потоки для удаления увеличенных объемов расплавленного металла из зоны реза [12, рис. 4].

Изучение технологической схемы Ni – Focus^{plus} по раскрою биметаллической композиции проводилось по принятой в исследованиях схеме: рез осуществлялся как со стороны нержавеющей, так и углеродистой составляющих.

Внешний вид поперечного сечения реза для различных скоростей обработки исследуемой биметаллической композиции показан на рис. 13. Рез производился с использованием технологической схемы Ni–Focus^{plus} со стороны нержавеющей составляющей.

На рис. 14 представлена зависимость отклонения реза от перпендикулярности от скорости обработки с оценкой точности как на отдельных участках биметаллического соединения, так и усреднено по всему резу.

Исследование точности формообразования реза показывает, что в области низких скоростей реза формируется обратный конус с расширением реза к низу, что связано с излишним перегревом материала на низких скоростях и наличием окислительных реакций на участке углеродистой стали. Повышение скорости обработки до

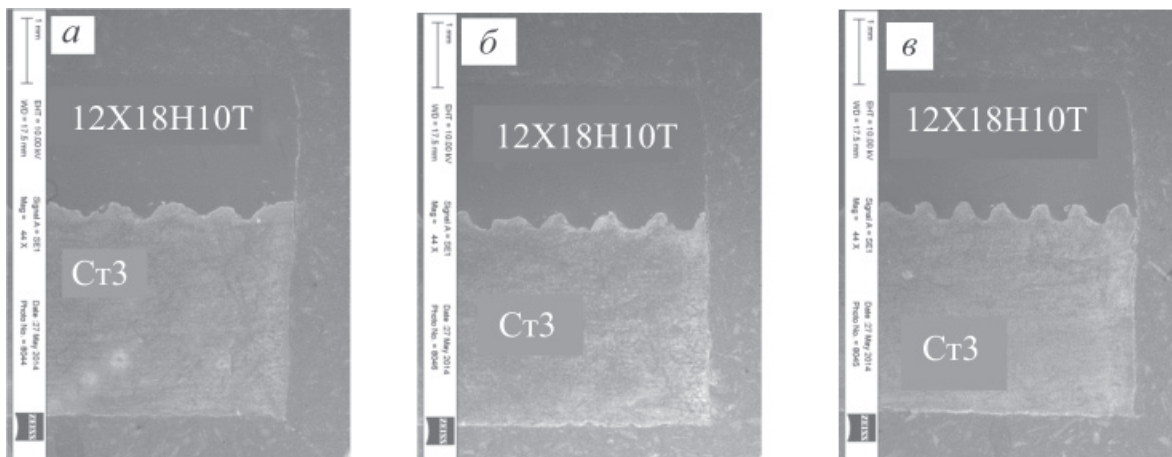


Рис. 13. Геометрия реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» при раскрое со стороны стали 12Х18Н10Т по технологической схеме Ni-Focus^{plus} с $I = 50$ А для конструкционных углеродистых сталей:

$a - V = 1,5$ м/мин; $б - V = 1,75$ м/мин; $в - V = 2,0$ м/мин

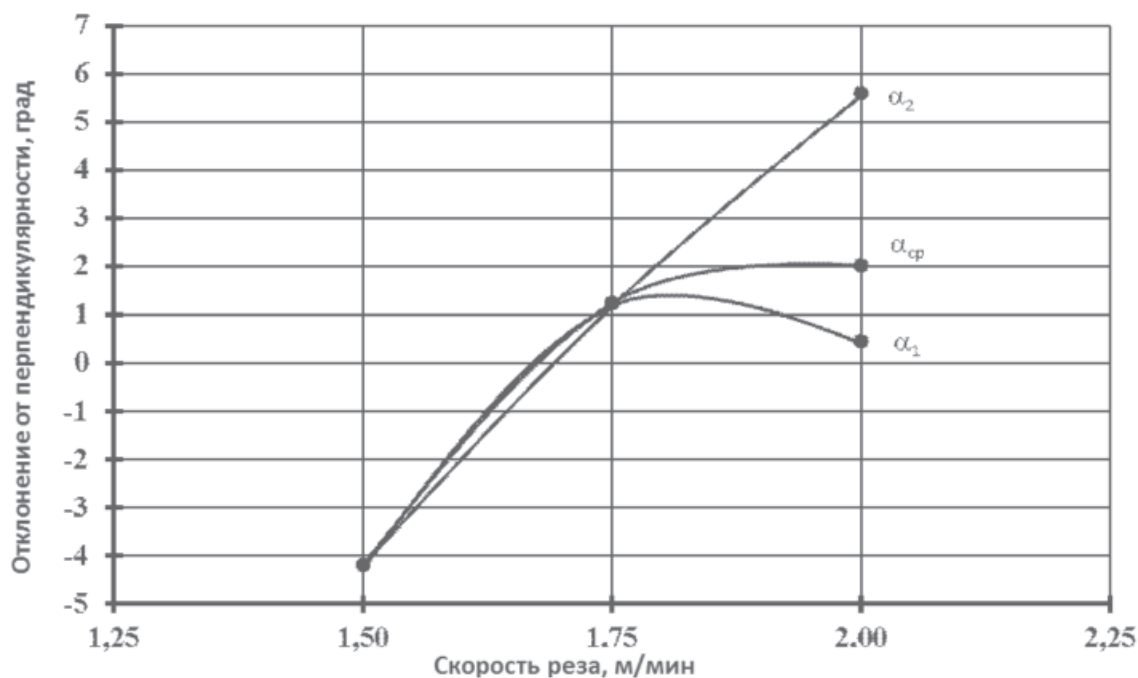


Рис. 14. Влияние скорости реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» на точность реза при раскрое со стороны стали 12Х18Н10Т по технологической схеме Ni-Focus^{plus} с $I = 50$ А для углеродистых сталей:

α_1 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь Ст3»; α_2 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь 12Х18Н10Т»; α_{cp} – среднее отклонение реза от перпендикулярности биметалла

средних значений ($V = 1,75$ м/мин) исключает излишний расплав в нижней части биметалла, что обеспечивает повышение точности реза. Дальнейшее увеличение скорости вплоть до 2,0 м/мин приводит к значительному отклонению реза от перпендикулярности в верхней части образца на участке нержавеющей стали.

Анализ морфологии поверхности реза (рис. 15) позволил выявить следы стоков расплава нержавеющей стали на нижнем участке углеродистой стали. Это можно объяснить повышенной вязкостью расплава нержавеющей стали вследствие образования оксидов и нитридов ее легирующих элементов за счет наличия в составах плазмо-

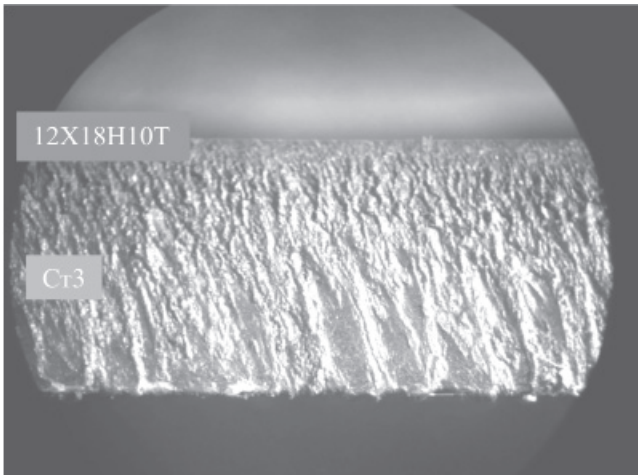


Рис. 15. Морфология поверхности реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12X18H10Т» при раскросе со стороны стали 12X18H10Т по технологической схеме Ni-Focus^{plus} для углеродистых сталей

образующего газа кислорода, а завихряющего – азота. Расплав с верхнего участка, попадая на стальную составляющую, обладающую большей теплопроводностью, охлаждается, тем самым еще повышает свою вязкость. В результате этого имеющих место газовых потоков оказывается недостаточно для эффективного (полного) удаления расплава из канала реза, что приводит к формированию на его поверхности чередующихся гребней и бороздок, характерных для традиционных технологий плазменной резки.

Реализация схемы Ni – Focus^{plus} для раскроя биметаллической композиции со стороны составляющей «сталь Ст3» в установленном диапазоне скоростей позволило выявить особенности в обеспечении точности реза (рис. 16, 17).



Рис. 16. Геометрия реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12X18H10Т» при раскросе со стороны стали Ст3 по технологической схеме Ni – Focus^{plus} для углеродистых сталей:

$a - V = 1,5$ м/мин; $б - V = 1,75$ м/мин; $в - V = 2,0$ м/мин

Повышение скорости обработки ухудшает показатель точности реза как на участке отдельных составляющих биметалла, так и композиции в целом. Если на скорости $V = 1,5$ м/мин точность реза максимальна, то повышение скорости реза до 2 м/мин приводит к резкому ее ухудшению. Это, вероятно, связано с тем, что при повышении скорости обработки происходит смещение анодного пятна вверх по каналу реза и в нижней его части мощность факела значительно ниже, чем на участках столба и анодного пятна [15]. Это приводит к более интенсивному расплавлению

в верхней части композиции и меньшему на участке нержавеющей стали. Более интенсивное расплавление на участке «сталь Ст3» также обеспечивается действием механизма кислородной резки.

Следует отметить, что раскрой биметаллической композиции по исследуемой схеме при резке с любой стороны не сопровождается образованием грата на нижней кромке реза.

Исследование качества поверхности реза также показало на низкое значение шероховатости и хорошую топографию (рис. 18, 19).

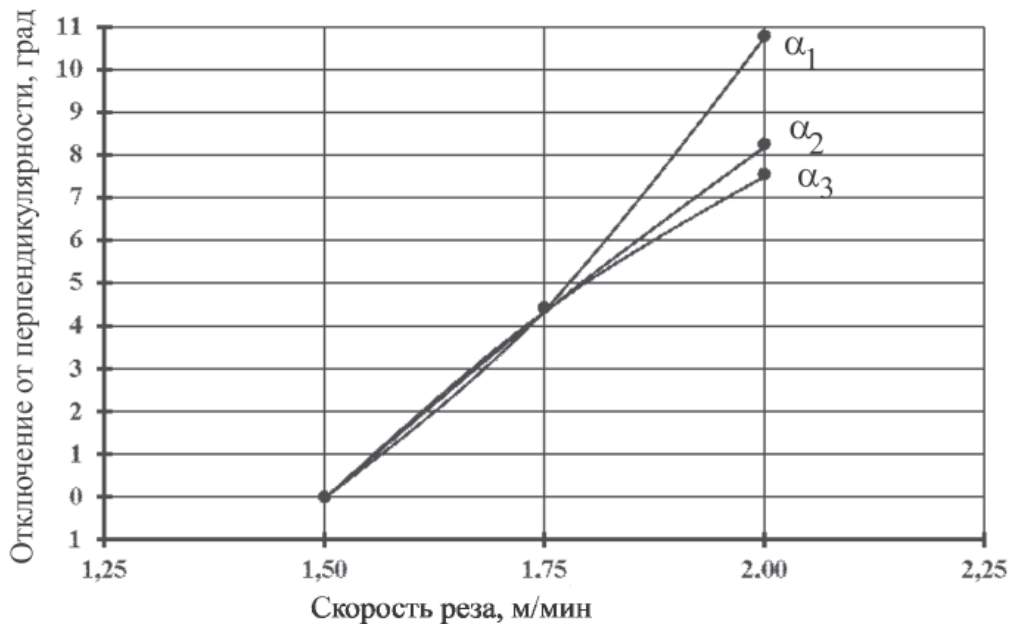


Рис. 17. Влияние скорости реза композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» на точность реза при раскрое со стороны стали Ст3 по технологической схеме Hi-Focus^{plus} с $I = 50$ А для углеродистых сталей:

α_1 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь Ст3»; α_2 – отклонение от перпендикулярности реза на участке «сталь 12Х18Н10Т»; α_{cp} – среднее отклонение реза от перпендикулярности биметалла

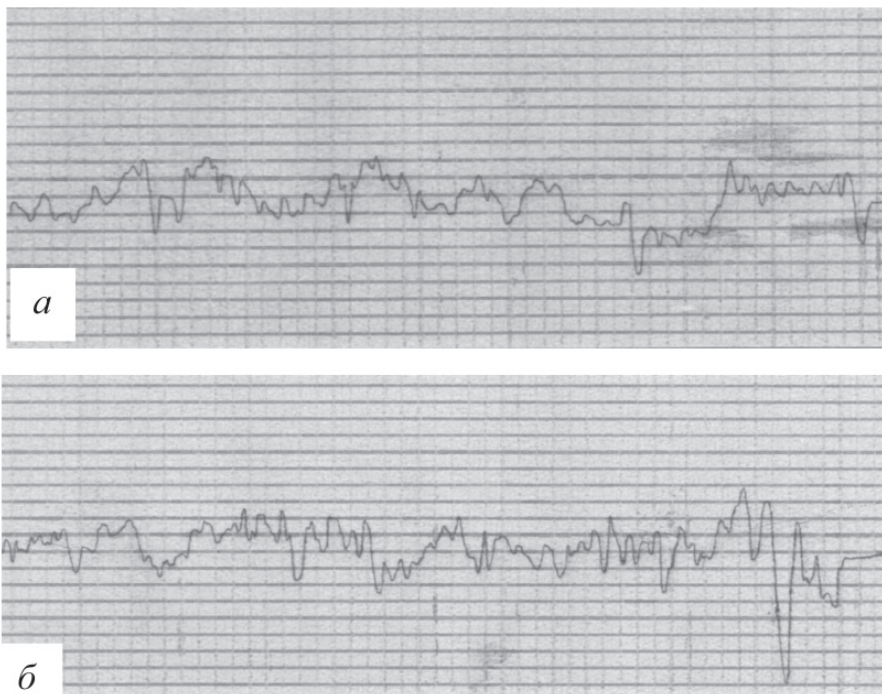


Рис. 18. Профилограмма поверхности реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т»; технологическая схема Hi – Focus^{plus} ($I = 50$ А, $V = 1,75$ м/мин); рез со стороны стали 12Х18Н10Т; В.У. = 2000; Г.У. = 50:

a – на участке стали Ст3; *б* – на участке стали 12Х18Н10Т

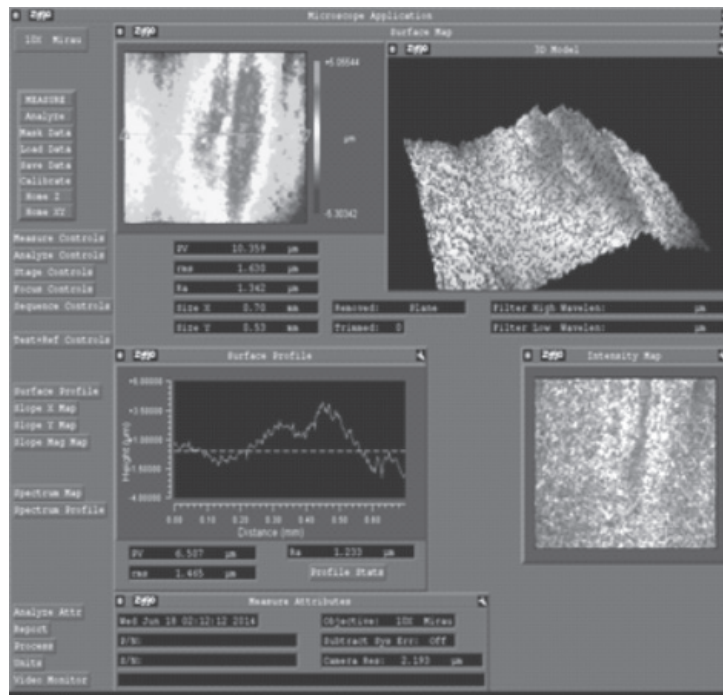


Рис. 19. Топография поверхности реза биметаллической композиции «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т»; технологическая схема Ni – Focus^{plus} ($I = 50$ А, $V = 1,75$ м/мин); рез со стороны стали 12Х18Н10Т

Выводы

При выборе из существующего ряда возможных технологических схем плазменного раскроя биметаллического соединения «сталь Ст3 + сталь 12Х18Н10Т» следует ориентироваться на схемы с минимальным токовым режимом для обработки соответствующей толщины пакета. Так, для раскроя исследуемой биметаллической композиции толщиной 5 мм возможно назначить технологические схемы Ni – Focus^{plus} на токовом режиме 50 А, рекомендуемую для обработки углеродистых сталей, и Ni – Focus на токовом режиме 45 А – для обработки легированных сталей.

Экспериментально установлено, что при раскрое биметаллического пакета со стороны стали 12Х18Н10Т на режимах обработки легированных сталей минимальное отклонение реза от перпендикулярности отмечено на скорости обработки $V = 1,2$ м/мин. Увеличение скорости приводит к ухудшению точности реза и в большей степени на участке легированной стали. Наименьшая шероховатость ($R_a = 5,78$ мкм) поверхности реза и незначительное гратообразование также имеет место при обработке на скорости $V = 1,2$ м/мин. Снижение скорости приводит

к перегреву расплава в канале реза, его расширению и ухудшению точности.

Использование данной технологической схемы при раскрое биметаллической композиции со стороны стали Ст3 приводит к изменению геометрии реза. Выявлено, что во всем исследованном диапазоне скоростей наблюдается расширение канала реза к низу. При этом наблюдается высокое качество поверхности реза ($R_a = 1,8 - 2,6$ мкм) при минимальном количестве грата на нижней кромке.

Применение технологической схемы Ni–Focus^{plus}, предназначенной для раскроя углеродистых сталей, при обработке биметаллической композиции со стороны стали 12Х18Н10Т позволило обеспечить высокую точность реза на скоростях 1,6...1,75 м/мин. При этом на поверхности реза наблюдается осаждение элементов расплава легированной стали в верхней части реза и следы его стоков на участке стали Ст3. Это явление не обеспечивает хорошей микрогеометрии поверхности реза.

Раскроем биметаллической композиции со стороны стали Ст3 по технологической схеме Ni–Focus^{plus} на скорости $V = 1,5$ м/мин обеспечивает максимальную точность реза. Высокое качество поверхности реза ($R_a = 1,2...1,6$ мкм)

и отсутствие грата наблюдается во всем исследованном диапазоне скоростей.

Таким образом, наиболее приемлемым вариантом обработки композиции «сталь Ст3 + сталь 12X18H10T» является раскрой с использованием технологической схемы Ni – Focus^{plus}, предназначенной для обработки углеродистых сталей. Раскрой композиции следует производить со стороны стали Ст3, что обеспечивает максимальную точность реза, минимальную шероховатость его поверхности, отсутствие грата при высокой производительности обработки.

Список литературы

1. *Дерибас А.А.* Физика упрочнения и сварки взрывом / отв. ред. С.С. Григорян. – 2-е изд., доп. и перераб. – Новосибирск: Наука, 1980. – 222 с.
2. *Захаренко И.Д.* Сварка металлов взрывом / АН БССР, Витеб. отд-ние Ин-та физики твердого тела и полупроводников. – Минск: Навука і тэхніка, 1990. – 205 с.
3. Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. тр. – Волгоград: ВолгГТУ, 2000. – 128 с.
4. *Злобин Б.С.* Сварка взрывом стали с алюминием // Физика горения и взрыва. – 2002. – Т. 38, № 3. – С. 137–140.
5. *Суханов Д.А.* Повышение конструктивной прочности сталей формированием тонкодисперсной слоистой структуры: дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2002. – 198 с.
6. Handbuch zum Thema Plasmaschneiden [eine elektronische Ressource] / Werkstatt Ausrüstung Leitner Josef. – Salzweg, 2002. – 66 s. – Zugriffsmodus: http://www.wal-austria.at/pdf/wissenswertes/handbuch_plasmaschneiden.pdf. – Der Titel Bildschirm.
7. *Ширшов И.Г., Котиков В.Н.* Плазменная резка. – Л.: Машиностроение, 1987. – 192 с.
8. *Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрлов А.И.* Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца. – 2-е изд. стер. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 664 с.
9. *Локтионов А.А., Захаров В.В.* Тонкоструйная плазменная резка как эффективная технология в заготовительном производстве // Наука. Технологии. Инновации: материалы Всерос. науч. конф. молодых ученых, 2–4 дек. 2011 г.: в 6 ч. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2011. – Ч. 2. – С. 29–30.
10. *Рахимьянов Х.М., Локтионов А.А.* Влияние технологий тонкоструйной плазменной резки на формирование шероховатости поверхности реза // Современные проблемы машиностроения: сб. науч. тр. 7 Междунар. науч.-техн. конф., Томск, 11–13 нояб. 2013 г. – Томск: Изд-во ТПУ, 2013. – С. 349–353.
11. *Рахимьянов Х.М., Локтионов А.А.* Анализ погрешностей формообразования при тонкоструйной плазменной резке металлических материалов // Современные проблемы в технологии машиностроения: Всерос. науч.-практ. конф., посвящ. 100-летию со дня рождения проф. Муханова И.И.: сб. тр. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2009. – С. 151–153.
12. *Рахимьянов А.Х.* Выбор технологических схем и оптимизация режимов тонкоструйной плазменной резки конструкционных сталей // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2014. – № 2 (63). – С. 46–55.
13. *Рахимьянов А.Х., Рахимьянов К.Х., Шопф С.В.* Исследование обрабатываемости стали Ст3 методом тонкоструйной плазменной резки // Ползуновский альманах. – 2012. – № 1. – С. 121–124.
14. Исследование обрабатываемости стали 12X18H10T методом тонкоструйной плазменной резки / Х.М. Рахимьянов, К.Х. Рахимьянов, А.Х. Рахимьянов, С.В. Шопф, В.В. Захаров // Инновации в машиностроении: тр. 4 междунар. науч.-практ. конф., Новосибирск, 2–4 окт. 2013 г. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2013. – С. 38–44.
15. *Полевой Г.В., Сухинин Г.К.* Газопламенная обработка металлов: учебник для сред. проф. образования. – М.: Академия, 2005. – 336 с. – ISBN 5-7695-1604-6.

OBRAVOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 51–67

Technological features of the bimetallic joints «steel Ст3 + steel 12X18H10T» layout by high-precision plasma cutting

Rakhimyanov A.Kh., Engineer, e-mail: centerfht@mail.ru

Rakhimyanov Kh.M., D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: kharis51@mail.ru

Krasilnikov B.A., Ph.D. (Engineering), Professor, e-mail: _167bak@ngs.ru

Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

Abstract

The prospects of using high-precision plasma cutting of the layered compositions “steel Cr3 + steel 12X18H10T” received by explosion welding are identified. The rationale for the selection of technological schemes to optimize the mode parameters for accuracy, cut quality and burr formation is given. The inadvisability of using technological scheme Hi-FocusF, realizable at a maximum current mode (130 A) as not providing sufficient quality cut is demonstrated experimentally. The scheme of experiments to optimize the processing, which suggests of using the technological scheme Hi-Focus^{plus}, recommended for carbon steel cutting, and scheme Hi-Focus for alloyed steels when cutting both the steel component and alloy is proposed. Peculiarities of cut geometry formation when cutting steel 12X18H10T side by technological scheme Hi-Focus with current mode $I = 45$ A for alloyed steels in processing speed range of 1,1 to 1,5 m / min are identified. The optimal value of the speed $V = 1,2$ m / min, providing optimum cutting quality with minimum burr are identified. Start cutting from the carbon steel side leads to the change in the character of the cut geometry. The presence of 3 specific areas in the cross section of cut is observed and quantitative estimation of the accuracy when the processing speed changed is given.

Using technological scheme Hi-Focus^{plus} for cutting bimetallic composition allows to determine the optimal values of the processing speed ($V = 1,7$ m / min) during cutting steel Cr 3 ensure minimal deviation from perpendicularity of the cut. It is noted that using the technological scheme Hi-Focus^{plus} for bimetallic composition cutting on both side is not accompanied by burr forming on the bottom edge of the cut.

The study of the cut surface quality showed of the low surface roughness ($Ra = 1,2 - 1,6$ mm) and its good topography.

Keywords:

high-precision plasma cutting, bimetallic connections, accuracy and cutting quality, technological schemes, carbon and alloyed steels.

References

1. Deribas A.A., Grigoryan S.S. *Fizika uprochneniya i svarki vzryvom*. 2-e izd. [Physics of hardening and explosion welding]. 2nd ed. Novosibirsk, Nauka Publ., 1980. 221 p.
2. Zakharenko I.D. *Svarka metallov vzryvom* [Metal welding explosion]. Minsk, Navuka i tjehnika Publ., 1990. 205 p.
3. *Svarka vzryvom i svoistva svarnykh soedinenii. Mezhevuzovskii sbornik nauchnykh trudov*. [Explosion welding and properties of welded joints. Interuniversity collection teach works]. Volgograd, VolgGTU Publ., 2000. 128 p.
4. Zlobin B.S. Svarka vzryvom stali s alyuminiem [Explosion Welding of Steel with Aluminum]. *Fizika goreniya i vzryva – Combustion, Explosion, and Shock Wave*, 2002, vol. 38, no. 3, pp. 137-140 (in Russian).
5. Sukhanov D.A. *Povyshenie konstruktivnoi prochnosti staley formirovaniem tonkodispersnoi sloistoi struktury*. Diss. kand. tekhn. nauk [Increase the structural strength steels forming fine layered structure. Dr. tech. sci. diss.]. Novosibirsk, 2002. 198 p.
6. Handbuch zum Thema Plasmaschneiden [eine elektronische Ressource]. Werkstatt Ausrüstung Leitner Josef. Salzweg, 2002. 66 s. Zugriffsmodus: http://www.wal-austria.at/pdf/wissenswertes/handbuch_plasmaschneiden.pdf. Der Titel Bildschirm.
7. Shirshov I.G., Kotikov V.N. *Plazmennaya rezka* [Plasma cutting]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1987. 192 p.
8. Grigor'yants A.G., Shiganov I.N., Misyurov A.I. *Tekhnologicheskie protsessy lazerno obrabotki* [Technological processes of laser machining]. 2nd ed. Moscow, BMSTU Publ., 2008. 664 p.
9. Loktionov A.A., Zakharov V.V. [Trickle plasma cutting as an effective technology in the blank production]. *Nauka. Tekhnologii. Innovatsii: Materialy Vserossiiskoi nauchnoi konferentsii molodykh uchenykh, 2-4 dekabria 2011 g. v 6 chastyakh* [Proceedings of All-Russian scientific conference of young scientists “Science. Technologies. Innovations”, 2-4 December 2011 in 6 parts]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2011, pt. 2, pp. 29-30 (in Russian).
10. Rakhimianov Kh.M., Loktionov A.A. [Impact of technology trickle plasma cutting on the formation of the surface roughness of the cut]. *Sbornik nauchnykh trudov 7 Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii “Sovremennye problemy mashinostroeniia”* [Collection of Scientific Papers 7th International Scientific-Technical Conference “Modern Problems of Engineering”, Tomsk, 11-13 November 2013]. Tomsk, TPU Publ., 2013, pp. 349-353 (in Russian).
11. Rakhimianov Kh.M., Loktionov A.A. [Analysis of errors in forming trickle plasma cutting metal materials]. *Sbornik trudov Vserossiiskaia nauchno-prakticheskaiia konferentsiia “Sovremennye problemy v tekhnologii mashinostroeniia”, posviashchennaia 100-letiiu so dnia rozhdeniia professora Mukhanova I.I.* [Proceedings of

the International Scientific and Practical Conference “Modern Problems in Mechanical Engineering Technology”, dedicated to the 100th anniversary of the birth of Professor I.I. Mukhanova]. Novosibirsk, 2009, pp. 151-153 (in Russian).

12. Rakhimyanov A.Kh. Vybora tekhnologicheskikh skhem i optimizatsiya rezhimov tonkostruinoi plazmennoi rezki konstruktsionnykh stali [Selection of technological schemes and high-precision plasma cutting mode optimization for structural steels]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2014, no. 2 (63), pp. 46-55.

13. Rakhimyanov A.Kh., Rakhimyanov K.Kh., Shopf S.V. Issledovanie obrabatyvaemosti stali St3 metodom tonkostruinoi plazmennoi rezki [Study workability of the steel St3 trickle method for plasma cutting]. *Polzunovskii al'manakh – Polzunov Almanac*, 2012, no. 1, pp.121-124.

14. Rakhimyanov Kh.M., Rakhimyanov K.Kh., Rakhimyanov A.Kh., Shopf S.V., Zakharov V.V. [Study workability of the steel 12X18H10T trickle method for plasma cutting]. *Trudy 4 mezhdunarodnoi nauchno-prakticheskoi konferentsii “Innovatsii v mashinostroenii”* [Proceedings of the 4th International Scientific and Practical Conference “Innovations in Machine building”]. Novosibirsk, NSTU Publ., 2013, pp. 38-44 (in Russian).

15. Polevoi G.V., Sukhinin G.K. *Gazoplammennaya obrabotka metallov* [Flame machining metals]. Moscow, Academia Publ., 2005. 336 p. ISBN 5-7695-1604-6.

Funding

The work was financially supported by the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (The public contract no. 2014/138, project no. 257).

Received 1 July 2014

Revised 4 August 2014

Accepted 7 August 2014

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОАЛМАЗНОГО ШЛИФОВАНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ВЕЛИЧИНУ РАСТВОРЕННОГО СЛОЯ*

*О.И. МЕДВЕДЕВА, ст. преподаватель
А.С. ЯНЮШКИН, доктор техн. наук, профессор
В.Ю. ПОПОВ, канд. техн. наук, доцент
(БрГУ, г. Братск)*

Поступила 23 июля 2014

Рецензирование 21 августа 2014

Принята к печати 29 августа 2014

Попов В.Ю. – 665709, г. Братск, ул. Макаренко, 40,
Братский государственный университет,
e-mail: berkutoff@rambler.ru

Проведены исследования параметров комбинированного электроалмазного шлифования твердых сплавов – перспективного метода обработки, позволяющего повысить качество и стойкость металлорежущего инструмента. Известно, что точность его формообразования, оптимальные механическая и электрохимическая скорость съема обрабатываемого материала, обеспечение условий самозатачивания шлифовального круга зависят от правильно заданных параметров технологических режимов обработки. В статье приведены результаты математических расчетов по влиянию параметров на величину растворенного поверхностного слоя, а также выхода твердых сплавов по току. В рассматриваемом процессе комбинированного электроалмазного шлифования определены качественные и количественные характеристики зависимости величины растворенного слоя сплава от механических и электрических параметров шлифования: глубины шлифования и плотности анодного тока. Представлены их аналитические зависимости.

Ключевые слова: комбинированная электроалмазная обработка, твердый сплав, плотность анодного тока, растворенный поверхностный слой.

Введение

В связи с возрастающей потребностью в использовании твердых сплавов и других труднообрабатываемых материалов, необходимы новые эффективные технологии их обработки или модернизация и оптимизация уже используемых методов в металлообрабатывающей отрасли. При затачивании изделий из твердых сплавов и быстрорежущих сталей наилучшие результаты достигаются путем использования шлифовальных кругов на металлических связках [1–3]. Существенным препятствием для их использования является их быстрое засаливание. Как

следствие, это сказывается на качестве обработки. Для исключения потери работоспособности алмазного круга используются специальные способы шлифования [4–8].

Электрохимические методы обработки металлов основаны на принципе локального растворения анода – обрабатываемого инструмента в проточном электролите. Процессы электрохимико-механической обработки металлов и сплавов основаны на принципе комбинированного снятия поверхностного слоя путем анодного растворения и механического разрушения металлической поверхности [9–12]. При этом на

* Работа выполнена в рамках государственного задания. Регистрационный номер НИР: 7.2117.2011.

Характеристики твердых сплавов

Характеристики	Сплав			
	ВК3	T15K6	TM3	TN20
ε_m , г/А·мин	0,015	0,012	0,0075	0,0073
ρ , г/см ³	15	11	5,9	5,7

поверхности обрабатываемого материала, вследствие воздействия алмазных зерен при упругопластических деформациях, образуются различные структурные дефекты. Однако при избирательном растворении различных фаз твердых сплавов шлифование осуществляется в условиях пониженного сопротивления пластическим деформациям.

Для достижения качественных показателей обработки необходимо обеспечить режимы обработки, при которых дефектный слой, образующийся в результате механического и электрохимического взаимодействия, останется минимальным или удалится полностью.

На аноде обрабатываемой детали кроме реакций анодного растворения металла при воздействии электрического тока могут происходить образование оксидов, выделение кислорода и других газов, а на катоде – выделение водорода и осаждение катионов из раствора электролита. Все эти факторы снижают долю анодного растворения. Поэтому все соотношения с использованием расчетов электрохимических параметров [13–15] должны быть скорректированы посредством коэффициента выхода по току.

Вследствие этого целью данной работы является повышение эффективности электроалмазной обработки твердых сплавов путем установления зависимости между количеством снятого материала механическим резанием и величиной слоя, растравливаемого электролитическими процессами. Достижение поставленной цели позволит не только решить проблему появления дефектов на обработанной поверхности, но и минимизировать экономические затраты на обработку машиностроительной продукции.

1. Материалы и методы исследования

Исследования проводились на операции плоского шлифования периферией круга на универсальных шлифовально-заточных станках моделей 3Д642Е и 3Е642Е, модернизированных под комбинированную электроалмазную обработку. В опытах применялись алмазные чашечные круги на металлических связках: АСВ 80/63 М1 100 %, АСВ 125/100 М1 100 %. Материал образцов – твердые сплавы марок ВК3, Т15К6, ТМ3, ТН20. В табл. 1 приведены значения электрохимиче-

ских эквивалентов и плотностей исследуемых сплавов [3, 15].

Выход материала по току η определялся как степень отклонения массы фактически прореагировавшего на электроде вещества ($m_{\text{практ}}$) к теоретически рассчитанной по закону Фарадея

$$(m_{\text{теор}}), \eta = \frac{m_{\text{практ}}}{m_{\text{теор}}}.$$

Так же определялся выход по току как отношения массового съема (скорость съема вещества) Q_m эксп (экспериментально найденного) к теоретическому Q_m теор, установленному [15]:

$$\eta = \frac{Q_m \text{ эксп}}{Q_m \text{ теор}}. \quad (1)$$

Согласно закону Фарадея масса металла, выделившегося в результате электрохимического растворения с единицы поверхности, определяется

$$m_{\text{теор}} = \varepsilon_m IT, \quad (2)$$

где ε_m – весовой электрохимический эквивалент, г/А·мин; I – сила тока, А; T – время анодного растворения.

Разделив это выражение на время растворения, умножив и разделив на значение площади анода, получим

$$\frac{m_{\text{теор}}}{T} = \frac{\varepsilon_m IT}{Ts_A} s_A. \quad (3)$$

С учетом (2) и (3) получено выражение для определения массового съема:

$$Q_m \text{ теор} = \varepsilon_m i_{\text{тр}} s_A, \quad (4)$$

где ε_m – весовой электрохимический эквивалент, г/А·мин; $i_{\text{тр}}$ – плотность тока травления, А/см²; s_A – площадь анода, см².

Для твердых сплавов были получены значения массового съема материала с единицы поверхности, рассчитанных теоретически Q_m теор (г/мин)

по формуле (4). Для этих же сплавов экспериментальным путем получены значения массового съема $Q_{m \text{ эксп}}$ (г/мин) [15].

2. Результаты исследований и их обсуждение

В соответствии с полученными данными по формуле (1) определены значения выхода по току для твердых сплавов при различных значениях плотности анодного тока $i_{\text{тр}}$. В табл. 2 приведены результаты расчетов.

Значения выхода по току твердых сплавов

Сплав	$i_{\text{тр}}$, А/см ²	$Q_{m \text{ теор}}$, г/мин	$Q_{m \text{ эксп}}$, г/мин	η
ВКЗ	10	0,5	0,3	0,60
	20	1,0	0,6	0,62
	30	1,5	0,9	0,60
	40	2,0	0,1	0,50
	60	3,0	1,4	0,47
Т15К6	10	1,4	0,9	0,56
	20	2,8	1,6	0,57
	30	4,1	2,2	0,53
	40	5,6	2,5	0,44
	60	8,4	2,7	0,32
ТМЗ	10	0,7	0,4	0,57
	20	1,4	1,2	0,85
	30	2,1	2,0	0,95
	40	2,8	2,3	0,82
	60	4,2	3,0	0,71
ТН20	10	0,7	0,5	0,74
	20	1,4	1,1	0,78
	30	2,1	1,4	0,67
	40	2,8	1,6	0,57
	60	4,2	2,1	0,5

Полученные данные свидетельствуют о том, что с увеличением плотности анодного тока выход по току увеличивается, однако затем уменьшается. Это объясняется тем, что в электрохимической ячейке высокая скорость растворения материала приводит к тому, что действительная концентрация электролита изменяется. Раствор становится насыщенным ионами твердого сплава, при этом изменяется его поверхностный слой. Структура содержит в себе карбиды твердых металлов и металлическую связку. Растворение металла приводит к насыщению обрабатываемой поверхности карбидами, что уменьшает способность материала к электрохимическому растворению [5, 15].

В целях увеличения анодного съема металла необходимо повышать плотность тока до определенного значения. Чрезмерное растворение связки приводит к разупрочнению более глубоких слоев твердого сплава, что негативно сказывается на качестве обработанной шлифованием заготовки. Параметром, характеризующим количественные показатели электрохимической обработки при выполнении требований, предъявляемых к качеству обработанной поверхности, является величина растворенного вещества – металла или твердого сплава.

Таблица 2 Количество анодно-растворенного материала можно оценить величиной растворенного слоя, снятого с единицы поверхности [1]:

$$h = \varepsilon_h \eta \int_0^{\tau} i_A d\tau, \quad (5)$$

где h – величина растворенного слоя материала, мм; η – выход материала по току; S_A – площадь анода, см²; ε_h – линейный электрохимический эквивалент, мм/А·мин; $i_{\text{тр}}$ – плотность тока травления, А/см²; τ – время, мин.

Учитывая, что плотность анодного тока фактически являющейся током травления, не зависит от времени растворения вследствие его малой величины ($T = 10^{-5} - 10^{-6}$ с) и $T = \int_0^{\tau} d\tau$,

величина растворенного слоя, снятого с поверхности заготовки площадью S_A , определена по формуле

$$h = \varepsilon_h \eta T S_A i_{\text{тр}}, \quad (6)$$

где T – время, затраченное на растворение, мин.

Для определения h используется соотношение, связывающее линейный и весовой электрохимический эквиваленты:

$$\varepsilon_h = \frac{\varepsilon_m \cdot 10}{\rho S_A}, \quad (7)$$

где ε_m – весовой электрохимический эквивалент, г/А·мин; ρ – плотность материала, г/см³.



С учетом (7) формула (6) принимает вид

$$h = \frac{\eta \epsilon_m i_{\text{тр}} T \cdot 10}{\rho} \tag{8}$$

Время, затраченное на растворение поверхности обрабатываемого материала с учетом глубины шлифования, радиуса круга и скорости вращения круга, определено по формуле (9) [8]

$$T = \frac{l}{60V_{\text{кр}}} = \frac{R}{60V_{\text{кр}}} \arccos \frac{R-t}{R}, \tag{9}$$

где l – длина контактной поверхности, мм; t – глубина шлифования, мм/дв.ход; R – радиус шлифовального круга, мм; $V_{\text{кр}}$ – скорость вращения шлифовального круга, м/с.

Фактически для определения глубины растворенного вещества из (6)–(9) следует:

$$h = \frac{\eta \epsilon_m i_{\text{тр}} R \arccos \frac{R-t}{R}}{\rho V_{\text{кр}} \cdot 6000} \tag{10}$$

Для диапазона чистовой обработки при плоском шлифовании периферией круга радиусом $R = 125$ мм, рекомендуемыми режимами, являются глубина шлифования $t = 0,01 \dots 0,04$ мм/дв.ход; скорость круга $V_{\text{кр}} = 35$ м/с [2, 8].

Для различных режимов шлифования получены результаты величины растворенного слоя обрабатываемой поверхности твердых сплавов. Результаты расчетов представлены в табл. 3.

Наглядно зависимость величины растворенного слоя сплавов от глубины шлифования показана на диаграммах рис. 1–4.

Из рис. 1–4 следует, что сплавы Т15К6 и ВК3 имеют сходные значения величины растворенного слоя. Это связано с тем, что оба сплава имеют одинаковую кобальтовую связку. Сплав ТМ3 лучше всего поддается электрохимическому растворению благодаря большому содержанию никелевой связки, имеющей высокий электрохимический эквивалент.

Величина растворенного слоя существенно зависит от глубины шлифования t . С увеличением t согласно формуле (8) увеличивается время электрохимического воздействия на единицу поверхности. Необходимо отметить, что $h = h(t)$ не является линейной зависимостью. Согласно результатам, представленным в табл. 3, увеличение глубины шлифования t в два раза (от 0,01 до 0,02) приводит к увеличению величины растворенного слоя h в 1,2–1,4 раза, а при увеличении t в четыре раза (от 0,01 до 0,04) приводит к увеличению h в 1,7–2 раза.

Площадь контакта, от которой зависит эффективность электроалмазного шлифования, является функцией от глубины шлифования: чем больше ее величина, тем большее количество электрического тока будет использовано на электрохимическое растворение. Это естественным образом отразится на эффективности обработки, на количестве материала, снимаемого с обрабатываемой поверхности.

Таблица 3

Расчеты величины растворенного слоя твердых сплавов при различных режимах электрохимического шлифования

Режимы		Сплав			
		ВК3	Т15К6	ТМ3	ТН20
t , мм/дв.ход	$i_{\text{тр}}$, А/см ²	h , мм			
0,01	10	2,76E-06*	2,81E-06	3,34E-06	4,37E-06
	20	5,71E-06	5,73E-06	9,96E-06	9,20E-06
	30	8,29E-06	7,99E-06	1,67E-05	1,19E-05
	40	9,21E-06	8,85E-06	1,92E-05	1,35E-05
	60	1,30E-05	9,65E-06	2,49E-05	1,77E-05
0,02	10	3,91E-06	3,98E-06	4,72E-06	6,17E-06
	20	8,08E-06	8,1E-06	1,41E-05	1,30E-05
	30	1,17E-05	1,13E-05	2,36E-05	1,68E-05
	40	1,3E-05	1,25E-05	2,72E-05	1,90E-05
	60	1,84E-05	1,36E-05	3,53E-05	2,50E-05
0,03	10	4,79E-06	4,87E-06	5,78E-06	6,17E-06
	20	9,89E-06	9,92E-06	1,72E-05	1,30E-05
	30	1,44E-05	1,38E-05	2,89E-05	1,68E-05
	40	1,6E-05	1,53E-05	3,33E-05	1,90E-05
	60	2,25E-05	1,67E-05	4,32E-05	2,50E-05
0,04	10	5,53E-06	5,63E-06	6,68E-06	8,73E-06
	20	1,14E-05	1,15E-05	1,99E-05	1,84E-05
	30	1,66E-05	1,6E-05	3,34E-05	2,37E-05
	40	1,84E-05	1,77E-05	3,84E-05	2,69E-05
	60	2,6E-05	1,93E-05	4,99E-05	3,54E-05

* Формат записи числа 0,00E-06 соответствует числу $0,00 \cdot 10^{-6}$.

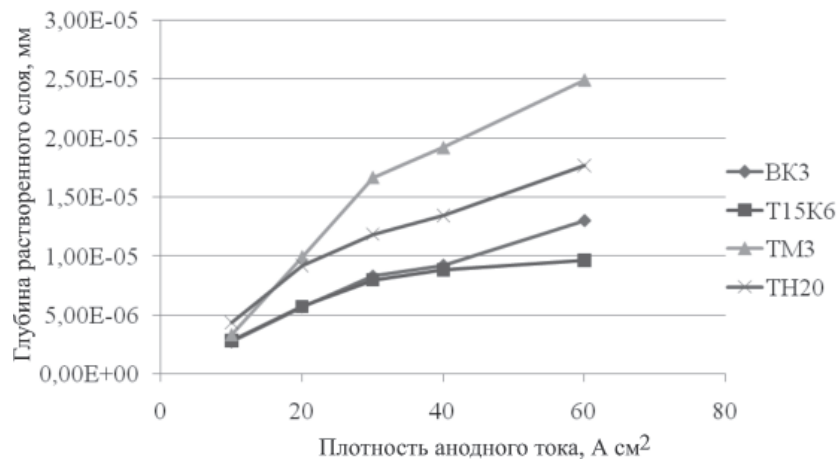


Рис. 1. Зависимость величины растворенного слоя от плотности тока травления:

$$V_{кр} = 35 \text{ м/с}, t = 0,01 \text{ мм/дв.ход}; i_{тр} = 10 - 60 \text{ А/см}^2$$

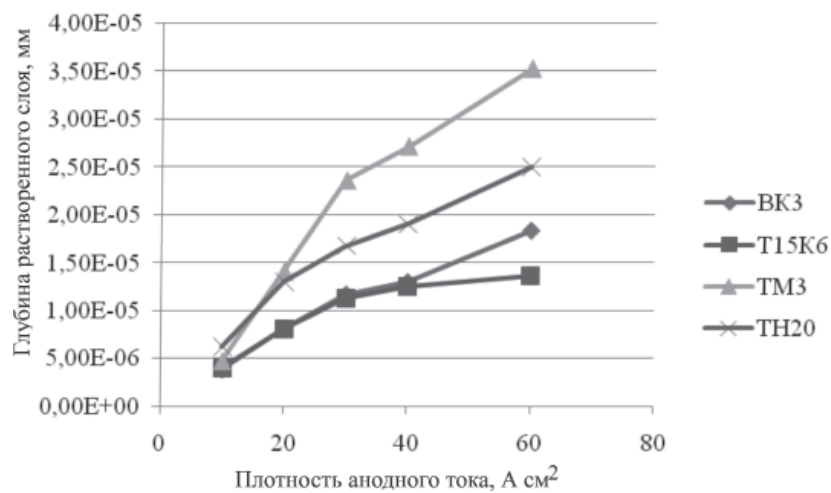


Рис. 2. Зависимость величины растворенного слоя от плотности тока травления:

$$V_{кр} = 35 \text{ м/с}, t = 0,02 \text{ мм/дв.ход}; i_{тр} = 10 - 60 \text{ А/см}^2$$

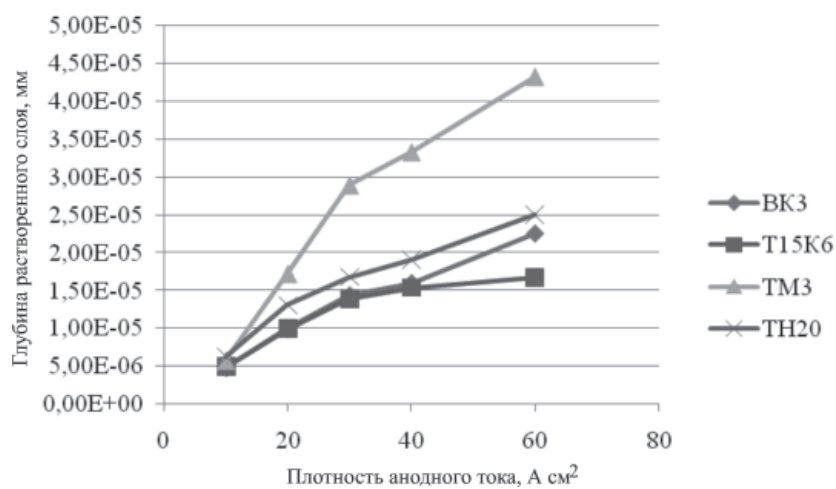


Рис. 3. Зависимость величины растворенного слоя от плотности тока травления:

$$V_{кр} = 35 \text{ м/с}, t = 0,03 \text{ мм/дв.ход}; i_{тр} = 10 - 60 \text{ А/см}^2$$

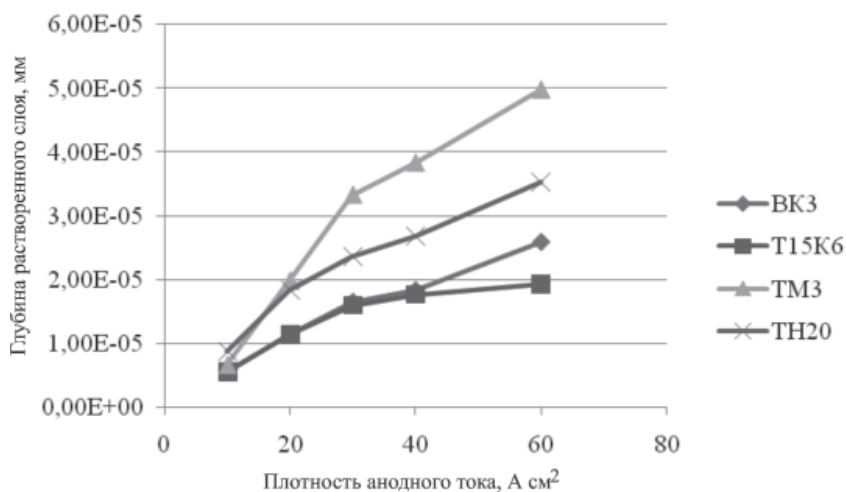


Рис. 4. Зависимость величины растворенного слоя от плотности тока травления:

$$V_{кр} = 35 \text{ м/с}, t = 0,04 \text{ мм/дв.ход}; i_{тр} = 10 - 60 \text{ А/см}^2$$

Выводы

Объем материала, снятого с поверхности в результате комбинированного электроалмазного шлифования, состоит из механически срезанного слоя алмазными зернами и слоя растворенного в электролите. Для определения вклада электрохимического съема в общий объем сошлифованного материала может служить величина растворенного слоя. Точность формообразования, оптимальная механическая и электрохимическая скорость съема материала, обеспечение условий самозатачивания шлифовального круга зависят от правильно заданных параметров технологического режима [12, 15]. Использование комбинированного электроалмазного шлифования позволяет оптимально использовать электрические явления для анодного растворения поверхности обрабатываемого материала путем подбора задаваемых механических параметров. Между величиной растворенного слоя и глубиной шлифования, как показано в работе, установлена тесная связь. Выбор оптимальных режимов комбинированного электроалмазного шлифования позволит решить проблему появления дефектов на обработанной поверхности, а так же минимизировать затраты на обработку деталей.

Список литературы

1. Щербак М.В., Толстая М.А., Анисимов А.П., Постаногов В.Х. Основы теории и практики электрохимической обработки металлов и сплавов. – М.: Машиностроение, 1981 – 263 с.

2. Архипов П.В. Повышение режущих свойств алмазных кругов на металлической связке путем устранения их засаливания: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Томск, 2010. – 20 с.

3. Механизм образования защитных пленок на алмазных кругах с металлической связкой / А.С. Янюшкин, О.И. Медведева, П.В. Архипов, В.Ю. Попов // Системы. Методы. Технологии. – 2010. – № 5. – С. 132–138.

4. Архипов П.В., Потапова Г.Е. Твердосплавные материалы и методы их обработки // Механики XXI века. – 2012. – № 11. – С. 220–222.

5. Лобанов Д.В. Совершенствование технологии затачивания твердосплавного дереворежущего инструмента: дис. ... канд. техн. наук. – Братск, 2005. – 148 с.

6. Кузнецов А.М. Повышение эффективности фрезерования композиционных древесных материалов мелкозернистым твёрдосплавным инструментом: дис. ... канд. техн. наук. – Иркутск, 2009. – 217 с.

7. Рычков Д.А. Совершенствование процесса подготовки режущего инструмента при фрезеровании стеклотекстолита: дис. ... канд. техн. наук. – Иркутск, 2011. – 190 с.

8. Анализ геометрии контактного взаимодействия алмазного круга с обрабатываемой деталью при плоском шлифовании / О.И. Медведева, А.С. Янюшкин, Д.В. Лобанов, П.В. Архипов // Механики XXI века. – 2013. – № 12. – С. 104–106.

9. Носенко В.А. Влияние контактных процессов на износ круга при шлифовании // Инструмент и технологии. – 2004. – № 17-18. – С. 162–167.

10. Шоркин В.С., Фроленкова Л.Ю., Азаров А.С. Учет влияния тройного взаимодействия частиц среды на поверхностные и адгезионные свойства твердых тел // Материаловедение. – 2011. – № 2. – С. 2–7.

11. *Zamashchikov Y.I.* Duality in Metal Cutting: Impact to the Surface Layer Residual Stress // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2006. – Vol. 21, iss. 5. – P. 551–566.

12. Физико-химическое взаимодействие инструментального и обрабатываемого материалов при комбинированном электрохимическом шлифовании / А.С. Янюшкин, О.И. Медведева, С.А. Янюшкин, В.Ю. Попов // *Труды Братского государственного университета. Серия: Естественные и инженерные науки*. – 2012. – Т. 1. – С. 183–190.

13. *Яньков Ю.В., Осипова А.С., Кузнецов А.М.* Напряжения, возникающие в области режущей кромки

при заточке инструмента // *Механика XXI века*. – 2012. – № 11. – С. 274–275.

14. *Рычков Д.А.* Определение периода стойкости режущего инструмента при фрезеровании стеклотекстолита // *Потенциал современной науки*. – 2014. – № 2. – С. 48–52.

15. *Медведева О.И., Янюшкин А.С., Попов В.Ю.* Расчет энергии адгезии контактных поверхностей при шлифовании инструментальных материалов различными методами // *Научные технологии в машиностроении*. – 2014. – № 5 (35). – С. 14–19.

OBRAHOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 68–75

An influence of hard alloys electro-diamond grinding parameters on the amount of dissolved material

Medvedeva O.I., Senior Lecturer, e-mail: m.olgaiv@yandex.ru

Yanyushkin A.S., Head of Chair “Technology of Machine Building”, D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: yanyushkin@brstu.ru

Popov V.Y., Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: berkutoff@rambler.ru

Bratsk State University, 40 Makarenko st., Bratsk, 665709, Russian Federation

Abstract

The parameters of the combined hard alloy metal electro-diamond grinding are studied. This method is promising one that helps to raise the quality and durability of cutting tools. It is known that accuracy of its formation, optimal mechanical and electrochemical rate of processing material removal, ensuring the conditions of self-sharpening grinding wheel depends on the correct set of technological processing modes parameters. The results of mathematical calculations on the effect of parameters on the dissolved surface layer, as well as the output current of hard alloys are given in the paper. In the process of combined electro-diamond grinding, the qualitative and quantitative characteristics of the dependence of dissolved alloy layer on the mechanical and electrical parameters of grinding: grinding depth and density of the anode current are defined. Its analytical dependences are presented.

Keywords:

combined electro-diamond grinding, hard alloy metal, density of anode current, dissolved surface layer.

References

1. Shcherbak M.V., Tolstaya M.A., Anisimov A.P., Postanogov V.Kh. *Osnovy teorii i praktiki elektrokhimicheskoi obrabotki metallov i splavov* [Bases of the theory and practice of electrochemical machining of metals and alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1981. 263 p.

2. Arkhipov P.V. *Povyshenie rezhushchikh svoystv almaznykh krugov na metallicheskoi svyazke putem ustraneniya ikh zasalivaniya*. Avtoref. diss. kand. tekhn. nauk [Increasing the cutting properties of diamond wheels in metal bond by removing them blunting. Author’s abstract of Dr. tech. sci. diss.]. Tomsk, 2010. 20 p.

3. Yanyushkin A.S., Medvedeva O.I., Arkhipov P.V., Popov V.Yu. *Mekhanizm obrazovaniya zashchitnykh plenok na almaznykh krugakh s metallicheskoi svyazkoi* [The mechanism of protective films formation on diamond wheel with metal link]. *Sistemy. Metody. Tekhnologii – Systems. Methods. Technologies*, 2010, no. 5, pp. 132-138.

4. Arkhipov P.V., Potapova G.E. *Tverdospлавные материалы и методы их обработки* [Carbide materials and their processing]. *Mekhanika XXI veku – Mechanics of the XXI century*, 2012, no. 11, pp. 220-222.

5. Lobanov D.V. *Sovershenstvovanie tekhnologii zatachivaniya tverdospлавного derevorezhushchego instrumenta*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improving technology sharpening carbide woodworking tools. Dr. tech. sci. diss.]. Bratsk, 2005. 148 p.
6. Kuznetsov A.M. *Povyshenie effektivnosti frezerovaniya kompozitsionnykh drevesnykh materialov melkozernistym tverdospлавным instrumentom*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improving the efficiency of milling composite wood materials with fine carbide tools. Dr. tech. sci. diss.]. Irkutsk, 2009. 217 p.
7. Rychkov D.A. *Sovershenstvovanie protsessa podgotovki rezhushchego instrumenta pri frezerovanii steklotekstolita*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improve the training of the cutting tool during milling fiberglass. Dr. tech. sci. diss.]. Irkutsk, 2011. 190 p.
8. Medvedeva O.I., Yanyushkin A.S., Lobanov D.V., Arkhipov P.V. Analiz geometrii kontaktnogo vzaimodeistviya almaznogo kruga s obrabatyvaemoi detal'yu pri ploskom shlifovanii [Analysis of the geometry of the contact interaction of the diamond wheel with the workpiece in surface grinding]. *Mekhaniki XXI veku – Mechanics of the XXI century*, 2013, no. 12, pp. 104-106.
9. Nosenko V.A. Vliyanie kontaktnykh protsessov na iznos kruga pri shlifovanii [Influence of contact processes for grinding wheel wear]. *Instrument i tekhnologii – Tools and technologies*, 2004, no. 17-18, pp. 162-167.
10. Shorkin V.S., Frolenkova L.Yu., Azarov A.S. Uchet vliyaniya troinogo vzaimodeistviya chastits sredey na poverkhnostnye i adgezionnye svoystva tverdykh tel [Accounting for the effects of the triple interaction of the medium particles on the surface and adhesive properties of solids]. *Materialovedenie – Material Science*, 2011, no. 2, pp. 2-7.
11. Zamashchikov Y.I. Duality in Metal Cutting: Impact to the Surface Layer Residual Stress. *Materials and Manufacturing Processes*, 2006, vol. 21, iss. 5, pp. 551-566. doi: 10.1080/10426910500471706
12. Yanyushkin A.S., Medvedeva O.I., Yanyushkin S.A., Popov V.Yu. [Physicochemical interaction tool and materials treated with combined electrochemical grinding]. *Trudy Bratskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Estestvennye i inzhenernye nauki* [Proceedings of the Bratsk State University. Series: Natural and Engineering Sciences], 2012, vol. 1, pp. 183-190.
13. Yan'kov Yu.V., Osipova A.S., Kuznetsov A.M. Napryazheniya vznikayushchie v oblasti rezhushchei kromki pri zatochke instrumenta [Stresses arising in the field of cutting edge while sharpening tool]. *Mekhaniki XXI veku – Mechanics of the XXI century*, 2012, no. 11, pp. 274-275.
14. Rychkov D.A. Opredelenie perioda stoikosti rezhushchego instrumenta pri frezerovanii steklotekstolita [Definition of tool life during milling fiberglass]. *Potentsial sovremennoi nauki – The Potential of Modern Science*, 2014, no. 2, pp. 48-52.
15. Medvedeva O.I., Yanyushkin A.S., Popov V.Yu. Raschet energii adgezii kontaktnykh poverkhnostei pri shlifovanii instrumental'nykh materialov razlichnymi metodami [Calculation of energy of adhesion of contact surfaces at grinding of tool materials by various methods]. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii – High Tech in mechanical engineering*, 2014, no. 5 (35), pp. 14-19.

Funding

This work performed under the State task. Registration number of research: 7.2117.2011.

Received 23 July 2014

Revised 21 August 2014

Accepted 29 August 2014

СТОХАСТИЧЕСКАЯ ОПТИМИЗАЦИЯ ПРИ ПОДГОТОВКЕ ОСНОВЫ ПОД НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЯ

*С.Л. ЛЕОНОВ, доктор техн. наук, профессор
Е.Ю. ТАТАРКИН, доктор техн. наук, профессор
Р.А. АНЗЫРЯЕВ, аспирант
(АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)*

Поступила 23 июля 2014

Рецензирование 21 августа 2014

Принята к печати 29 августа 2014

Леонов С.Л. – 656038, г. Барнаул, пр. Ленина, 46,
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
e-mail: sergey_and_nady@mail.ru

Подготовка поверхности под нанесение покрытия подразумевает создание определенной шероховатости основы. Это необходимо для обеспечения необходимой прочности сцепления. Обработка основы и создает на ее поверхности микрорельеф, увеличивающий эту площадь и соответственно прочность сцепления. Высокая удельная стоимость материала некоторых покрытий существенно ограничивает его толщину. При этом основным критерием становится стоимость объема наносимого слоя покрытия, в том числе и расположенного в рисках шероховатости основы. В статье приведена постановка задачи оптимизации операций механической обработки основы для обеспечения максимальной площади контакта с покрытием и минимального расхода материалов с учетом стохастических характеристик геометрии инструмента. Описанная методика позволяет на этапе технологического проектирования оптимизировать операции механической обработки основы для обеспечения максимальной площади контакта с покрытием и минимального расхода материалов с учетом стохастических характеристик геометрии инструмента.

Ключевые слова: многокритериальная оптимизация, шероховатость, плотность распределения.

Введение

Подготовка поверхности под нанесение покрытия подразумевает создание определенной шероховатости основы. Это необходимо для обеспечения необходимой прочности сцепления. Нагрузки, приводящие к отслаиванию, пропорциональны площади контакта покрытия с основой. Обработка основы и создает на ее поверхности микрорельеф, увеличивающий эту площадь и соответственно прочность сцепления. Высокая удельная стоимость материала некоторых покрытий существенно ограничивает его толщину. При этом основным критерием становится стоимость объема наносимого слоя покрытия, в том числе и расположенного в рисках шероховатости основы.

Следовательно, при создании развитого микрорельефа поверхности для обеспечения проч-

ности сцепления основы с покрытием и увеличении высоты слоя шероховатости основы значительная часть покрытия может располагаться в рисках шероховатости. Поэтому микрорельеф основы неоднозначно влияет на эксплуатационные свойства покрытия.

Таким образом, для повышения эффективности операций подготовки основы необходимо:

1) для снижения расхода материала покрытия – минимизировать его объем, размещаемый в микрорельефе поверхности основы;

2) для предотвращения отслаивания покрытия и обеспечения заданного ресурса ее работы – обеспечить развитый микрорельеф поверхности основы – максимум площади контакта покрытия с основой;

3) для увеличения прочности сцепления покрытия необходимо выдерживать заданную тол-

щину покрытия по максимуму и минимуму и ограничить максимальную величину шероховатости основы.

Теория

Математически первое требование выражается условием

$$V_{\Pi} = \int_0^{L_g} \int_0^{L_g} [y_{\max} - y(l, c)] dl dc \rightarrow \min, \quad (1)$$

где L_g, C_g задают базовый участок на поверхности основы; V_{Π} – объем покрытия, размещаемый в микрорельефе поверхности основы; y_{\max} – координата максимального выступа профиля основы; $y(l, c)$ – зависимость, описывающая топографию поверхности основы.

Второе требование – максимум площади контакта – определяется условием

$$S_{\Pi} = \int_0^{L_g} \int_0^{L_g} \sqrt{\left[1 + \left(\frac{\partial y}{\partial l}\right)^2\right] \times \left[1 + \left(\frac{\partial y}{\partial c}\right)^2\right] - \left(\frac{\partial y}{\partial l} \frac{\partial y}{\partial c}\right)^2} dl dc \rightarrow \max. \quad (2)$$

В зависимости (2) также используется топография поверхности $y(l, c)$.

Система ограничений (на максимальную величину шероховатости и минимально допустимую площадь контакта покрытия с основой) в математическом выражении имеет вид

$$Ra(y) \leq Ra_{\text{доп}}, \quad (3)$$

$$\int_0^{L_g} \int_0^{L_g} \sqrt{\left[1 + \left(\frac{\partial y}{\partial l}\right)^2\right] \times \left[1 + \left(\frac{\partial y}{\partial c}\right)^2\right] - \left(\frac{\partial y}{\partial l} \frac{\partial y}{\partial c}\right)^2} dl dc \geq S_{\Pi \text{ min}}. \quad (4)$$

В связи с тем что топография поверхности в настоящее время не нашла достаточного применения, логично выразить критерии (1) и (2), а также ограничения (3), (4) через характеристики профиля поверхности. При переходе от объемных (топографических) параметров к параметрам профиля поверхности критерии значительно упрощаются и принимают вид

$$S_{\text{сп}} = \int_0^{L_{\text{баз}}} (y_{\max} - y(l)) dl \rightarrow \min, \quad (5)$$

$$L = \int_0^{L_{\text{баз}}} \sqrt{1 + \left(\frac{dy}{dl}\right)^2} dl \rightarrow \max, \quad (6)$$

где $y(l)$ – зависимость, описывающая профиль поверхности основы; $L_{\text{баз}}$ – базовая длина.

Аналогично упрощается и ограничение (4):

$$\int_0^{L_{\text{баз}}} \sqrt{1 + \left(\frac{dy}{dl}\right)^2} dl \geq L_{\text{min}}. \quad (7)$$

Таким образом, для проектирования технологического процесса механической обработки основы под нанесения покрытия ставится оптимизационная задача в одном из двух вариантов – в объемной (топографической) постановке: критерии (1), (2) с ограничениями (3) и (4) или плоской: критерии (5), (6) с ограничениями (3) и (7).

Критерии (1), (2), (5) и (6) имеют различную размерность. Для их сравнения и реализации алгоритмов оптимизации удобнее перейти к безразмерным параметрам. Например, для критериев (1) и (2) выражения будут иметь вид

$$\begin{aligned} \tilde{V}_{\Pi} &= \frac{1}{C_g L_g y_{\max}} \int_0^{L_g} \int_0^{L_g} [y_{\max} - y(l, c)] dl dc \rightarrow \min; \\ \tilde{S}_{\Pi} &= \frac{1}{C_g L_g} \int_0^{L_g} \int_0^{L_g} \sqrt{\left[1 + \left(\frac{\partial y}{\partial l}\right)^2\right] \left[1 + \left(\frac{\partial y}{\partial c}\right)^2\right] - \left(\frac{\partial y}{\partial l} \frac{\partial y}{\partial c}\right)^2} dl dc \rightarrow \max. \end{aligned} \quad (8)$$

Для критериев (5) и (6) выражения принимают вид:

$$\begin{aligned} \tilde{S}_{\text{сп}} &= \frac{1}{L_{\text{баз}} y_{\max}} \int_0^{L_{\text{баз}}} (y_{\max} - y(l)) dl \rightarrow \min; \\ \tilde{L} &= \frac{1}{L_{\text{баз}}} \int_0^{L_{\text{баз}}} \sqrt{1 + \left(\frac{dy}{dl}\right)^2} dl \rightarrow \max. \end{aligned} \quad (9)$$

Значения безразмерных критериев (8) и (9) находятся в пределах 0...1.

Задача оптимизации усложняется, тем, что топография (профиль) поверхности имеет стохастические характеристики. В этом случае и критерии оптимальности, и ограничения имеют случайный разброс и становятся случайными величинами.

Обозначим плотности распределения:

$f_1(\tilde{V}_\Pi)$ – безразмерного объема покрытия в рисках шероховатости;

$f_2(\tilde{S}_\Pi)$ – безразмерной площади контакта покрытия с основой;

$f_3(Ra)$ – параметра шероховатости.

С учетом этих плотностей распределения задача оптимизации принимает вид задачи стохастической оптимизации:

$$F_1 = \int_0^1 \tilde{V}_\Pi f_1(\tilde{V}_\Pi) d\tilde{V}_\Pi \rightarrow \min, \quad (10)$$

$$F_2 = \int_0^1 \tilde{S}_\Pi f_2(\tilde{S}_\Pi) d\tilde{S}_\Pi \rightarrow \max;$$

$$\int_0^1 f_2(\tilde{S}_\Pi) d\tilde{S}_\Pi \leq P_1; \quad (11)$$

$$\begin{aligned} & \int_{Ra_{\max}}^{\infty} f_3(Ra) dRa = \\ & = 1 - \int_0^{Ra_{\max}} f_3(Ra) dRa \leq P_2. \end{aligned} \quad (12)$$

Ограничение (11) задает обеспечение минимально допустимой площади контакта покрытия с основой, а ограничение (12) – предельно допустимую шероховатость основы. Вероятности P_1 и P_2 определяют вероятность появления брака по невыполнению этих ограничений.

При решении задачи в плоской постановке при использовании профиля поверхности основы критерии оптимальности принимают вид

$$F_1 = \int_0^1 \tilde{S}_{\text{СП}} f_1'(\tilde{S}_{\text{СП}}) d\tilde{S}_{\text{СП}} \rightarrow \min; \quad (13)$$

$$F_2 = \int_0^1 \tilde{L} f_2'(\tilde{L}) d\tilde{L} \rightarrow \max.$$

Ограничение (11) преобразуется к виду

$$\int_0^1 f_2'(\tilde{L}) d\tilde{L} \leq P_1. \quad (14)$$

Фактически критерии оптимальности (10) и (13) используют при оптимизации функции распределения как весовые функции. Эти выражения определяют математические ожидания случайных величин с учетом их плотностей рас-

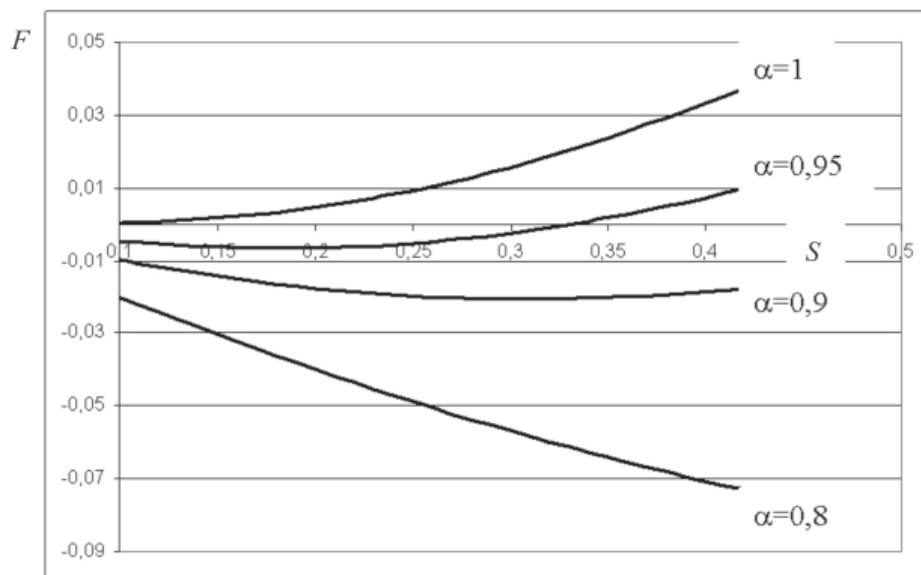
пределения. Возможно выражение в безразмерной форме и ограничения (12).

В связи с наличием двух критериев оптимальности классическое решение задачи невозможно и необходимо сведение задачи к однокритериальной. Для этого существует два стандартных подхода. Первый заключается в формировании свертки $F = \alpha F_1 - (1 - \alpha) F_2$, где α – весовой коэффициент ($0 \leq \alpha \leq 1$).

Второй подход заключается в перенесении одного из критериев в область ограничений. При этом выбирается обычно менее важный критерий. Например, перенос критерия F_2 приводит к исключению его и появлению ограничения типа $F_2 \geq F_{2\text{доп}}$. Здесь неопределенность остается в виде неизвестного параметра $F_{2\text{доп}}$.

Результаты и обсуждение. В качестве примера использования описанной методики рассмотрим наружное точение стали 40X, диаметр детали 40 мм. Геометрия инструмента: $\varphi = 45^\circ \pm 2^\circ$; $\varphi_1 = 45^\circ \pm 2^\circ$; $r = 0,15 \dots 0,2$ мм; $V = 60$ м/мин. Параметр оптимизации – подача S . Для набора значений подачи $S = 0,05 \dots 1,2$ мм/об с учетом случайного колебания φ , φ_1 , r с помощью имитационной модели получены реализации профилей, а по ним рассчитаны значения параметров $\tilde{S}_{\text{СП}}$, \tilde{L} и Ra . Для получения стохастических характеристик вычисления производились 150 раз при случайных значениях параметров геометрии инструмента. Затем строилась гистограмма распределения параметров Ra , \tilde{L} и $\tilde{S}_{\text{СП}}$. Для оптимизации принято: $P_1 = P_2 = 0,05$ (вероятность брака не более 5%), $Ra_{\max} = 0,04$ мм. Из ограничений найден допустимый диапазон изменения подачи: $0,16 \leq S \leq 0,41$ мм/об. На рисунке приведены графики зависимости свертки F от подачи при различных значениях весового коэффициента α . Из анализа графиков видно, что оптимальное значение подачи может находиться как на границе допустимой области, так и внутри ее. Например, при $\alpha = 0,8$ и менее оптимальное значение подачи соответствует правой границе: $S = 0,41$ мм/об; при $\alpha = 0,9$ оптимальная подача $S = 0,31$ мм/об; при $\alpha = 0,95$ оптимальная подача $S = 0,199$ мм/об; при $\alpha = 1$ оптимальная подача соответствует левой границе допустимой области: $S = 0,16$ мм/об.

Возможность изменения весового коэффициента α дает возможность «маневра» при техно-



Зависимость свертки F от подачи S при различных значениях весового коэффициента α

логическом проектировании, позволяя при необходимости акцентировать внимание на площади контакта покрытия с основой или на остаточном объеме покрытия (например, при его высокой стоимости).

Выводы

Таким образом, для повышения эффективности операций подготовки основы необходимо:

1) для снижения расхода материала покрытия – минимизировать его объем, размещаемый в микрорельефе поверхности основы;

2) для предотвращения отслаивания покрытия и обеспечения заданного ресурса ее работы – обеспечить развитый микрорельеф поверхности основы – максимум площади контакта покрытия с основой;

3) для увеличения прочности сцепления покрытия необходимо выдерживать заданную толщину покрытия по максимуму и минимуму и ограничить максимальную величину шероховатости основы.

Описанная методика позволяет на этапе технологического проектирования оптимизировать операции механической обработки основы для обеспечения максимальной площади контакта с покрытием и минимального расхода материалов с учетом стохастических характеристик геометрии инструмента.

Список литературы

1. *Леонов С.Л., Зиновьев А.Т.* Основы создания имитационных технологий прецизионного формообразования. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2006. – 198 с.
2. *Ситников А.А.* Технологическое обеспечение точности изготовления деталей с покрытиями. – Барнаул: Изд-во АлтГТУ, 2004. – 198 с.
3. *Дунин-Барковский И.В., Карташова А.Н.* Измерение и анализ шероховатости, волнистости и некруглости поверхности. – М.: Машиностроение, 1978. – 232 с.
4. *Жуков Ю.Н., Черепанов А.В.* Выбор критерия обрабатываемости лезвийным инструментом композиционной керамики // Конструирование и технология изготовления машин: сб. тр. УГТУ-УПИ. – Екатеринбург, 1995. – С. 124.
5. *Клименко С.А.* Технологическое обеспечение шероховатости поверхности наплавленных деталей точением СТМ // Технологическое обеспечение повышения качества и долговечности деталей машин и механизмов: сб. науч. тр. – Брянск, 1984. – С. 89–92.
6. *Кулагин С.П., Леонов С.Л.* Моделирование формирования микрорельефа напыленных покрытий при шлифовании // Отделочно-чистовые методы обработки и инструменты автоматизированных производств: межвуз. сб. – Барнаул, 1989. – С. 98–103.
7. *Соколов И.К., Еремичев А.Н.* Влияние способа подготовки напыленной поверхности на прочность сцепления газотермического покрытия с основой // Порошковая металлургия. – 1993. – № 2. – С. 13–15.
8. *Татаркин Е.Ю.* Точность обработки с позиций системного анализа // Отделочно-чистовые методы обработки и инструменты автоматизированных про-

изводств: межвуз. сб. / Алт. политехн. ин-т. – Барнаул, 1989. – С. 83–90.

9. Татаркин Е.Ю., Федорова Н.П., Ситников А.А. Определение межоперационных размеров при изготовлении деталей с покрытиями // Сварочное производство. – 1991. – № 12. – С. 5–6.

10. Эрманттраут М.М. О расчете равномерности напыленных покрытий // Сварочное производство. – 1971. – № 3. – С. 35–37.

OBRABOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 76–81

Stochastic optimization during preparation of the basis for the coating

Leonov S.L., D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: sergey_and_nady@mail.ru

Tatarkin E.Y., D.Sc. (Engineering), Professor, e-mail: etatarkin@mail.ru

Anzyryaev R.A., Post-graduate Student, e-mail: kubonit@mail.ru

I.I. Polzunov Altai State Technical University, 46 Lenina avenue, Barnaul, Altai region, 656038, Russian Federation

Abstract

Surface preparation for coating involves the creation of a certain roughness of the substrate. This is necessary to ensure proper adhesion. Substrate processing generates a surface microrelief, that increases the substrate surface and the adhesion strength. A high unit cost of some coatings materials substantially limits its thickness. In this case, the main criterion is the cost of the coating layer volume, including the material in the scratches of the substrate. The formulation of the problem of substrate machining operations optimization to maximize the area of the contact with the coating and minimal consumption of materials, taking into account the stochastic characteristics of the tool geometry is described in the paper. The described method allows on the design stage to optimize substrate technological machining operations to maximize the area of contact with the coating and the minimum consumption of materials, taking into account the stochastic characteristics of the tool geometry.

Keywords:

Multiobjective optimization, roughness, density distribution

References

1. Leonov S.L., Zinov'ev A.T. *Osnovy sozdaniya imitatsionnykh tekhnologii pretsizionnogo formoobrazovaniya* [Basis for the creation of simulation precision shaping technology]. Barnaul, AltSTU Publ., 2006. 198 p.
2. Sitnikov A.A. *Tekhnologicheskoe obespechenie tochnosti izgotovleniya detalei s pokryiyami* [Technological support of manufacturing precision parts with coatings]. Barnaul, AltSTU Publ., 2004. 198 p.
3. Dunin-Barkovskii I.V., Kartashova A.N. *Izmerenie i analiz sherokhovatosti, volnistosti i nekruglosti poverkhnosti* [Measurement and analysis of roughness, waviness and roundness surface]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978. 232 p.
4. Zhukov Yu.N., Cherepanov A.V. [Choice of the criterion workability edge tool composite ceramics]. *Sbornik trudov UGTU-UPI «Konstruirovaniye i tekhnologiya izgotovleniya mashin»* [Proceedings of the USTU – UPI “Design and technology of manufacturing machines”]. Yekaterinburg, 1995, pp. 124 (in Russian).
5. Klimenko S.A. [Technological support of the surface roughness of deposited parts in turning superhard materials]. *Sbornik nauchnykh trudov «Tekhnologicheskoe obespechenie povysheniya kachestva i dolgovechnosti detalei mashin i mekhanizmov»* [Collection of scientific papers “Technological support of improving the quality and durability of machine parts and mechanisms”]. Bryansk, 1984, pp. 89-92 (in Russian).
6. Kulagin S.P., Leonov S.L. [Simulation of the microrelief sprayed coatings by grinding]. *Mezhvuzovskii sbornik «Otdelochno-chistovyye metody obrabotki i instrumenty avtomatizirovannykh proizvodstv»* [Interuniversity collection “Finishing-finishing processing methods and tools automated production”]. Barnaul, 1989, pp. 98-103 (in Russian).

7. Sokolov I.K., Eremichev A.N. Vliyanie sposoba podgotovki napylennoi poverkhnosti na prochnost' stsepleniya gazo-termicheskogo pokrytiya s osnovoi [Influence of the preparation on the sprayed surface adhesion strength of gas-thermal coating to the substrate]. *Poroshkovaya metallurgiya – Powder Metallurgy*, 1993, no. 2, pp. 13-15 (in Russian).

8. Tatarkin E.Yu. [Precision machining with the position of system analysis]. *Mezhvuzovskii sbornik «Otdelochno-chistovye metody obrabotki i instrumenty avtomatizirovannykh proizvodstv»* [Interuniversity collection “Finishing-finishing processing methods and tools automated production”]. Barnaul, 1989, pp. 83-90.

9. Tatarkin E.Yu., Fedorova N.P., Sitnikov A.A. Opredelenie mezhoperatsionnykh razmerov pri izgotovlenii detalei s pokrytiami [Definition of interoperable sizes to produce parts with coatings]. *Svarochnoe Proizvodstvo – Welding International*, 1991, no. 12, pp. 5-6.

10. Ermanttraut M.M. O raschete ravnomernosti napylennykh pokrytii [On calculation of the uniformity of the deposited coatings]. *Svarochnoe Proizvodstvo – Welding International*, 1971, no. 3, pp. 35-37.

Received 23 July 2014

Revised 21 August 2014

Accepted 29 August 2014

РАЗВИТИЕ МЕТОДА КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ РЕШЕНИЯ КОНТАКТНОЙ ЗАДАЧИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИНСТРУМЕНТА И ОБРАБАТЫВАЕМОЙ ДЕТАЛИ

*А.А. КРЕЧЕТОВ, канд. техн. наук, доцент
(КузГТУ, г. Кемерово)*

Поступила 23 июля 2014

Рецензирование 21 августа 2014

Принята к печати 29 августа 2014

Кречетов А.А. – 650000, г. Кемерово, ул. Весенняя, 28,
Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева,
e-mail: krechetov@mmfkuzstu.ru

Для проектирования упрочняющих технологических процессов, обеспечивающих заданные эксплуатационные свойства деталей машин, разработан аппарат механики технологического наследования. Ключевым вопросом, определяющим достоверность разрабатываемых технологических решений, является адекватность расчета показателей механического состояния в очаге деформации реальным процессам, которые происходят в металле поверхностного слоя при обработке. Традиционный подход к решению задач контактного взаимодействия обрабатываемой детали и инструмента имеет ряд недостатков, обуславливающих возможность появления значительных погрешностей при расчете. В работе предложен подход к решению контактной задачи путем включения в систему уравнений метода конечных элементов аппроксимации контактной поверхности, приведен пример расчета в упругой постановке для линейного треугольного элемента. Отмечено, что предложенное решение имеет ряд преимуществ по сравнению с решением, которое можно получить с использованием промышленных САЕ-систем, использующих для расчета напряженно-деформированного состояния метод конечных элементов.

Ключевые слова: механика технологического наследования, упрочняющие технологические процессы, моделирование процессов обработки, метод конечных элементов, контактная задача.

Введение

Одним из наиболее развитых подходов, позволяющих на стадии технологической подготовки производства обеспечить высокие показатели усталостной прочности изделий, является проектирование упрочняющих технологических процессов на основе механики технологического наследования [1].

В соответствии с основными положениями механики технологического наследования ключевым для обеспечения эксплуатационных свойств является механическое состояние металла поверхностного слоя. Основными показателями механического состояния являются степень деформации сдвига Λ , которая харак-

теризует накопленную деформацию материала; степень истощения запаса пластичности Ψ , которая характеризует накопленную поврежденность металла и тензор остаточных напряжений 1-го рода $(T_{\sigma})_{\text{ост}}$, формирующиеся после обработки.

Накопление деформации и истощение запаса пластичности металла поверхностного слоя происходит последовательно на протяжении каждой операции обработки и последующей эксплуатации. При этом каждая операция обработки и эксплуатация рассматриваются как стадии нагружения.

Использование показателей механического состояния дает возможность не только характеризовать результат упрочняющей обработ-

ки. Очень важно, что можно расчетным путем оценить накопление деформации и исчерпание запаса пластичности на стадиях последующей эксплуатации при заданных эксплуатационных воздействиях. Момент достижения материалом предельного состояния (полного исчерпания запаса пластичности при $\Psi = 1$) будет определять прогнозируемую предельную длительность стадии эксплуатации или прогнозируемый ресурс изделия.

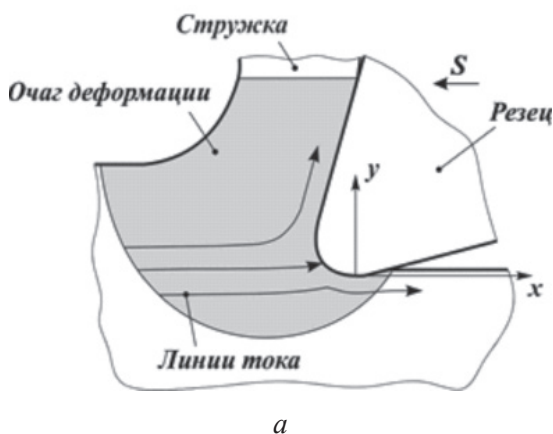
Накопление деформации и исчерпание запаса пластичности рассматривается как результат пластического течения металла вдоль линий тока в очаге деформации. Очаг деформации – это локальный участок поверхностного слоя в состоянии пластического течения, возникающий в результате взаимодействия обрабатываемой детали с инструментом (рис. 1).

Таким образом, для корректного определения показателей механического состояния металла поверхностного слоя ключевым вопросом

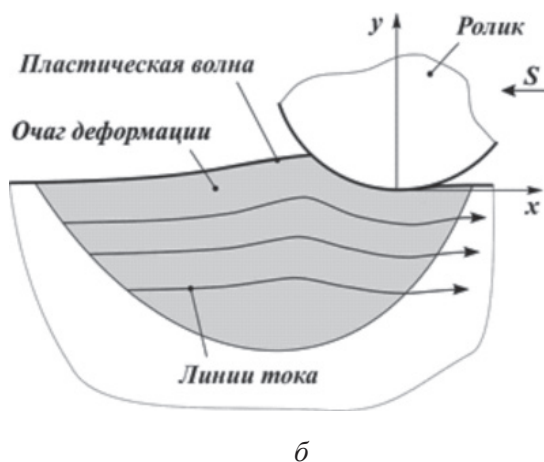
является адекватность расчета параметров напряженно-деформированного состояния реальным процессам, происходящим в металле поверхностного слоя при обработке.

Традиционно такой расчет производился методом конечных элементов с использованием промышленных САЕ-систем.

Задача решалась в плоской постановке [2]. Моделировалась область обрабатываемой детали с очагом деформации, а также индентор – резец при моделировании резания или ролик при моделировании поверхностного пластического деформирования. Контактное взаимодействие обрабатываемой детали и индентора моделировалось путем создания специальных контактных элементов. Далее задавались граничные условия (ограничение смещения нижней границы области, моделирующей обрабатываемую деталь). Для всех узлов, соответствующих области, моделирующей индентор, задавалось смещение на величину подачи (рис. 2).



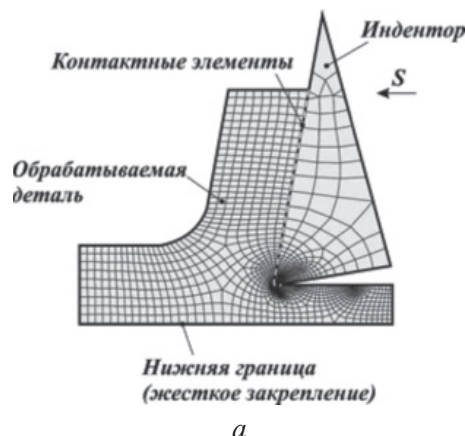
а



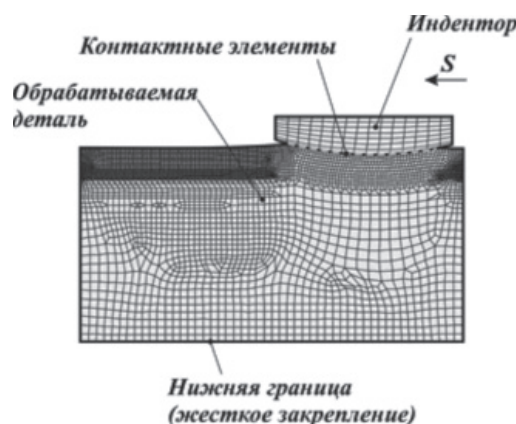
б

Рис. 1. Очаги деформации:

а – очаг деформации, возникающий в процессе резания; б – очаг деформации, возникающий в процессе поверхностного пластического деформирования



а



б

Рис. 2. Конечно-элементные модели:

а – процесс резания; б – процесс поверхностного пластического деформирования

Затем полученные значения компонентов тензоров напряжений и деформаций пересчитывались в точки линий тока, для определения координат которых использовались перемещения в узлах конечно-элементной модели [3].

Результаты экспериментальных исследований показывают, что такой подход позволяет получить достаточно точные решения, хорошо соответствующие экспериментальным результатам [1].

Однако при моделировании контактного взаимодействия с использованием контактных элементов возникают некоторые сложности, которые обуславливают в ряде случаев появление погрешности аналитического определения компонентов тензоров напряжений и деформаций в очаге деформации. В качестве примера на рис. 3 показано деформирование обрабаты-

мой детали при смещении индентора. Некоторые узлы модели обрабатываемого тела оказываются внедренными в инструмент, другие узлы выходят из контакта.

Достаточно часто возникновение подобных погрешностей приводит к необходимости многократного перестроения модели для получения адекватных решений, что значительно увеличивает трудоемкость решения контактных задач.

В то же время аппарат метода конечных элементов с определенными модификациями базовых уравнений позволяет более корректно решать задачи внедрения индентора в обрабатываемое тело. При этом движение поверхности индентора можно включить непосредственно в систему уравнений, связывающих перемещения и усилия в узлах.

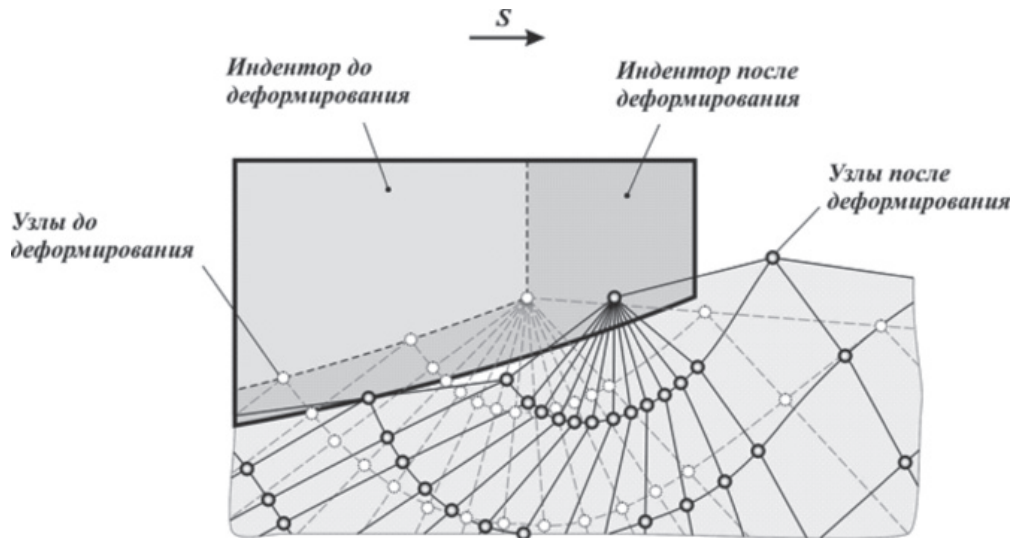


Рис. 3. Результат моделирования деформирования обрабатываемой детали при смещении индентора с использованием контактных элементов

Теория

Рассмотрим возможность моделирования контактного взаимодействия путем включения аппроксимации контактной поверхности в базовые уравнения метода конечных элементов на примере линейного треугольного элемента (рис. 4), для наглядности изложения дадим решение в упругой постановке.

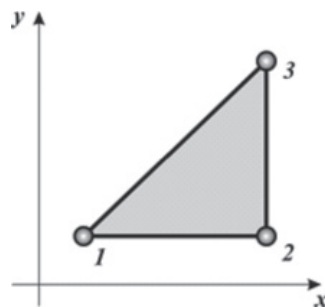


Рис. 4. Линейный треугольный конечный элемент

Последовательность расчета компонентов тензоров напряжений и деформаций с использованием метода конечных элементов выглядит следующим образом (предполагается, что этапы построения модели, а также установки начальных и граничных условий выполнены) [4]:

1. Определяются все перемещения и усилия в узлах конечно-элементной модели. Значения получают решением системы линейных уравнений:

$$[K]\{u\} = \{f\}, \tag{1}$$

где $[K]$ – матрица жесткости модели; $\{u\}$ – столбец перемещений узлов; $\{f\}$ – столбец усилий

в узлах. Очевидно, что для решения системы уравнений (1) необходимо, чтобы в каждом уравнении было задано либо перемещение, либо усилие.

2. Дифференцированием перемещений рассчитываются деформации:

$$\{\varepsilon\} = [D]\{u\}, \quad (2)$$

где $\{\varepsilon\}$ – столбец деформаций в узлах; $[D]$ – матрица дифференцирования перемещений в узле. Матрица $[D]$ в случае плоского напряженного состояния имеет вид

$$[D] = \begin{bmatrix} \partial/\partial x & 0 \\ 0 & \partial/\partial y \\ \partial/\partial y & \partial/\partial x \end{bmatrix}. \quad (3)$$

3. По найденным деформациям определяют напряжения:

$$\{\sigma\} = [E]\{\varepsilon\}, \quad (4)$$

где $\{\sigma\}$ – столбец напряжений в узлах; $[E]$ – матрица упругости.

Матрица упругости для изотропного материала имеет вид

$$[E] = \frac{E}{1 - \mu^2} \begin{bmatrix} 1 & \mu & 0 \\ \mu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & (1 - \mu) / 2 \end{bmatrix}, \quad (5)$$

где E – модуль Юнга; μ – коэффициент Пуассона.

Следует отметить, что для плоских конечных элементов матрица жесткости может быть записана в виде [5]

$$[K] = \int_V [B]^T [E] [B] dV, \quad (6)$$

где $[B]$ – матрица дифференцирования перемещений плоского элемента; $[B]^T$ – транспонированная матрица $[B]$.

Матрица $[B]$ для плоского линейного треугольного элемента может быть записана как

$$[B] = \frac{1}{2A} \begin{bmatrix} y_{23} & 0 & y_{31} & 0 & y_{12} & 0 \\ 0 & x_{32} & 0 & x_{13} & 0 & x_{21} \\ x_{32} & y_{23} & x_{13} & y_{31} & x_{21} & y_{12} \end{bmatrix}, \quad (7)$$

где $x_{ij} = x_i - x_j$, $y_{ij} = y_i - y_j$, $(i, j, = 1, 2, 3)$; A – площадь треугольника, $A = (x_{13}y_{23} - x_{23}y_{13})/2$.

Запишем развернутую систему уравнений (1) для линейного треугольного элемента в плоской постановке. Каждый узел имеет две степени свободы – u (перемещение по оси x) и v (перемещение по оси y). В каждом узле действуют усилия f^x и f^y соответственно по оси x и y .

$$\begin{bmatrix} k_{11} & k_{12} & k_{13} & k_{14} & k_{15} & k_{16} \\ k_{21} & k_{22} & k_{23} & k_{24} & k_{25} & k_{26} \\ k_{31} & k_{32} & k_{33} & k_{34} & k_{35} & k_{36} \\ k_{41} & k_{42} & k_{43} & k_{44} & k_{45} & k_{46} \\ k_{51} & k_{52} & k_{53} & k_{54} & k_{55} & k_{56} \\ k_{61} & k_{62} & k_{63} & k_{64} & k_{65} & k_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u_1 \\ v_1 \\ u_2 \\ v_2 \\ u_3 \\ v_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} f_1^x \\ f_1^y \\ f_2^x \\ f_2^y \\ f_3^x \\ f_3^y \end{bmatrix}. \quad (8)$$

Предположим, что узлы 1 и 2 жестко закреплены, т. е. перемещения $u_1 = v_1 = u_2 = v_2 = 0$. Тогда в матрице жесткости можно вычеркнуть соответствующие столбцы и строки [4].

В этом случае система уравнений примет вид

$$\begin{bmatrix} k_{55} & k_{56} \\ k_{65} & k_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u_3 \\ v_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} f_3^x \\ f_3^y \end{bmatrix}, \quad (9)$$

или в виде линейных уравнений

$$\begin{cases} k_{55}u_3 + k_{56}v_3 = f_3^x; \\ k_{56}u_3 + k_{66}v_3 = f_3^y. \end{cases} \quad (10)$$

Теперь предположим, что узел 3 находится в контакте с поверхностью индентора, которая описывается полиномом первой степени. Эта поверхность смещается на некоторую величину по направлению, противоположному оси y (рис. 5). Это приводит к тому, что узел 3 смещается по контактной поверхности.

Перепишем систему уравнений (10), выразив смещения узлов разностью конечных и начальных координат узла:

$$\begin{cases} k_{55}(x_3^k - x_3^H) + k_{56}(a_1x_3^k + a_0 - y_3^H) = f_3^x; \\ k_{56}(x_3^k - x_3^H) + k_{66}(a_1x_3^k + a_0 - y_3^H) = f_3^y. \end{cases} \quad (11)$$

В выражениях (11) верхние индексы «к» и «H» обозначают соответственно конечную (после смещения индентора) и начальную (до смещения индентора) координату узла 3, при этом начальные координаты узла известны.

Учитывая, что узел 3 после смещения индентора лежит на контактной поверхности, которая



Рис. 5. Деформирование элемента под действием индентора

описывается полиномом первой степени, можно записать

$$y_3^K = a_1 x_3^K + a_0. \quad (12)$$

Используя (12), выражения (11) можно переписать в следующем виде:

$$\begin{cases} k_{55}(x_3^K - x_3^H) + k_{56}(a_1 x_3^K + a_0 - y_3^H) = f_3^x; \\ k_{56}(x_3^K - x_3^H) + k_{66}(a_1 x_3^K + a_0 - y_3^H) = f_3^y. \end{cases} \quad (13)$$

Таким образом, получена система из двух уравнений, которая содержит три неизвестные величины: конечная координата узла 3 по оси $x - x_3^K$; усилия по оси x и $y - f_3^x$ и f_3^y .

Решением выражений (13) будет такое значение x_3^K , при котором полная потенциальная энергия системы будет минимальной [6].

В условиях медленного деформирования (кинетическая энергия при деформировании равна нулю) и при отсутствии пластических деформаций [7]

$$U = W, \quad (14)$$

где U – полная потенциальная энергия системы; W – работа, совершаемая силами f_3^x и f_3^y .

В свою очередь,

$$W = \frac{1}{2} \left(f_3^x (x_3^K - x_3^H) + f_3^y (y_3^K - y_3^H) \right). \quad (15)$$

Объединив выражения (13) и (15), с учетом (12) окончательно получим

$$\begin{cases} k_{55}(x_3^K - x_3^H) + k_{56}(a_1 x_3^K + a_0 - y_3^H) = f_3^x; \\ k_{56}(x_3^K - x_3^H) + k_{66}(a_1 x_3^K + a_0 - y_3^H) = f_3^y; \\ \left(f_3^x (x_3^K - x_3^H) + f_3^y (a_1 x_3^K + a_0 - y_3^H) \right) / 2 \rightarrow \min. \end{cases} \quad (16)$$

Решение выражений (16) возможно с использованием различных численных методов.

Результаты

Приведем решение для следующих исходных данных.

1. Начальные координаты узлов

Узел	Координата x , мм	Координата y , мм
1	0	0
2	10	0
3	10	7

2. Толщина треугольного элемента постоянна и составляет $t = 1$ мм.

3. Свойства материала – $E = 200$ ГПа, $\mu = 0,3$.

4. Тогда коэффициенты матрицы жесткости

k_{55} , Н/м	k_{56} , Н/м	k_{65} , Н/м	k_{66} , Н/м
27 472 527,47	0	0	78 492 935,64

5. Коэффициенты аппроксимации контактной поверхности после смещения: $a_1 = -0,4$, $a_0 = 10,9$.

Задавая различные значения x_3^K в системе (16), можно рассчитать значения усилий в узлах и значение потенциальной энергии. Решение будет соответствовать минимуму полной потенциальной энергии при $x_3^K = 9,92$ мм (рис. 6). Тогда остальные параметры примут значения:

- $y_3^K = 6,93$ мм;
- $f_3^x = -2197,8$ Н;
- $f_3^y = -5337,5$ Н.

Обсуждение

Таким образом, показана возможность решения контактных задач путем включения аппроксимации контактной поверхности непосредственно в базовую систему линейных уравнений метода конечных элементов.

Этот подход имеет значительные преимущества по сравнению с традиционным решением

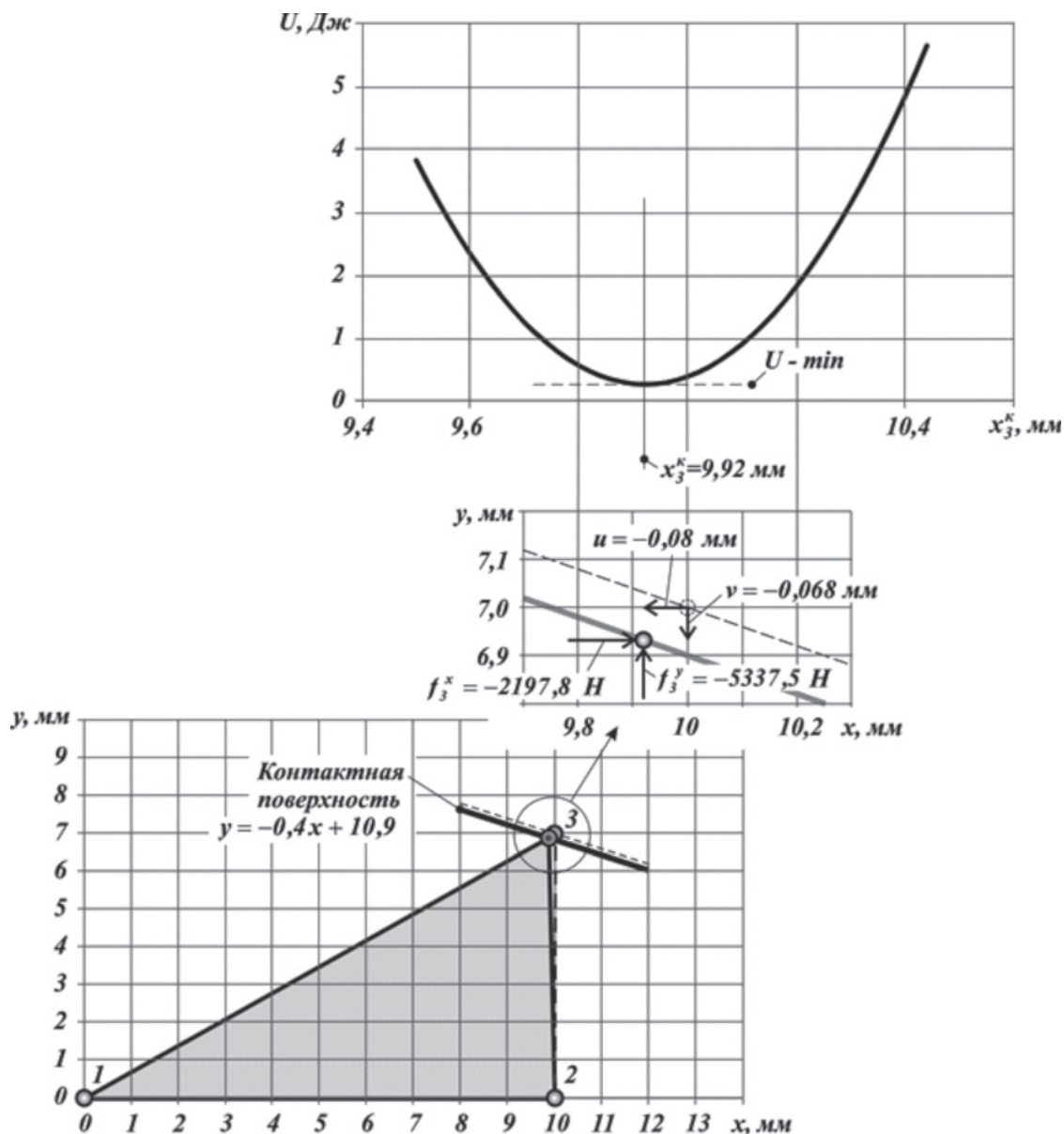


Рис. 6. Решение системы (16), соответствующее минимальному значению потенциальной энергии

контактных задач с применением контактных элементов.

При создании контактных элементов одним из параметров является допускаяемое внедрение узлов обрабатываемой детали в индентор. Увеличение этого параметра приводит к значительному увеличению погрешности получаемого решения, а уменьшение – к значительному увеличению требуемых для решения ресурсов.

При включении в систему уравнений конечных элементов аппроксимации контактной поверхности изначально постулируется, что узлы обрабатываемой детали лежат на этой контактной поверхности. Также такая постановка задачи позволяет гарантировать отсутствие зазоров между обрабатываемой деталью и индентором,

которые в ряде случаев возникают при использовании контактных элементов.

Геометрия конечно-элементной модели определяется координатами узлов. Поэтому при моделировании контактных задач с использованием контактных элементов моделируется, главным образом, взаимодействие узлов обрабатываемой детали и индентора. Дискретизация поверхности индентора приводит к погрешностям моделирования формы контактной поверхности, что приводит к увеличению погрешности результатов моделирования контактного взаимодействия. Аналитическое описание поверхности индентора исключает дискретизацию контактной поверхности со стороны индентора, за счет чего точность решения повышается.

Все эти факторы позволяют существенно повысить адекватность результатов расчета напряженно-деформированного состояния в очаге деформации реальным процессам, происходящим в металле поверхностного слоя в процессах обработки.

Необходимо отметить, что в отличие от показанного решения, для которого в контакте участвует только один узел, моделирование реальных контактных задач с большим количеством узлов приведет к усложнению выражения для расчета потенциальной энергии. В этом случае полная потенциальная энергия системы будет представлять собой функцию многих переменных, для поиска минимума которой требуется использование соответствующих методов.

Выводы

В работе показан подход к решению контактных задач методом конечных элементов путем включения в систему уравнений, связывающих перемещения и усилия в узлах, аппроксимации контактной поверхности. Это позволяет повысить точность расчета показателей механического состояния металла поверхностного слоя, сформированных в результате обработки.

Точность решения контактной задачи является ключевым фактором для проектирования упрочняющих технологических процессов на основе аппарата механики технологического наследования.

Традиционные подходы для моделирования контактного взаимодействия в промышленных САЕ-системах с использованием контактных элементов имеют ряд недостатков при моделировании процессов обработки.

Показано, что имеется возможность моделирования контактного взаимодействия путем

включения в базовые уравнения метода конечных элементов аппроксимации контактной поверхности. В этом случае система уравнений становится неопределенной. В соответствии с вариационным принципом Лагранжа предполагается, что решение системы уравнений соответствует минимуму потенциальной энергии модели.

Приведен пример расчета смещения и усилий в контактном узле для треугольного линейного элемента. Показано, что предложенное решение имеет ряд преимуществ по сравнению с решением, которое можно получить с использованием промышленных САЕ-систем, использующих для расчета напряженно-деформированного состояния метод конечных элементов.

Список литературы

1. Блюментейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. – М.: Машиностроение-1, 2007. – 400 с.
2. Кречетов А.А., Мирошин И.В. Моделирование процессов обработки деталей резанием и поверхностным пластическим деформированием // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – № 10. – С. 14–19.
3. Кречетов А.А. Методика расчета параметров механического состояния поверхностного слоя деталей машин // Вестник КузГТУ. – 2001. – № 5. – С. 27–31.
4. Каплун А.Б., Морозов Е.М., Олферьева М.А. ANSYS в руках инженера: практ. руководство. – М.: Едиториал УРСС, 2003. – 272 с.
5. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике. – М.: Мир, 1975. – 541 с.
6. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение. – М: Металлургия, 1970. – 229 с.
7. Работнов Ю.Н. Сопротивление материалов. – М.: Физматгиз, 1962. – 456 с.

OBRAOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 82–89

Development of the finite element method for solution of the contact problem of interaction between the tool and workpiece

Krechetov A.A., Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: krechetov@mmfkuzstu.ru

Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev, 28 Vesennaya st., Kemerovo, 650000, Russian Federation

Abstract

The instrument of technological inheritance mechanics is developed to design strengthening technological processes, providing specified operation characteristics of machine parts. The key issue, that determinate the accuracy of the developed technological solutions, is the adequacy of calculating the mechanical state in the deformation actual processes that occur in the metal surface layer during processing. The traditional approach to solving the problems of contact interaction of the workpiece and the tool has several drawbacks that lead to the possibility of significant errors in the calculation. An approach to the solution of the contact problem by incorporating a system of equations of the finite element approximation of the contact surface is offered in the paper. An example of the calculation in the elastic formulation for linear triangular element is given. It is noted that the proposed solution has a number of advantages in comparison with a solution that can be obtained using commercial CAE-systems that use the finite element method to calculate the stress-strain state.

Keywords:

mechanics of technological inheritance, hardening processes, machining simulation, finite element method, contact problem

References

1. Blyumenshtein V.Yu., Smelyanskii V.M. *Mekhanika tekhnologicheskogo nasledovaniya na stadiyakh obrabotki i ekspluatatsii detalei mashin* [Mechanics of technological inheritance on stages of processing and operation of machine parts]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2007, 400 p.
2. Krechetov A.A., Miroshin I.V. Modelirovanie protsessov obrabotki detalei rezaniem i poverkhnostnym plasticheskim deformirovaniem [Modeling of parts machining during cutting and surface plastic deformation]. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya – Hardening technology and coatings*, 2010, no. 10, pp. 14-19.
3. Krechetov A.A. Metodika rascheta parametrov mekhanicheskogo sostoyaniya poverkhnostnogo sloya detalei mashin [Method of calculating the parameters of the mechanical state of the surface layer of machine parts]. *Vestnik KuzGTU – Bulletin Kuzbass State Technical University*, 2001, no. 5, pp. 27-31.
4. Kaplun A.B., Morozov E.M., Olfer'eva M.A. *ANSYS v rukakh inzhenera: Prakticheskoe rukovodstvo* [ANSYS in the hands of the engineer. A Practical Guide]. Moscow, Editorial URSS Publ., 2003. 272 p.
5. Zenkevich O. *Metod konechnykh elementov v tekhnike* [A finite element method in the technique]. Moscow, Mir Publ., 1975. 541 p.
6. Kolmogorov V.L. *Napryazheniya, deformatsii, razrushenie* [Stress, deformation, fracture]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1970. 229 p.
7. Rabotnov Yu.N. *Soprotivlenie materialov* [Strength of materials]. Moscow, Fizmatgiz Publ., 1962. 456 p.

Received 23 July 2014

Revised 21 August 2014

Accepted 29 August 2014

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ НАГРЕВЕ ТОКАМИ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ*

В.Ю. СКИБА, канд. техн. наук, доцент
В.Н. ПУШНИН, аспирант
И.А. ЕРОХИН, аспирант
Д.Ю. КОРНЕВ, магистрант
(НГТУ, г. Новосибирск)

Поступила 23 июля 2014
Рецензирование 21 августа 2014
Принята к печати 29 августа 2014

Скиба В.Ю. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: skeeba_vadim@mail.ru

Для повышения эксплуатационных свойств деталей машин все большее распространение получают методы модифицирования поверхностных слоев деталей с использованием концентрированных источников энергии, обеспечивающих высокие скорости нагрева – порядка $10^4 \dots 10^5$ °C/с. Вследствие чего достаточно затруднительно экспериментальное определение значений параметров термических циклов, необходимых для прогнозирования требуемой величины и характера распределения остаточных напряжений и деформации. В работе решается задача численного моделирования напряженно-деформированного состояния материала при высокоэнергетическом нагреве токами высокой частоты (ВЭН ТВЧ). Построение конечно-элементной модели происходило в программных комплексах ANSYS и SYSWELD, использующих численные методы решения дифференциальных уравнений нестационарной теплопроводности (уравнение Фурье), диффузии углерода (2-й закон Фика) и упругопластического поведения материала. Верификация результатов моделирования осуществлялась проведением натуральных экспериментов с применением: оптической и растровой микроскопии; механического и рентгеновского методов определения остаточных напряжений. Установлено, что в рассматриваемом диапазоне изменения технологических режимов ВЭН ТВЧ уровень остаточных сжимающих напряжений на поверхности детали может достигать значений $-500 \dots -1000$ МПа. Теоретически доказано и экспериментально подтверждено, что величина переходного слоя должна составлять 25...33 % от глубины упрочненного слоя, что обеспечивает смещение пика растягивающих напряжений в более глубокие слои материала при уменьшении величины сжимающих напряжений на поверхности в пределах 6...10 %, исключая при этом вероятность появления закалочных трещин.

Ключевые слова: высокоэнергетический нагрев, индукционная закалка, метод конечных элементов, напряженно-деформированное состояние, остаточные напряжения, поверхностный слой.

* Работа выполнена при финансовой поддержке проекта, выполняемого в рамках гранта РФФИ в 2014 г. и в плановом периоде в 2013–2015 гг. Номер проекта 13-08-01102 А.

Введение

Решение проблемы повышения надежности и долговечности выпускаемых изделий при обеспечении высокой производительности труда и эффективности использования ресурсов невозможно без разработки и совершенствования современных технологий поверхностного упрочнения [1, 2].

Среди большого многообразия прогрессивных технологий упрочнения деталей машин [2–5] важное место занимают методы поверхностного упрочнения с использованием объемных концентрированных источников тепла [6–10]. Особый интерес с точки зрения упрочнения конструкционных сталей представляет высокоэнергетический нагрев токами высокой частоты (ВЭН ТВЧ) [11]. Однако для эффективного использования ВЭН ТВЧ необходимо иметь надежный механизм назначения технологических режимов обработки, обеспечивающих требуемый уровень характеристик качества упрочненного слоя. Существующие на данный момент результаты в этой области [12–18] не дают однозначного решения данной проблемы, поскольку при достаточно подробном исследовании влияния режимов индукционной закалки на величину твердости и глубину упрочненного слоя, приводятся частные данные о напряженно-деформированном состоянии материала после обработки, которое, в свою очередь, оказывает существенное влияние на эксплуатационные характеристики изделия [19–20].

В данной работе ставится задача исследования напряженно-деформированного состояния материалов, подвергнутых высокоэнергетическому нагреву токами высокой частоты, с целью разработки надежного инструмента назначения рациональных режимов поверхностной закалки.

1. Методика экспериментального исследования

Материалы и методы натурных экспериментов

В качестве образцов для поверхностного упрочнения использовались пластины из сталей 45 и У8. Выбор данных марок сталей обусловлен

их широким применением в промышленности при изготовлении деталей машин, подвергаемых поверхностной закалке. Состав исходных материалов проверяли с использованием оптико-эмиссионного спектрометра ARL 3460. Результаты анализа представлены в таблице.

Химический состав исходных материалов

Материал	Массовая доля элемента, %							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
45	0,44	0,23	0,61	0,013	0,019	0,11	0,15	0,17
У8	0,83	0,31	0,25	0,017	0,016	0,29	0,18	0,24

Предварительная подготовка образцов производилась на обрабатывающем центре DMC 635 и плоскошлифовальном станке 3Г71. Геометрические параметры пластин: 100×10×5 мм. Контроль размеров осуществлялся на профилографе-профилометре Form Talysurf Series 2.

Упрочнение образцов осуществлялось на экспериментальной установке, привод главного движения которой имеет плавное регулирование скорости в диапазоне $V_d = (5 \dots 200)$ мм/с. Источником энергии выбран ламповый генератор марки ВЧГ 6-60/0.44 с рабочей частотой тока $440 \cdot 10^3$ Гц. Процесс нагрева осуществлялся по глубинной схеме (толщина упрочненного слоя не превышала глубины проникновения тока в горячий металл – 0,6...0,8 мм) непрерывно-последовательным способом. При упрочнении использовался индуктор петлевого типа, оснащенный ферритовым магнитопроводом марки N87 (для работы в диапазоне частот до 500 кГц) с магнитной проницаемостью $\mu_r = 2200$ (рис. 1). Исследования проводились при использовании интенсивного водяного душевого охлаждения поверхности (коэффициент теплоотдачи $\alpha = 30 \cdot 10^3$ Вт/(м²·°С)) в следующем диапазоне режимов обработки: удельная мощность источника $q_{ин} = (1,5 - 4,0) \cdot 10^8$ Вт/м², скорость перемещения детали $V_d = (50 \dots 100)$ мм/с. Ширина активного провода индуктора составляла $R_{ин} = 2$ мм, обработка осуществлялась с зазором $\Delta = 0,1 \dots 0,2$ мм.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 50 XVP. Металлографические шлифы готовили по стандартной техноло-

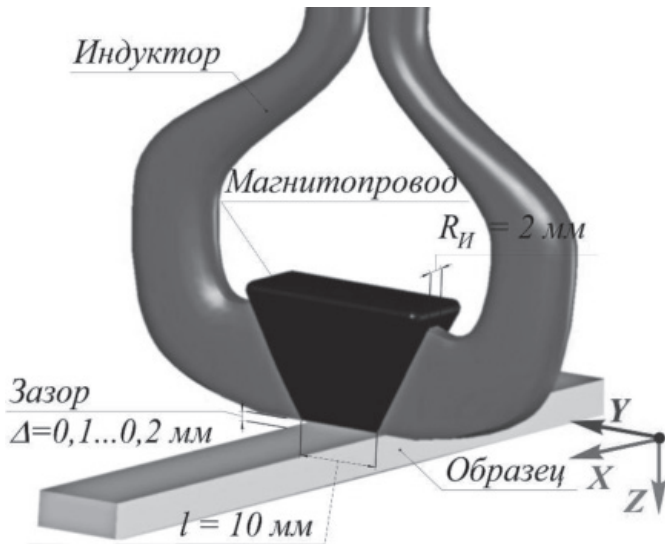


Рис. 1. Схема обработки при ВЭН ТВЧ

гии, основанной на механическом шлифовании и полировании анализируемого материала. Для выявления микроструктуры использовали 5 %-й спиртовой раствор азотной кислоты (HNO_3) [21].

Микротвердость упрочненного поверхностного слоя деталей оценивали на приборе Wolpert Group 402MVD. Исследования остаточных напряжений проводились с использованием рентгеновского метода на дифрактометре высокого разрешения ARL X'TRA [22] и механического разрушающего метода Н.Н. Давиденкова (послойное электролитического травление упрочненного образца). Для выявления дефектов поверхностного слоя после операций ВЭН ТВЧ

использовались: визуально-оптический метод с применением микроскопа Carl ZeissAxio Observer A1m, капиллярный метод, токовихревой метод с применением вихретокового дефектоскопа ВД – 70.

Математическое моделирование

Подготовка конечно-элементной модели (построение 3D модели образца, назначение типа конечных элементов (КЭ) и создание регулярной КЭ сетки) осуществлялась в программном комплексе ANSYS. Генератором ANSYS Meshing была сформирована гексаэдрическая КЭ сетка с использованием следующих типов конечных элементов: *Solid bodies* – твердые тела моделировали 8-узловыми тетраэдрами SOLID 45; *Surface bodies* поверхностные тела моделировали 4-узловыми 4-угольными оболочковыми элементами – SHELL 63; *Line bodies* – линейные тела моделировали 2-узловыми линейными элементами LINK 8. Размер конечных элементов составлял 0,01 ... 1 мм. Общее количество элементов (*Elements*) – 54400 (рис. 2). При создании КЭ модели были созданы следующие компоненты: «Volume» – группа трехмерных элементов, обозначающих обрабатываемый объект; «Trajectory» – группа одномерных элементов, которая определяет траекторию перемещения источника энергии высокой концентрации; «Reference» – опорная эквидистанта – группа одномерных элементов, способствующая

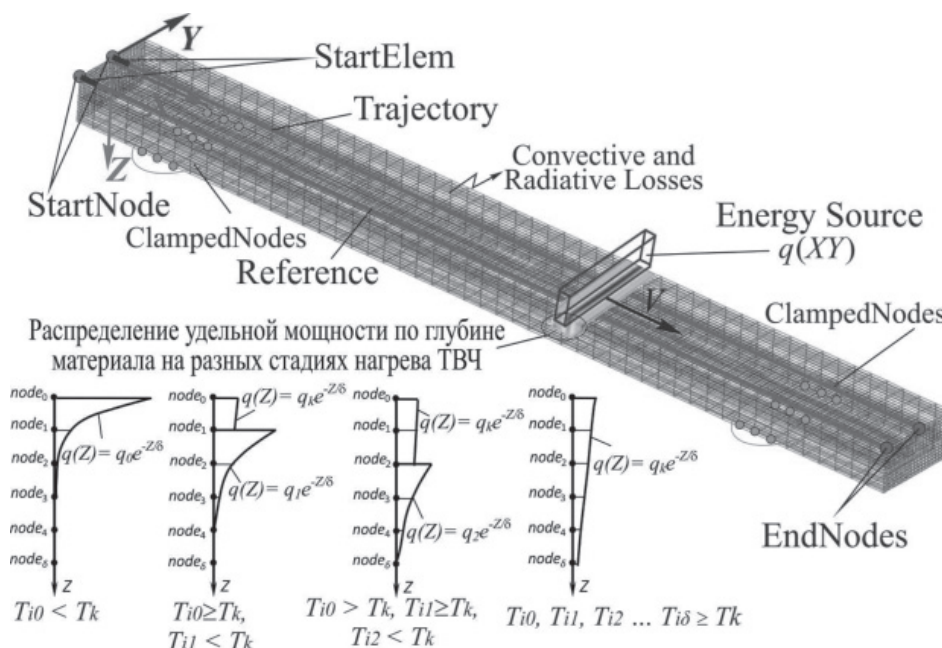


Рис. 2. Конечно-элементная модель процесса ВЭН ТВЧ

ориентированию локальной системы координат источника энергии; «*StartElem*» – стартовые элементы начала действия источника; «*StartNodes*» и «*EndNodes*» – начальные и конечные узлы на траектории перемещения; «*Skin*» – группа двумерных элементов, обозначающих поверхности, по которым происходят конвективные и радиационные тепловые потери (*Convective and Radiative Losses*); «*ClampedNodes*» – группа узлов, по которым происходит закрепление пластины.

Моделирование процесса ВЭНТВЧ осуществляли в системе SYSWELD, позволяющей использованием модели упруго-вязкопластического поведения материала и современного математического аппарата осуществить расчет температурных полей, распределения структурных составляющих, твердости, внутренних напряжений и деформаций [23].

Воспользоваться разработанным математическим аппаратом теории теплопроводности становится возможным только лишь при соответствующем описании теплового источника в месте его действия.

При обработке ВЭН ТВЧ форма источника в плоскости X – Y (т. е. в плоскости, которая перпендикулярна активному проводу индуктора) представляет собой прямоугольник, стороны которого определяются длиной l и шириной паза магнитопровода $R_{и}$ (рис. 1). Распространение индуктивного тока на поверхности обрабатываемого изделия будет определять распределе-

ние удельной мощности. Вдоль оси Y распределение удельной мощности равномерно, а по оси X – определяется отношением ширины паза магнитопровода $R_{и}$ к величине зазора Δ между обрабатываемой деталью и активным проводом индуктора. Кривые распределения удельной мощности представлены на рис. 3 [24]. Здесь отношение $q(X) / q_0 = (H_X / H_0)^2 = f(X)$, где $q(X)$, q_0 , H_X , H_0 – значения удельной мощности и напряженности магнитного поля на поверхности в точке X и под серединой индуктора ($X=0$). Принимая во внимание результаты работ [11, 25], было сделано соответствующее описание закона перераспределения выделяемой энергии по глубине материала при нагреве ТВЧ (см. рис. 2).

Важную роль в создании математической модели играет расчет теплофизических и физико-механических свойств и генерация базы данных материалов. Зависимости теплофизических характеристик (теплопроводность $\lambda(T)$, теплоемкость $c(T)$ и удельная плотность $\rho(T)$) для данных марок сталей приняты по данным работ [26–28]. При описании предела текучести $\sigma_T(T)$, модуля Юнга $E(T)$, коэффициента Пуассона $\nu(T)$, модуля упрочнения $H(T)$ использовались данные, представленные в работах [29–35].

Адекватность математической модели проверялась опосредованно путем предварительно проведенных структурных исследований и определения микротвердости упрочненного слоя.

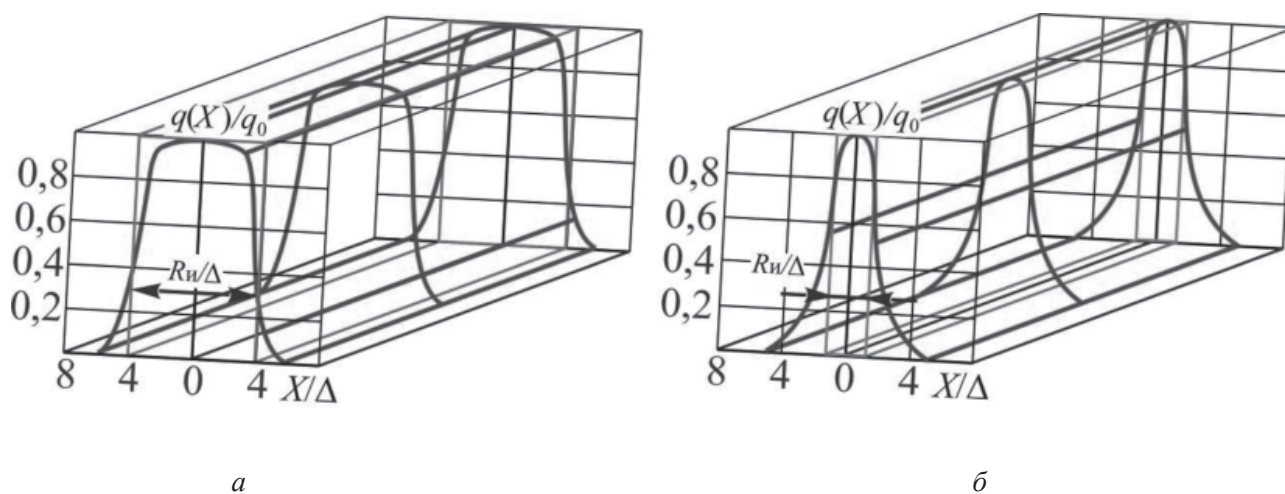


Рис. 3. Характер распределения удельной мощности под индуктором:

q_0 – максимальное значение удельной мощности; $R_{и}$ – ширина паза магнитопровода индуктора (1,2...2 мм); Δ – величина воздушного зазора между индуктором и деталью (0,1...0,8 мм); а – $R_{и} / \Delta = 10$; б – $R_{и} / \Delta = 1$

2. Результаты и обсуждение

Расчеты показали, что в условиях ВЭН ТВЧ достигаются достаточно высокие значения скоростей нагрева $V_n = 5...50 \cdot 10^3 \text{ }^\circ\text{C/c}$ и охлаждения (в интервале температур $(700...500)^\circ\text{C} - V_{o_{700-500}} = 3...33 \cdot 10^3 \text{ }^\circ\text{C/c}$, в интервале температур $(400...150)^\circ\text{C} - V_{o_{400-150}} = 200...4100 \text{ }^\circ\text{C/c}$). Также было зафиксировано (рис. 4), что при определенном сочетании режимов обработки температура нижележащего слоя может достигать значений больших, чем на поверхности. Это происходит за счет того, что при разогреве по-

верхностного слоя до температуры точки Кюри T_K большая часть мощности выделяется в нижележащем слое. При этом в поверхностном слое происходит интенсивный отбор тепла охлаждающей жидкостью, подающейся непосредственно в зону нагрева, в то время как в нижележащем слое отвод тепла регламентируется условиями теплопроводности [36].

Такая динамика распределения теплового поля по сечению пластины является причиной неоднородных структурно-фазовых превращений в материале и возникновения в нем остаточных деформаций и напряжений, уровень которых на поверхности может достигать значений $\sigma = -500...-1000 \text{ МПа}$. При проверке адекватности математической модели максимальная погрешность не превышала 4...8 %.

На рис. 5 представлены результаты оптической микроскопии и моделирования структурно-фазовых превращений для стали У8. Закалка ВЭН ТВЧ осуществлялась на следующих режимах: $q_n = 2,0 \cdot 10^8 \text{ Вт/м}^2$, $V_d = 60 \text{ мм/с}$, $R_n = 2 \text{ мм}$, $\alpha = 3 \cdot 10^4 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{ }^\circ\text{C)}$. При этом глубина закалки составила $h = 0,62 \text{ мм}$, а величина переходной зоны – $0,25 \text{ мм}$. Микротвердость поверхностного слоя составляла 9100 МПа , при этом максимальное значение остаточных напряжений сжатия на поверхности $\sigma = -605 \text{ МПа}$ (расчетное значение $\sigma = -593 \text{ МПа}$).

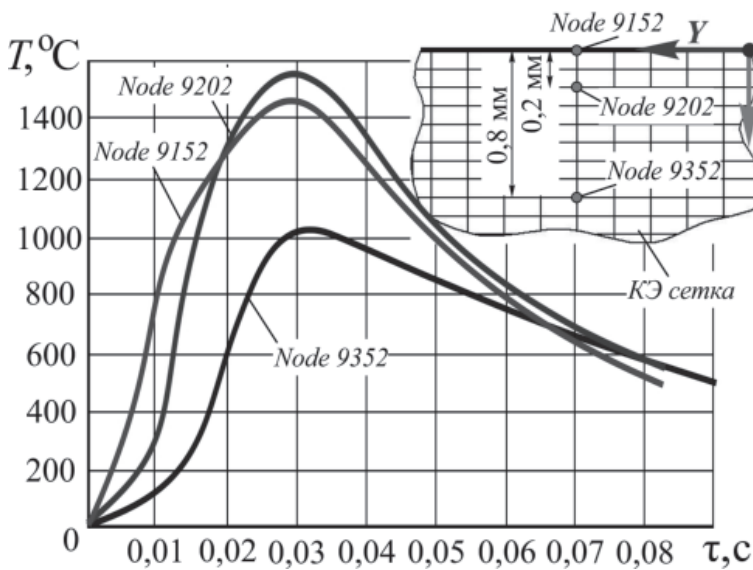


Рис. 4. Распределение термических циклов по глубине материала при нагреве ВЭН ТВЧ:
материал – сталь 45; $q_n = 200 \text{ МВт/м}^2$, $V_d = 60 \text{ мм/с}$, $R_n = 2 \text{ мм}$

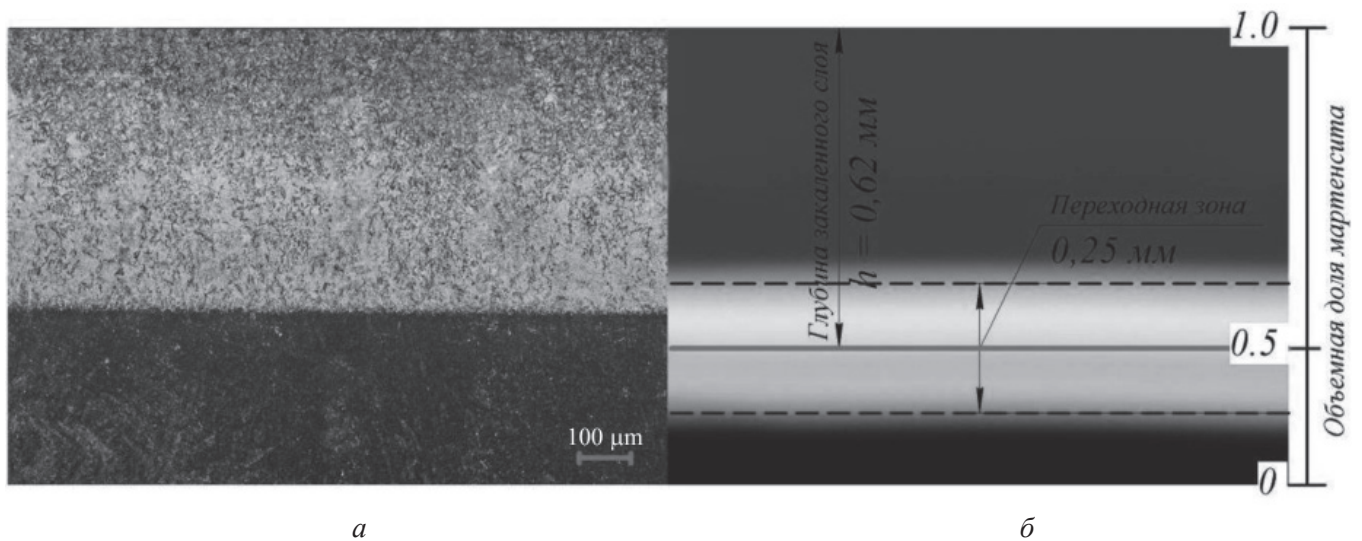


Рис. 5. Распределение структурных составляющих стали У8:

а – оптическая микроскопия; *б* – результаты моделирования структурно-фазовых превращений – распределение объемной доли мартенситной структуры

Совместный анализ результатов численного моделирования и натуральных экспериментов позволил установить зависимость глубины закалки от режимов обработки ($q_{и}$ [Вт/м²], $V_{д}$ [м/с]):

$$h(q_{и}, V_{д}) = a + bV_{д} + cq_{и} + dV_{д}^2 + eq_{и}^2 + fV_{д}q_{и} + gV_{д}^3 + hq_{и}^3 + iV_{д}q_{и}^2 + jV_{д}^2q_{и}, \quad (2)$$

для стали У8:

$$\begin{aligned} a &= 1,122425, b = -25,210979, \\ c &= 3,673506 \cdot 10^{-9}, d = 281,263627, \\ e &= 8,690586 \cdot 10^{-18}, f = -8,175952 \cdot 10^{-8}, \\ g &= -1471,413565, h = 1,428863 \cdot 10^{-27}, \\ i &= -9,270236 \cdot 10^{-17}, j = 6,005372 \cdot 10^{-7}; \end{aligned}$$

стали 45:

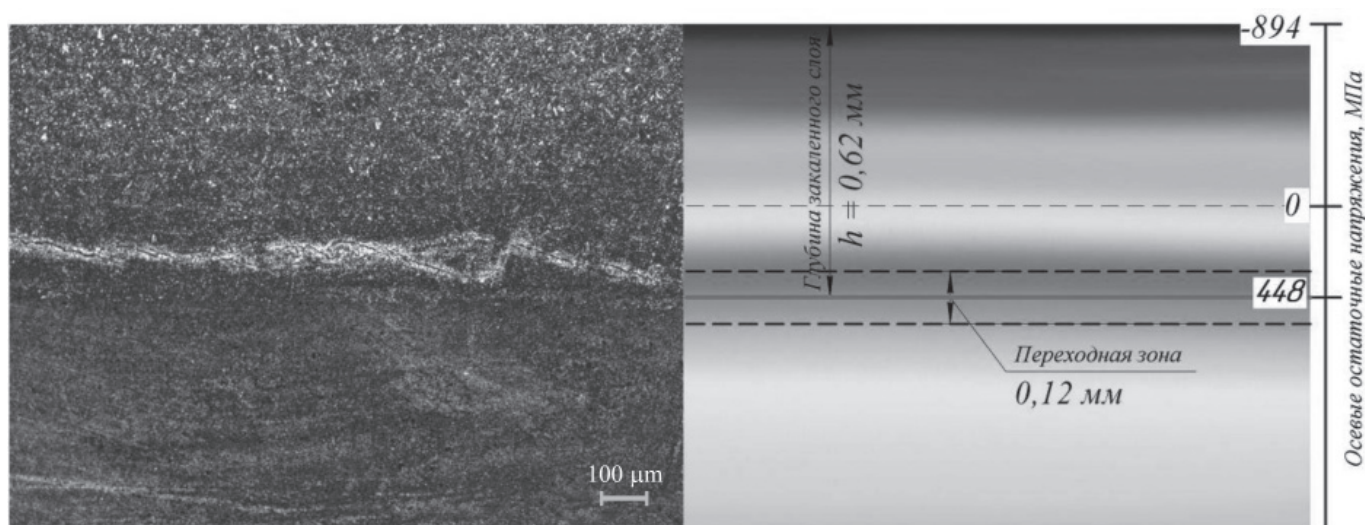
$$\begin{aligned} a &= 0,426008, b = 2,827121, c = 3,025072 \cdot 10^{-9}, \\ d &= -301,591960, e = -4,694423 \cdot 10^{-18}, \\ f &= 3,600666 \cdot 10^{-8}, g = 1953,668810, \\ h &= 3,216427 \cdot 10^{-27}, i = 1,375401 \cdot 10^{-17}, \\ j &= -3,779403 \cdot 10^{-7}. \end{aligned}$$

Таким образом, любое сочетание режимов ($q_{и}$, $V_{д}$), отвечающее данным зависимостям, позволяет при соответствующих условиях охлаждения обеспечить заданную глубину упрочнения. Однако, как показали результаты математического и натурального экспериментов, полученные

диапазоны режимов упрочнения не гарантируют формирование закаленного слоя без наличия закалочных трещин, основной причиной появления которых является внутреннее напряженное состояние материала.

В образце из стали У8, обработка которого осуществлялась на режимах $q_{и} = 3,1 \cdot 10^8$ Вт/м², $V_{д} = 80$ мм/с, $R_{и} = 2$ мм, $\alpha = 3 \cdot 10^4$ Вт/(м²·°С), при дефектоскопии была зафиксирована закалочная трещина (рис. 6). При этом глубина закалки составила $h = 0,62$ мм, величина переходной зоны – 0,12 мм.

Совместный анализ графиков распределения микротвердости и осевых остаточных напряжений по глубине упрочненного слоя позволил прийти к следующим выводам: для данных марок сталей в исследуемом диапазоне режимов упрочнения величина остаточных напряжений будет определяться в основном уровнем твердости, градиентом падения микротвердости и глубиной упрочнения. Как видно из рис. 7, снижение уровня поверхностной твердости и глубины упрочнения приводит к уменьшению сжимающих напряжений и смещению максимума растягивающих напряжений к поверхности. Последнее при определенных условиях может стать причиной выхода из строя изделия, так как разрушение будет начинаться под упрочненным слоем, в месте максимума растягивающих напряжений. При большом градиенте падения микротвердости ($\xi > 32 \pm 2$ МПа/мкм)



а

б

Рис. 6. Образование закалочной трещины в стали У8:

а – распределение структурных составляющих (оптическая микроскопия); б – распределение осевых остаточных напряжений (результаты моделирования напряженно – деформированного состояния)

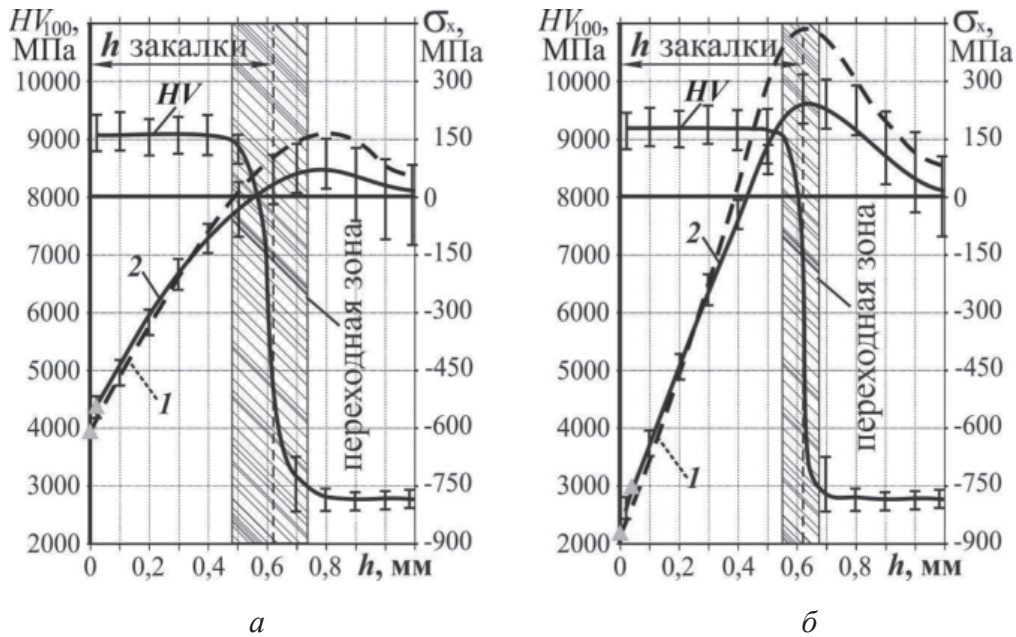


Рис. 7. Распределение микротвердости и остаточных напряжений в поверхностном слое стали У8:

a – режим – $q_n = 2,0 \cdot 10^8$ Вт/м², $V_d = 60$ мм/с, $R_n = 2$ мм, $\alpha = 3 \cdot 10^4$ Вт/(м²·°С); *б* – режим – $q_n = 3,1 \cdot 10^8$ Вт/м², $V_d = 80$ мм/с, $R_n = 2$ мм, $\alpha = 3 \cdot 10^4$ Вт/(м²·°С); 1 – расчетная эпюра осевых остаточных напряжений; 2 – эпюра остаточных напряжений, полученная экспериментально; ▲ – остаточные напряжения, полученные рентгеновский методом определения

наблюдается значительное повышение сжимающих напряжений на поверхности, но происходит увеличение негативных растягивающих напряжений в глубине материала, и более того их максимум начинает смещаться к поверхности изделия. Это может привести к тому, что в процессе эксплуатации детали в условиях знакопеременных нагрузок очаг разрушения детали может возникнуть именно в месте расположения максимальных растягивающих напряжений. Кроме того, в процессе поверхностной закалки в данной зоне могут возникнуть закалочные микротрещины, которые визуально на детали не видны, но являются очагом разрушения детали в процессе эксплуатации.

В связи с тем что основной технологической характеристикой при поверхностной закалке является глубина упрочнения (необходимый уровень твердости обеспечивается подбором соответствующей марки стали), воздействовать на величину и характер распределения остаточных напряжений возможно лишь путем изменения величины переходной зоны.

Учитывая тот факт, что очагом разрушения детали в процессе эксплуатации является месторасположение максимальных растягивающих

напряжений $\sigma_{p \max}$, необходимо переместить опасную зону как можно глубже от поверхности изделия. Естественно, глубина залегания $\sigma_{p \max}$ будет наибольшей в том случае, если величина переходного слоя окажется максимальной. Но в этом случае наблюдается значительное снижение сжимающих напряжений $\sigma_{с \max}$ на поверхности. Анализ результатов экспериментальных и теоретических исследований показал, что величина переходного слоя должна составлять 25...33 % от глубины упрочненного слоя. Именно при выполнении этого требования значения $\sigma_{p \max}$ смещаются в более глубокие слои материала, при этом величина сжимающих напряжений на поверхности в среднем уменьшается не более чем на 6...10 %. При этом большие значения величины переходной зоны необходимо обеспечивать при закалке сталей с большим содержанием углерода.

В этом случае при выборе режимов поверхностной закалки деталей, работающих в условиях циклических нагрузок, вводится еще один критерий – относительная величина переходной зоны $\Psi(q_n, V_d)$, т. е. отношение величины переходной зоны к глубине закаленного слоя.



В результате обработки результатов экспериментальных исследований были получены соответствующие функциональные зависимости для исследуемых материалов и диапазонов режимов обработки ($q_{и}$ [Вт/м²], $V_{д}$ [м/с]):

$$\Psi(q_{и}, V_{д}) = a + bV_{д} + cq_{и} + dV_{д}^2 + eq_{и}^2 + fV_{д}q_{и} + gV_{д}^3 + hq_{и}^3 + iV_{д}q_{и}^2 + jV_{д}^2q_{и}, \quad (3)$$

где $0,25 \leq \Psi(q_{и}, V_{д}) \leq 0,33$.

Значение коэффициентов функциональной зависимости:

для стали У8:

$$a = 0,013232, b = 7,354214, c = 5,814168 \times 10^{-9},$$

$$d = 31,678703, e = -1,724837 \times 10^{-17},$$

$$f = -8,746601 \times 10^{-8}, g = -543,57972,$$

$$h = 1,233 \times 10^{-26}, i = 1,139227 \times 10^{-16},$$

$$j = 2,287546 \times 10^{-7};$$

стали 45:

$$a = 0,087564, b = -7,429933,$$

$$c = 1,062284 \times 10^{-8}, d = 235,19293,$$

$$e = -3,424286 \times 10^{-17}, f = -8,850919 \times 10^{-8},$$

$$g = -1309,3045, h = 2,9423 \times 10^{-26},$$

$$i = 1,403793 \times 10^{-16}, j = 1,010925 \times 10^{-7}.$$

Таким образом, определение удельной мощности и скорости перемещения источника при поверхностной закалке осуществляется посредством решения системы уравнений $h(q_{и}, V_{д})$ и $\Psi(q_{и}, V_{д})$ при заданных значениях глубины закалки и относительной величине переходной зоны. На рис. 8 представлено графическое решение данной задачи. Можно заметить, что полученный диапазон режимов обработки существенно уже по отношению к назначению режимов исходя из обеспечения лишь заданной глубины упрочненного слоя (кривые 1 и 2).

При закалке стали У8 на глубину 0,6 мм диапазон рекомендуемых режимов ограничен точками А и В на кривой 1: при этом $q_{и} = (2,4 \dots 2,6) \cdot 10^8$ Вт/м², $V_{д} = (69 \dots 76)$ мм/с.

При закалке стали 45 на глубину 0,6 мм диапазон рекомендуемых режимов ограни-

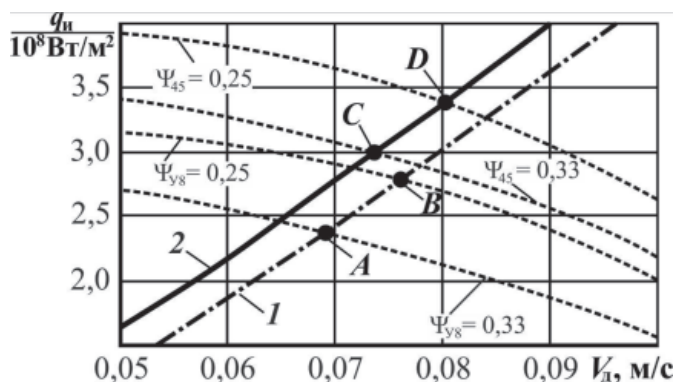


Рис. 8. Зависимость удельной мощности источника от его скорости движения при закалке ВЭН ТВЧ стали 45 и У8 на глубину 0,6 мм:

1 – сталь У8; 2 – сталь 45

чен точками С и D на кривой 2: при этом $q_{и} = (3,0 \dots 3,4) \cdot 10^8$ Вт/м², $V_{д} = (72 \dots 80)$ мм/с.

Таким образом, полученные режимы обработки гарантируют получение необходимой глубины закалки и рациональную величину переходной зоны. Необходимо отметить, что если в результате решения системы уравнений получается достаточно широкий диапазон сочетания режимных параметров, то можно провести их оптимизацию по критериям: максимальная производительность и минимальные энергозатраты на обработку.

Выводы

1. Численно методом КЭ решена задача моделирования напряженно-деформированного состояния материала при поверхностном упрочнении высокоэнергетическим нагревом токами высокой частоты. Показано, что при ВЭН ТВЧ скоростей нагрева и охлаждения составляют, соответственно: $V_{н} = 5 \dots 50 \cdot 10^3$ °C/с и $V_{о\ 700-500} = 3 \dots 33 \cdot 10^3$ °C/с (в интервале температур (700...500) °C). При этом уровень остаточных напряжений на поверхности пластины составляет $\sigma_{с\ max} \approx -500 \dots -1000$ МПа, а в зоне переходного слоя – $\sigma_{р\ max} \approx 100 \dots 500$ МПа.

2. Для исследуемых марок сталей установлена функциональная зависимость величины переходного слоя от режимов обработки $\Psi(q_{и}, V_{д})$. Показано, что при $0,25 \leq \Psi(q_{и}, V_{д}) \leq 0,33$ обеспечивается смещение пика растягивающих напряжений в более глубокие слои материала при уменьшении величины сжимающих напряжений на поверхности в пределах 6...10 %.

3. Решением системы уравнений $h(q_{и}, V_{д})$ и $\Psi(q_{и}, V_{д})$ определены режимы обработки ВЭНТВЧ, гарантирующие получение необходимой глубины закалки и рациональную величину переходной зоны.

Список литературы

1. Advanced Tribology: proceedings of CIST2008 & ITS-IFTToMM2008 / Jianbin Luo, Yonggang Meng, Tianmin Shao, Qian Zhao, eds. – Beijing: Tsinghua University Press; Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2009. – 1056 p.

2. Davis J.R. Surface Hardening of Steels: understanding the Basics. – Ohio: Materials Park: ASM International, 2002. – 364 p.

3. Ion J.C. Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application. – Burlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. – 576 p.

4. Béjar M.A., Henríquez R. Surface hardening of steel by plasma-electrolysis boronizing // Materials and Design. – 2009. – Vol. 30, iss. 5. – P. 1726–1728. – doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.006

5. Multipass surface hardening of steel samples with inclined surfaces by concentrated electron beam in the air of atmosphere pressure / V.V. Abashkin, O.A. Gorshkov, A.A. Ilyin, A.S. Lovtsov, R.N. Rizakhanov // High Temperature Material Processes: an International Quarterly of High-Technology Plasma Processes. – 2004. – Vol. 8, iss. 3. – P. 427–432. – doi: 10.1615/HighTempMatProc.v8.i3.80

6. Songa R.G., Zhang K., Chena G.N. Electron beam surface treatment. Pt. 1: Surface hardening of AISI D3 tool steel // Vacuum. – 2003. – Vol. 69, iss. 4. – P. 513–516. – doi: 10.1016/S0042-207X(02)00583-3

7. Pulsed electron beam facility (GESA) for surface treatment of materials / V. Engelko, B. Yatsenko, G. Mueller, H. Bluhm // Vacuum. – 2001. – Vol. 62, iss. 2-3. – P. 211–216. – doi: 10.1016/S0042-207X(00)00446-2

8. Golkovskii M.G. Hardening and cladding of a relativistic electron beam outside the vacuum // Technological capabilities of the method. – Saarbrücken: LAPLAMBERT Acad. Publ., 2013. – 317 p.

9. Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing / I.A. Bataev, M.G. Golkovskii, A.A. Bataev, A.A. Losinskaya, A.I. Popelyukh, E.A. Drobyaz // Surface and Coatings Technology. – 2014. – Vol. 242. – P. 164–169. – doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.01.038

10. Rudnev V.I., Loveless D. 12.15 – Induction Hardening: Technology, Process Design, and Computer Modeling // Comprehensive Materials Processing. – 2014. – Vol. 12: Thermal Engineering of Steel Alloy

Systems. – P. 489–580. – doi: 10.1016/B978-0-08-096532-1.01217-6

11. Иванцовский В.В., Батаев В.А. Упрочнение поверхностных слоев деталей машин с использованием высокоэнергетического нагрева токами высокой частоты // Ползуновский вестник. – 2005. – № 2-2. – С. 104–112.

12. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки материалов и сплавов. – М.: Металлургия, 1969. – 376 с.

13. Головин Г.Ф., Замятнин М.М. Высокочастотная термическая обработка: вопросы металловедения и технологии. – Л.: Машиностроение, 1990. – 239 с.

14. Иванцовский В.В., Батаев В.А. Связь параметров термических циклов, реализуемых в поверхностных слоях деталей машин, с глубиной упрочнения при воздействии объемных концентрированных источников нагрева // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2004. – № 10. – С. 30–34.

15. Иванцовский В.В., Скиба В.Ю., Степанова Н.П. Назначение режимов поверхностной закалки с использованием концентрированных источников нагрева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2005. – № 3. – С. 22–24.

16. Kohli A., Singh H. Optimization of processing parameters in induction hardening using response surface methodology // Sadhana. – 2011. – Vol. 36, iss. 2. – P. 141–152. – doi: 10.1007/s12046-011-0020-x

17. Иванцовский В.В., Скиба В.Ю. Повышение поверхностной микротвердости стали при интеграции поверхностно-термической и финишной механической обработок // Научный вестник НГТУ. – 2006. – № 3. – С. 187–192.

18. Иванцовский В.В., Скиба В.Ю., Зуб Н.П. Методика назначения режимов обработки, обеспечивающих рациональное распределение остаточных напряжений при поверхностной закалке ВЭН ТВЧ // Научный вестник НГТУ. – 2008. – № 3. – С. 83–95.

19. Residual stresses in surface induction hardening of steels: comparison between experiment and simulation / D. Coupard, T. Palin-Luc, P. Bristiel, V. Ji, C. Dumas // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 487, iss. 1-2. – P. 328–339. – doi: 10.1016/j.msea.2007.10.047

20. Totten G.E., Howes M., Inoue T. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. – Ohio: ASM International: Materials Park, 2002. – 499 p.

21. ASM HandBook. Vol. 9. Metallography and microstructures / prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee; vol. ed. G.F. Vander Voort. – Ohio: Materials Park: ASM International, 2004. – 1184 p.

22. Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics / W.N. Sharpe, ed. – Leipzig-New York: Springer Science and Business Media, 2008. – 1098 p.

23. Моделирование процессов структурообразования при формировании сварного соединения из разнородных сталей / А.А. Никулина, В.Ю. Скиба, Е.Е. Корниенко, Е.Н. Миронов // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. – 2011. – № 4 (53). – С. 54–61.

24. *Слухоцкий А.Е., Рыскин С.Е.* Индукторы для индукционного нагрева. – Л.: Энергия, 1974. – 264 с.

25. *Иванцовский В.В.* Связь режимов обработки с теплофизическими процессами в материале при интеграции поверхностной термической и финишной механической обработок // *Современная электротехнология в промышленности России [Электронный ресурс]: тр. Всерос. науч.-техн. конф., Тула, 27–28 окт. 2003 г. – Тула, 2003. – С. 249–258. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – ISBN 0320300984.*

26. Физические свойства металлов и сплавов: справочник / под ред. Я.Л. Лифшиц. – М., 1980. – 320 с.

27. Теплопроводность твердых тел: справочник / под ред. А.С. Охотина. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 320 с.

28. Стали и сплавы. Марочник: справ. изд. / под ред. В.Г. Сорокина, М.А. Гервасьева. – М.: Интернет Инжиниринг, 2001. – 608 с.

29. *Denis S., Sjöström S., Simon A.* Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model numerical illustration of the internal stress evolution during cooling of a eutectoid steel cylinder // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. – 1987. – Vol. 18, iss. 7. – P. 1203–1212. – doi: 10.1007/BF02647190

30. *Hildenwall B., Ericsson T.* Prediction of Residual Stresses in Case-hardening Steel // *Hardening Concepts with Application to Steel* / D.V. Doane

and J.S. Kirkaldy, eds. – Warrendale: AIME, 1978. – P. 579–605.

31. *Прус А.А., Ермолаев Б.И.* Металлы и сплавы: справочные данные о физико-механических свойствах при различных температурах и условиях нагружения. – М.: ЦНИИ, 1975. – 583 с.

32. *Зиновьев В.Е.* Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: справочник. – М.: Металлургия, 1989. – 383 с.

33. *Скиба В.Ю.* Повышение эффективности технологического процесса обработки деталей машин при интеграции абразивного шлифования и поверхностной закалки ТВЧ: дис. ... канд. техн. наук: спец. 05.03.01 / Новосибир. гос. техн. ун-т. – Новосибирск, 2008. – 257 с.

34. *Fortunier R., Leblond J.B., Bergheau J.M.* A Numerical Model for Multiple Phase Transformations in Steels during Thermal Processes // *Journal of Shanghai Jiaotong University*. – 2000. – Vol. E5, iss. 1. – P. 213–220.

35. *Sjöström S.* The Calculation of Quench Stresses in Steel: Ph.D. Diss. № 84 / Linköping University, Linköping Studios in Science and Technology, Division of Solid Mechanics and Strength of Materials, Department of Mechanical Engineering. – Linköping, Sweden, 1982. – 126 p.

36. *Иванцовский В.В.* Управление структурным и напряженным состоянием поверхностных слоев деталей машин при их упрочнении с использованием концентрированных источников нагрева и финишного шлифования: дис. ... д-ра техн. наук: спец. 05.16.09 / Новосиб. гос. техн. ун-т. – Новосибирск, 2012. – 425 с.

OBRAVOTKA METALLOV

(METAL WORKING AND MATERIAL SCIENCE)

N 3(64), July – September 2014, Pages 90–102

Analysis of the stress-strain state of the material under high-energy heating by high frequency currents

Skeeba V. Yu., Ph.D. (Engineering), Associate Professor, e-mail: skeeba_vadim@mail.ru

Pushnin V.N., Post-graduate Student, e-mail: valerka_777-90@mail.ru

Erohin I.A., Post-graduate Student, e-mail: erokhinivana@gmail.com

Kornev D.Yu., Master's Degree student, e-mail: cornev.dima@yandex.ru

Novosibirsk State Technical University, 20 Prospect K. Marksa, Novosibirsk, 630073, Russian Federation

Abstract

Purpose: To increase the performance properties of the machine parts, part surface layer modification methods are becoming more and more popular. They use concentrated energy sources to achieve high heating rates of around 10^4 to 10^5 °C/s. Therefore, it is rather difficult to experimentally determine the values of the heat cycle parameters that are needed to predict the required size and character of the residual stress distribution and deformation. The task of

this paper is to numerically model the stress-strain state of the material under high energy heating by high-frequency currents (HEH HFC). **Methods:** The finite element model was created in the ANSYS and SYSWELD software complexes that use numerical methods to solve differential equations of transient heat conduction (Fourier equation), carbon diffusion (Fick's second law) and elastoplastic material behavior. The modeling results were verified by means of natural experiments using optical and scanning microscopy, mechanical and X-ray methods to detect residual stresses. **Results and Discussion:** It was established that in the observed change range of the HEH HFC modes, the level of residual compression stresses on surfaces of parts may achieve the values of -500 to -1000 MPa. It was theoretically proven and experimentally confirmed that the size of the transition layer should constitute 25 to 33 % of the hardened layer depth, which shifts the peak of the tension stresses to the deeper layers of the material while decreasing the compression stresses on the surface by 6 to 10 % and excluding the possibility of heat treatment crack formation.

Keywords:

high-energy heating, high-frequency hardening, FEM, stress-strain state, residual stresses, surface layer.

References

1. Jianbin Luo, Yonggang Meng, Tianmin Shao, Qian Zhao. *Advanced Tribology: Proceedings of CIST2008 & ITS-IFTToMM2008*. Beijing, Tsinghua University Press, Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag, 2009. 1056 p.
2. Davis J.R. *Surface Hardening of Steels: Understanding the Basics*. Ohio, Materials Park, ASM International, 2002. 364 p.
3. Ion J.C. *Laser processing of engineering materials: Principles, procedure and industrial application*. Burlington, Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005. 576 p.
4. Béjar M.A., Henríquez R. Surface hardening of steel by plasma-electrolysis boronizing. *Materials and Design*, 2009, vol. 30, iss. 5, pp. 1726-1728. doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.006
5. Abashkin V.V., Gorshkov O.A., Ilyin A.A., Lovtsov A.S., Rizakhanov R.N. Multipass surface hardening of steel samples with inclined surfaces by concentrated electron beam in the air of atmosphere pressure. *High Temperature Material Processes: an International Quarterly of High-Technology Plasma Processes*, 2004, vol. 8, iss. 3, pp. 427-432. doi: 10.1615/HighTempMatProc.v8.i3.80
6. Songa R.G., Zhanga K., Chena G.N. Electron beam surface treatment. Pt. 1: Surface hardening of AISI D3 tool steel. *Vacuum*, 2003, vol. 69, iss. 4, pp. 513-516. doi: 10.1016/S0042-207X(02)00583-3
7. Engelko V., Yatsenko B., Mueller G., Bluhm H. Pulsed electron beam facility (GESA) for surface treatment of materials. *Vacuum*, 2001, vol. 62, iss. 2-3, pp. 211-216. doi: 10.1016/S0042-207X(00)00446-2
8. Golkovskii M.G. Hardening and cladding of a relativistic electron beam outside the vacuum. *Technological capabilities of the method*. Saarbrücken, LAPLAMBERT Academic Publ., 2013. 317 p.
9. Bataev I.A., Golkovskii M.G., Bataev A.A., Losinskaya A.A., Popelyukh A.I., Drobyaz E.A. Surface hardening of steels with carbon by non-vacuum electron-beam processing. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 242, pp. 164-169. doi: 10.1016/j.surfcoat.2014.01.038
10. Rudnev V.I., Loveless D. 12.15 – Induction Hardening: Technology, Process Design, and Computer Modeling. *Comprehensive Materials Processing*, 2014, vol. 12: Thermal Engineering of Steel Alloy Systems, pp. 489-580. doi: 10.1016/B978-0-08-096532-1.01217-6.
11. Ivantsivskii V.V., Bataev V.A. Uprochnenie poverkhnostnykh sloev detalei mashin s ispol'zovaniem vysokoenergeticheskogo nagreva tokami vysokoi chastoty [Surface hardening of machine parts by using high-energy heating by high frequency currents]. *Polzunovskii vestnik – Polzunov Bulletin*, 2005, no. 2-2, pp. 104-112.
12. Kidin I.N. *Fizicheskie osnovy elektrotermicheskoi obrabotki materialov i splavov* [Physical basis of electrothermal treatment of materials and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969. 376 p.
13. Golovin G.F., Zamyatnin M.M. *Vysokochastotnaya termicheskaya obrabotka. Voprosy metallovedeniya i tekhnologii* [High-frequency heat treatment. Problems of Metallurgy and Technology]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1990. 239 p.
14. Ivantsivskii V.V., Bataev V.A. Svyaz' parametrov termicheskikh tsiklov, realizuemykh v poverkhnostnykh sloyakh detalei mashin, s glubinoi uprochneniya pri vozdeistvii ob'emnykh kontsentrirrovannykh istochnikov nagreva [Communication parameters of thermal cycles, implemented in the surface layers of machine parts, with the depth

of hardening under the influence of volume concentrated heat sources]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya – Steel in Translation*, 2004, no. 10, pp. 30-34 (in Russian).

15. Ivantsivskii V.V., Skeebe V.Yu., Stepanova N.P. Naznachenie rezhimov poverkhnostnoi zakalki s ispol'zovaniem kontsentrirrovannykh istochnikov nagreva [Assignment mode of surface hardening, which is carried out by using a concentrated heat source]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2005, no. 3, pp. 22-24.

16. Amit Kohli, Hari Singh. Optimization of processing parameters in induction hardening using response surface methodology. *Sadhana*, 2011, vol. 36, iss. 2, pp. 141-152. doi: 10.1007/s12046-011-0020-x

17. Ivantsivskii V.V., Skeebe V.Yu. Povyshenie poverkhnostnoi mikrotverdsti stali pri integratsii poverkhnostno-termicheskoi i finishnoi mekhanicheskoi obrabotok [Increased surface microhardness of steel in the integration of surface-thermal and mechanical finishing treatments]. *Nauchnyi vestnik NGTU – Science Bulletin of Novosibirsk State Technical University*, 2006, no. 3, pp. 187-192.

18. Ivantsivskii V.V., Skeebe V.Yu., Zub N.P. Metodika naznacheniya rezhimov obrabotki, obespechivayushchikh ratsional'noe raspredelenie ostatochnykh napryazhenii pri poverkhnostnoi zakalke VEN TVCh [Method of determining processing modes, ensuring the rational distribution of residual stresses in surface hardening HEH HFC]. *Nauchnyi vestnik NGTU – Science Bulletin of Novosibirsk State Technical University*, 2008, no. 3, pp. 83-95.

19. Dominique Couparada, Thierry Palin-Luca, Philippe Bristielb, Vincent Jic, Christian Dumas. Residual stresses in surface induction hardening of steels. Comparison between experiment and simulation. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 487, iss. 1-2, pp. 328-339. doi: 10.1016/j.msea.2007.10.047

20. Totten G.E., Howes M., Inoue T. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. Ohio, ASM International, Materials Park, 2002. 499 p.

21. ASM Handbook. Vol. 9. Metallography and microstructures. Prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee, vol. ed. G.F. Vander Voort. Ohio, Materials Park, ASM International. 2004. 1184 p.

22. Sharpe W.N., ed. Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics. Leipzig-New York, Springer Science and Business Media, 2008. 1098 p.

23. Nikulina A.A., Skeebe V.Yu., Kornienko E.E., Mironov E.N. Modelirovanie protsessov strukturoobrazovaniya pri formirovanii svarnogo soedineniya iz raznorodnykh stalei [Simulation of structure formation during welding of heterogeneous steels]. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) – Metal Working and Material Science*, 2011, no. 4 (53), pp. 54-61.

24. Slukhotskii A.E., Ryskin S.E. *Induktory dlya induktsionnogo nagreva* [Inductors for Induction Heating]. Leningrad, Energiya Publ., 1974. 264 p.

25. Ivantsivskii V.V. [Communication processing modes with the thermal processes in the material at the integration of surface thermal and mechanical finishing treatments]. *Trudy Vserossiiskoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii "Sovremennaya elektrotekhnologiya v promyshlennosti Rossii"* [Proceedings of the All-Russian Scientific and Technical Conference "Modern electrotechnology industry in Russia"]. Tula, 2003, pp. 249-258.

26. Lifshits Ya.L., Kraposhin V.S., Linetskii Ya.L. *Fizicheskie svoystva metallov i splavov: Spravochnik* [Physical properties of metals and alloys: Directory]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 320 p.

27. Okhotin A.S. *Teploprovodnost' tverdykh tel: Spravochnik* [Thermal conductivity of solids: Directory]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1984. 320 p.

28. Sorokin V.G., Gervas'ev M.A., eds. *Stali i splavy. Marochnik: Spravochnoe izdanie* [Grade steels and alloys. Reference Edition]. Moscow, Internet Engineering Publ., 2001. 608 p.

29. Denis S., Sjöström S., Simon A. Coupled temperature, stress, phase transformation calculation model numerical illustration of the internal stress evolution during cooling of a eutectoid steel cylinder. *Metallurgical Transactions: A*, 1987, vol. 18, iss. 7, pp. 1203-1212. doi: 10.1007/BF02647190

30. Hildenwall B., Ericsson T. Prediction of Residual Stresses in Case-hardening Steel. Hardenability Concepts with Application to Steel, D.V. Doane and J.S. Kirkaldy, eds. Warrendale, AIME, 1978, pp. 579-605.

31. Prus A.A., Ermolaev B.I. *Metally i splavy: Spravochnye dannye o fiziko-mekhanicheskikh svoystvakh pri razlichnykh temperaturakh i usloviyakh nagruzheniya* [Metals and alloys. Reference data on the physical and mechanical properties at different temperatures and loading conditions]. Moscow, TsNII Publ., 1975. 583 p.

32. Zinov'ev V.E. *Teplofizicheskie svoystva metallov pri vysokikh temperaturakh: Spravochnik* [Thermophysical properties of metals at high temperatures: Directory]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 383 p.

33. Skeebe V.Yu. *Povyshenie effektivnosti tekhnologicheskogo protsessa obrabotki detalei mashin pri integratsii abrazivnogo shlifovaniya i poverkhnostnoi zakalki TVCh*. Diss. kand. tekhn. nauk [Improving the efficiency of the

technological processing machinery parts with the integration of abrasive grinding and surface hardening currents by high frequency currents. Dr. tech. sci. diss.]. Novosibirsk, 2008. 257 p.

34. Fortunier R. Leblond J.B., Bergheau J.M. A Numerical Model for Multiple Phase Transformations in Steels during Thermal Processes. Journal of Shanghai Jiaotong University, 2000, iss. 1, pp. 213-220.

35. Sjöström S. The Calculation of Quench Stresses in Steel. Ph.D. Diss. Linköping University, Linköping Studios in Science and Technology, Division of Solid Mechanics and Strength of Materials, Department of Mechanical Engineering. Linköping, Sweden, 1982, no. 84. 126 p.

36. Ivantsivskii V.V. *Upravlenie strukturnym i napryazhennym sostoyaniem poverkhnostnykh sloev detalei mashin pri ikh uprochnenii s ispol'zovaniem kontsentrirrovannykh istochnikov nagreva i finishnogo shlifovaniya*. Diss. dokt. tekhn. nauk [Control of structural and stress state of the surface layers of machine parts during their hardening using concentrated sources of heat and abrasive finishing. Dr. eng. sci. diss.]. Novosibirsk, 2012. 425 p.

Funding

The reported study was partially supported by RFBR, research project No. 13-08-01102 a.

Received 23 July 2014

Revised 21 August 2014

Accepted 29 August 201

Рекомендации по написанию научной статьи

Оформление русскоязычной части статьи, подаваемой в научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)», должно соответствовать по стилю и содержанию определенным минимальным требованиям еще до того, как она будет принята на рассмотрение для публикации. Статьи, не соответствующие этим минимальным требованиям, получают мотивированный отказ редактора – их даже не отправляют на рассмотрение в редакционный совет. Вопросы новизны и оригинальности исследования решаются авторами статьи.

Отметим одно необходимое условие, сформировавшееся за время работы в журнале, – нельзя подавать на рассмотрение работу, которая предварительно не прошла оценки качества самим автором (и научным руководителем в случае недостаточного опыта автора в подготовке научных статей). Кроме того, текст должен быть внимательно прочитан всеми авторами (а не одним автором, как это зачастую бывает), так как все авторы несут коллективную ответственность за содержание работы.

1. Общие комментарии

Пишите доходчивым и простым языком – абстрактные формулировки и излишне длинные фразы трудны как для чтения, так и для понимания.

Статья не должна быть слишком длинной, даже если журнал не указывает максимального объема статьи. Пишите лаконично и грамотно, соблюдая правила написания по русскому языку.

Избегайте:

- неряшливости, например, многочисленных опечаток, небрежного стиля, маленьких иллюстраций, уравнений с ошибками и др.;
- длинного текста (абзаца), содержащего избыточные высказывания.

Научная статья должна иметь определенную структуру, которая описана ниже.

2. Заглавие и сведения об авторах

Используйте лаконичное описательное название, содержащее основные ключевые слова темы статьи. Перед заглавием обязательно указывается УДК.

После заглавия по порядку следуют И.О. ФАМИЛИЯ авторов, их ученая степень, ученое звание, в скобках указываются сокращенное название организации, город. Ниже – данные для переписки: Фамилия И.О. основного автора, почтовый адрес и полное название организации, e-mail.

3. Аннотация (реферат)

Аннотация содержит ключевые слова и представляет собой сжатый обзор содержания работы, указывает на основные проблемы, к которым обращается автор, на подход к этим проблемам и на достижения работы (не менее 10 строк).

4. Ключевые слова

Ключевые слова должны отображать и покрывать содержание работы. Ключевые слова служат профилем вашей работы для баз данных.

5. Введение

Раздел «Введение» должен быть использован для того, чтобы определить место вашей работы (подхода, данных или анализа). Подразумевается, что существует нерешенная или новая научная проблема, которая рассматривается в вашей работе. В связи с этим в данном разделе следует представить краткий, но достаточно информированный литературный обзор (до 2 стр.) по состоянию данной отрасли науки. Не следует пренебрегать книгами и статьями, которые были написаны, например, раньше, чем пять лет назад. В конце раздела «Введение» формулируются цели работы и описывается стратегия для их достижения.

6. Описание экспериментальной части и теоретической/вычислительной работы

6.1. Материал, испытываемые образцы и порядок проведения испытаний

Приводится обоснование выбора данного материала (или материалов) и методов описания материала (материалов) в данной работе.

При необходимости приводятся рисунки образцов с единицами измерения (единицы измерения только в системе СИ). При испытании стандартных образцов достаточно ссылки на стандарт. Для большой программы испытаний целесообразно использовать таблицу матричного типа. Если образцы взяты из слитков, заготовок или компонентов, то описывается их ориентация и нахождение в исходном материале, используются стандартные обозначения по ГОСТу.

При проведении испытаний приводится следующая информация.

1. Тип и условия испытаний, например, температура испытаний, скорость нагружения, внешняя среда.
2. Описываются переменные параметры, измеряемые величины и методы их измерения с точностью, степенью погрешности, разрешением и т.д.; для величин, которые были вычислены, – методы, используемые для их вычисления.

6.2. Результаты экспериментов

Результаты предпочтительно представлять в форме графиков и описывать их словесно. Не следует писать о том, что ясно видно по графику.

6.3. По теоретической/вычислительной работе

Вышеперечисленные рекомендации актуальны также и для теоретической и вычислительной работы. В статьях, основанных на вычислительной работе, необходимо указать тип конечного элемента, граничные условия и входные параметры. Численный результат представляется с учетом ограничений (точности) в применяемых вычислительных методах.

В статьях, основанных на аналитической работе, при изложении длинного ряда формул необходимо давать поясняющий текст, чтобы была понятна суть содержания работы. Правильность вычислений необходимо подтверждать промежуточными вычислениями. Так же как и в случае с экспериментальной работой, простого описания числовых или аналитических преобразований без рассмотрения теоретической (физической) первопричины обычно недостаточно, для того чтобы сделать публикацию такой статьи оправданной. Простой отчет о числовых результатах в форме таблиц или в виде текста, как и бесконечные данные по экспериментальной работе, без попытки определить или выдвинуть гипотезу о том, почему были получены такие результаты, без попытки выявить причинно-следственные связи, не украшают работу.

Сравнение ваших числовых результатов с числовыми результатами, полученными кем-то другим, может быть информативным. Но оно ничего не ДОКАЗЫВАЕТ. Контроль при помощи сравнения с общеизвестными решениями и проверка при помощи сравнения с экспериментальными данными являются обязательными.

7. Обсуждение

Необходимо использовать этот раздел для того, чтобы в полном объеме объяснить значимость вашего подхода, данных или анализа и результатов. Настоящий раздел упорядочивает и интерпретирует результаты. Цель раздела – показать, какие знания были получены в результате вашей работы, а также перспективу полученных результатов, сравнив их с существующим положением в данной области, описанным в разделе «Введение». Большое количество графиков и цветных иллюстраций не дает научного результата, это не презентация в PowerPoint. Обязанностью автора является упорядочивание данных и систематическое представление результатов. Так, простой отчет о результатах испытаний без попытки исследовать внутренние механизмы не имеет большой ценности.

8. Выводы

Этот раздел обычно начинается с нескольких фраз, подводящих итог проделанной работе, а затем в виде списка представляются основные выводы. Следует быть лаконичным.

10. Список литературы

Прежде чем составить список литературы, необходимо ознакомиться с правилами оформления ссылок в журнале «Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)» на сайте www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»; научные издания).

В списки литературы обязательно включайте иностранные источники (желательно не менее 50 %, исключение – публикации по региональной тематике); число цитируемой литературы чаще всего от 15 до 30 ссылок. Списки литературы (References) – это демонстрация вашей эрудиции, информированности о текущих исследованиях в данной области, поэтому цитируемые публикации должны быть как можно более новыми (но и увеличивать их чрезмерно, без причины тоже не следует). Ссылки на свои работы приветствуются, но проявляйте умеренность.

*В.Г. Атапин, В.Ю. Скиба,
заместители главного редактора журнала
«Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)»*

ПОДГОТОВКА АННОТАЦИИ

(структура, содержание и объем авторского резюме (аннотации) к научным статьям в журнале; фрагменты из работы **О. В. Кирилловой «Редакционная подготовка научных журналов для включения в зарубежные индексы цитирования: методические рекомендации. – Москва, 2012»**, кандидата технических наук, заведующей отделением ВИНТИ РАН, члена Консультативного совета по формированию контента (Content Selection and Advisory Board – CSAB) SciVerse Scopus, Elsevier)

Авторское резюме должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Результаты работы описывают предельно точно и информативно. Приводятся основные теоретические и экспериментальные результаты, фактические данные, обнаруженные взаимосвязи и закономерности. При этом отдается предпочтение новым результатам и данным долгосрочного значения, важным открытиям, выводам, которые опровергают существующие теории, а также данным, которые, по мнению автора, имеют практическое значение. Выводы могут сопровождаться рекомендациями, оценками, предложениями, гипотезами, описанными в статье.

Сведения, содержащиеся в заглавии статьи, не должны повторяться в тексте авторского резюме. Следует избегать лишних вводных фраз (например, «автор статьи рассматривает...»). Исторические справки, если они не составляют основное содержание документа, описание ранее опубликованных работ и общеизвестные положения в авторском резюме, не приводятся.

В тексте авторского резюме следует употреблять синтаксические конструкции, свойственные языку научных и технических документов, избегать сложных грамматических конструкций. В тексте авторского резюме следует применять значимые слова из текста статьи. Текст авторского резюме должен быть лаконичен и четок, свободен от второстепенной информации, лишних вводных слов, общих и незначащих формулировок. Текст должен быть связным, разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать одно из другого. Сокращения и условные обозначения применяют в исключительных случаях или дают их расшифровку и определения при первом употреблении в авторском резюме. В авторском резюме не делаются ссылки на номер публикации в списке литературы к статье.

Объем текста авторского резюме определяется содержанием публикации (объемом сведений, их научной ценностью и/или практическим значением), но не менее 100–250 слов (для русскоязычных публикаций – предпочтительнее больший объем).

Пример авторского резюме на русском языке

Значительная часть инновационных планов по внедрению изменений, содержащих в своей основе нововведения, либо не доходит до практической реализации, либо в действительности приносит гораздо меньше пользы, чем планировалось. Одна из причин этих тенденций кроется в отсутствии у руководителя реальных инструментов по планированию, оценке и контролю над инновациями. В статье предлагается механизм стратегического планирования компании, основанный на анализе как внутренних возможностей организации, так и внешних конкурентных сил, поиске путей использования внешних возможностей с учетом специфики компании. Стратегическое планирование опирается на свод правил и процедур, содержащих серию методов, использование которых позволяет руководителям компаний обеспечить быстрое реагирование на изменение внешней конъюнктуры. К таким методам относятся: стратегическое сегментирование; решение проблем в режиме реального времени; диагностика стратегической готовности к работе в условиях будущего; разработка общего плана управления; планирование предпринимательской позиции фирмы; стратегическое преобразование организации. Процесс стратегического планирования представлен в виде замкнутого цикла, состоящего из 9 последовательных этапов, каждый из которых представляет собой логическую последовательность мероприятий, обеспечивающих динамику развития системы. Результатом разработанной автором методики стратегического планирования является предложение перехода к «интерактивному стратегическому менеджменту», который в своей концептуальной основе ориентируется на творческий потенциал всего коллектива и изыскание путей его построения на основе оперативного преодоления ускоряющихся изменений, возрастающей организационной сложности и непредсказуемой изменчивости внешнего окружения.

Это же авторское резюме на английском языке

A considerable part of innovative plans concerning implementation of developments with underlying novelties either do not reach the implementing stage, or in fact yield less benefit than anticipated. One of the reasons of such failures is the fact that the manager lacks real tools for planning, evaluating and controlling innovations. The article brings forward the mechanism for a strategic planning of a company, based on the analysis of both inner company's resources, and outer competitive strength, as well as on searching ways of using external opportunities with account taken of the company's specific character. Strategic planning is based on a code of regulations and procedures containing a series of methods, the use of which makes it possible for company's manager to ensure prompt measures of reaction to outer business environment changes. Such methods include: strategic segmentation; solving problems in real-time mode; diagnostics of strategic readiness to operate in the context of the future; working out a general plan of management; planning of the business position of the firm; strategic transformation of the

company. Strategic planning process is presented as a closed cycle consisting of 9 successive stages, each of them represents a logical sequence of measures ensuring the dynamics of system development. The developed by the author strategic planning methods result in the recommendation to proceed to “interactive strategic management” which is conceptually based on the constructive potential of the collective body, on searching ways of its building on the basis of effective overcoming accelerating changes, increasing organizational complexity, and unpredictable changeability of the environment.

Пример структурированного авторского резюме из иностранного журнала в Scopus

Purpose: Because of the large and continuous energetic requirements of brain function, neurometabolic dysfunction is a key pathophysiologic aspect of the epileptic brain. Additionally, neurometabolic dysfunction has many self-propagating features that are typical of epileptogenic processes, that is, where each occurrence makes the likelihood of further mitochondrial and energetic injury more probable. Thus abnormal neurometabolism may be not only a chronic accompaniment of the epileptic brain, but also a direct contributor to epileptogenesis.

Methods: We examine the evidence for neurometabolic dysfunction in epilepsy, integrating human studies of metabolic imaging, electrophysiology, microdialysis, as well as intracranial EEG and neuropathology.

Results: As an approach of noninvasive functional imaging, quantitative magnetic resonance spectroscopic imaging (MRSI) measured abnormalities of mitochondrial and energetic dysfunction (via ^1H or ^{31}P spectroscopy) are related to several pathophysiologic indices of epileptic dysfunction. With patients undergoing hippocampal resection, intraoperative ^{13}C -glucose turnover studies show a profound decrease in neurotransmitter (glutamate-glutamine) cycling relative to oxidation in the sclerotic hippocampus. Increased extracellular glutamate (which has long been associated with increased seizure likelihood) is significantly linked with declining energetics as measured by ^{31}PMR , as well as with increased EEG measures of Teager energy, further arguing for a direct role of glutamate with hyperexcitability.

Discussion: Given the important contribution that metabolic performance makes toward excitability in brain, it is not surprising that numerous aspects of mitochondrial and energetic state link significantly with electrophysiologic and microdialysis measures in human epilepsy. This may be of particular relevance with the self-propagating nature of mitochondrial injury, but may also help define the conditions for which interventions may be developed. © 2008 International League Against Epilepsy.

Фрагменты из рекомендаций авторам журналов издательства Emerald

Авторское резюме (реферат, abstract) является кратким резюме большей по объему работы, имеющей научный характер, которое публикуется в отрыве от основного текста и, следовательно, само по себе должно быть понятным без ссылки на саму публикацию. Оно должно излагать существенные факты работы и не должно преувеличивать или содержать материал, который отсутствует в основной части публикации. Авторское резюме выполняет функцию справочного инструмента (для библиотеки, реферативной службы), позволяющего читателю понять, следует ли ему читать или не читать полный текст.

Авторское резюме включает следующее.

1. Цель работы в сжатой форме. Предыстория (история вопроса) может быть приведена только в том случае, если она связана контекстом с целью.
2. Кратко излагая основные факты работы, необходимо помнить следующие моменты:
 - следовать хронологии статьи и использовать ее заголовки в качестве руководства;
 - не включать несущественные детали;
 - вы пишете для компетентной аудитории, поэтому можете использовать техническую (специальную) терминологию вашей дисциплины, четко излагая свое мнение и имея также в виду, что вы пишете для международной аудитории;
 - текст должен быть связным с использованием слов «следовательно», «более того», «например», «в результате» и т. д. («consequently», «moreover», «for example», «the benefits of this study», «as a result» etc.), либо разрозненные излагаемые положения должны логично вытекать один из другого;
 - необходимо использовать активный, а не пассивный залог, т. е. “The study tested”, но не “It was tested in this study” (частая ошибка российских аннотаций);
 - стиль письма должен быть компактным (плотным), поэтому предложения, вероятнее всего, будут длиннее, чем обычно.

Примеры, как не надо писать реферат, приведены на сайте издательства (<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=3&>).

На сайте издательства также приведены примеры хороших рефератов для различных типов статей (обзоры, научные статьи, концептуальные статьи, практические статьи):

<http://www.emeraldinsight.com/authors/guides/write/abstracts.htm?part=2&PHPSESSID=hdac5rtkb73ae013ofk4g8nrv1>.

ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ

Научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» публикует статьи, содержащие новые и оригинальные результаты исследований по следующим научным направлениям (рекомендованные ВАК): 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки, 05.02.08 – Технология машиностроения, 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов, 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение).

Для того чтобы подать статью, автор и все соавторы должны быть зарегистрированы на сайте журнала http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/registration. Автор (один из соавторов) в своем кабинете выбирает в меню пункт «Подать статью» и вводит все необходимые данные. Своих соавторов при этом он выбирает из списка зарегистрированных пользователей.

Рукопись статьи готовится в соответствии с правилами оформления в редакторе MS Word и прикрепляется в формате *.doc, *.docx.

Сканированные лицензионный договор с подписями авторов и экспертное заключение (цветной режим сканирования, разрешение не менее 300 dpi) необходимо также прикрепить на сайте журнала в разделе «Подать статью» в формате *.pdf, *.jpg, *.jpeg.

При принятии рукописи к печати дополнительно на почтовый адрес редакции (630073, г. Новосибирск, пр-т Карла Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зам. гл. редактора Атапин В.Г., Скиба В.Ю.) высылаются оригиналы авторского лицензионного договора и экспертного заключения о возможности открытого опубликования статьи.

Все рукописи рецензируются.

Плата за публикацию рукописей не взимается.

Требования к оформлению рукописей

Текст набирается в русифицированном редакторе **Microsoft Word 97-2003**. Формат оригиналов – **A4**. Шрифт – **Times New Roman**, размер шрифта основного текста – **14 пт**, параметры страницы – все поля **2 см**. Выравнивание по ширине. Межстрочный интервал **полуторный**. Абзацный отступ – **1,25 см**. Переносы включены. Рисунки, таблицы, графики, фотографии должны быть четкими и понятными, могут быть включены в текст статьи.

Научная публикация должна иметь следующую структуру.

1. **Заглавие** (должно быть как можно короче и отражать содержание текста).

2. **Аннотация:**

на русском языке на основе ГОСТ 7.995 – сжатый обзор содержания работы (по ГОСТ **не менее 10 строк, 850 знаков**), указывает на ключевые проблемы, на подход к этим проблемам и на достижения работы; следует применять значимые слова из текста статьи;

на английском языке – по объему больше аннотации на русском языке и включает **не менее 150–250 слов**, рекомендуется следовать хронологии статьи, использовать англоязычную специальную терминологию, не включать несущественные детали и использовать активный, а не пассивный залог, избегать сложных грамматических конструкций (не применимых в научном английском языке).

3. **Ключевые слова** (должны отображать содержание работы). На английском языке – использовать термины из контролируемых словарей.

4. **Введение** (1-2 стр., краткий обзор по состоянию проблемы с цитатами или ссылками на актуальную литературу; в конце раздела необходимо сформулировать цель или задачу нового исследования и то, как вы это сделали).

5. **Теория** (для теоретических работ) или **методика экспериментального исследования** (для экспериментальных работ). Следует избегать повторений, излишних подробностей и известных положений, подробных выводов формул и уравнений (приводить лишь окончательные формулы, пояснив, как они получены).

6. **Результаты и обсуждение.**

7. **Выводы** (по результатам работы, описанной в данной статье; следует быть лаконичным).

8. **Список литературы:** в среднем 15-25 наименований (оформлять в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка»).

Краткие требования к набору рукописей

Единицы физических величин. При подготовке рукописи необходимо руководствоваться Международной системой единиц (СИ).

Таблицы нумеруются, если их число более одной. Заголовок необходим, когда таблица имеет самостоятельное значение, без заголовка дают таблицы вспомогательного характера.

Математические формулы. Сложные и многострочные формулы должны быть целиком набраны в редакторе формул Microsoft Equation 3.0. Используется только сквозная нумерация.

Рисунки представляются в форматах TIFF, PNG, JPEG, BMP, WMF. *Рисунки, сканированные откуда-либо, не принимаются.* Рекомендуемые размеры рисунков: 60 × 150, 60 × 70 мм.

Библиографический список, оформленный в соответствии с ГОСТ Р 7.05-2008 «Библиографическая ссылка», составляется по ходу упоминания литературы в тексте и приводится в конце рукописи. Ссылки в тексте на литературу даются в квадратных скобках, например [1], [2, 3], [4–7], [4, стр. 23–28].

Пример оформления статьи

УДК 621.9.06:518.4

ВЫБОР КОНСТРУКТИВНЫХ ПАРАМЕТРОВ БАЗОВЫХ ДЕТАЛЕЙ НА ЭТАПЕ ПРОЕКТИРОВАНИЯ

*В.Г. ИВАНОВ, доктор техн. наук, профессор,
....., канд. техн. наук, доцент,
В.С. ПЕТРОВ, аспирант,, магистрант,
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Иванов В.Г. – 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский
государственный технический университет, e-mail: metal_working@mail.ru

Аннотация (не менее 10 строк, 850 знаков)

Ключевые слова

<текст статьи с четко выраженной структурой>

1. Введение
2. Теория или методика экспериментального исследования или материалы и методы и др.
3. Результаты и обсуждение
4. Выводы
5. Список литературы (15–25 наименований)

Choice of design parameters of base details at the design stage

V.G. Ivanov,, V.S. Petrov,

Abstract (не менее 150–250 слов)

Key words

На отдельном листе приводится информация для РИНЦ (исполнение обязательно).

Пример оформления сведений для РИНЦ:

УДК
621.9.06

Расчетная оценка упругих деформаций фундамента многоцелевого станка

Иванов Владимир Григорьевич, Петров Виктор Сергеевич,

Новосибирский государственный технический университет, 630073, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20

Аннотация

Рассматривается расчет упругих деформаций фундамента тяжелого многоцелевого станка на абсолютно жестком основании и на упругом винклеровом основании. Показано, что от толщины фундамента существенно зависит деформирование его поверхности. (не менее 10 строк, 850 знаков)

Ключевые слова

фундамент, многоцелевой станок, упругие деформации, метод конечных элементов.

Литература

1. Каминская В.В., Решетов Д.Н. Фундаменты и установка металлорежущих станков. – М.: Машиностроение, 1975. – 208 с.
2. Атапин В.Г. Проектирование рациональных несущих конструкций многоцелевых станков // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2008. – №4(41). – С. 18–25.
3. Атапин В.Г. Оценка параметров несущих конструкций тяжелого многоцелевого станка на этапе проектирования // Вестник машиностроения. – 2007. – № 2. – С. 61–64.
..... (в среднем 15-25 наименований)

Calculation of elastic deformations the base of the multi-purpose machine tool

V.G. Ivanov, V.S. Petrov,

The calculation of the elastic deformations of the heavy multi-purpose machine for absolutely rigid basis and on an elastic basis is considered. It is shown that the thickness of substantially depends on the deformation of its surface. ...

Keywords

foundation, machining center, elastic deformations, finite element method.

МЕДИАКИТ ЖУРНАЛА

О ЖУРНАЛЕ

МЕДИАКИТ



Ежеквартальный научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» публикует:

- материалы о прогрессивном оборудовании и инструментах для металло- и деревообработки, слесарно-монтажных, строительных и малярных работах, о достижениях в области их разработки и авангардных технологиях производства, а также о проблемах экономики и организации производства, подготовки специалистов и повышения их квалификации;

- результаты научных исследований докторов и кандидатов наук, аспирантов, магистров техники и технологии по следующим научным направлениям: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка

металлов и сплавов; 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение). Присутствуют разделы: «Технология», «Оборудование», «Инструменты», «Материаловедение», «Труды конференции», «Научно-техническая информация» и др.

Научно-технические статьи, направленные в адрес журнала, проходят рецензирование и редактирование. Публикация статей **бесплатная**.

Журнал входит в Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук (решение Президиума Высшей аттестационной комиссии Минобрнауки России от 2 марта 2012 года № 8/13).

Дата основания:

1998 г. – Инструмент Сибири; с 2001 г. – Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты).

Свидетельство о регистрации средств массовой информации ПИ № ФС77-23961 от 05 апреля 2006 г. ISSN 1994-6309.

Учредители журнала:

- ОАО Новосибирский проектно-технологический и экспериментальный институт «Оргстанкинпром»;
- Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Новосибирский государственный технический университет»;

- ООО Научно-производственная коммерческая фирма «Машсервисприбор».

Издатель:

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования

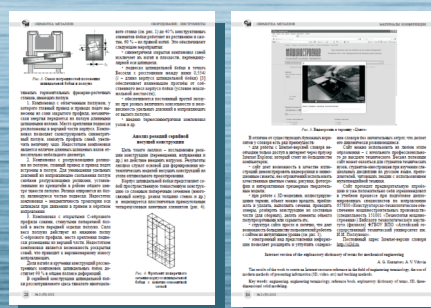
«Новосибирский государственный технический университет»;

630073, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса, 20.



Технические характеристики журнала:

- **Периодичность** – 4 раза в год (1 раз в квартал)
- **Язык** – русский
- **Объем** – до 200 страниц
- **Формат** – А4 (210 × 297 мм)
- **Тираж** – до 1000 экз



Структура распространения:

- по подписке (Индекс в каталоге агентства «Роспечать» – 70590);
- адресная почтовая рассылка авторам статей, по промышленным предприятиям, научным и учебным заведениям России;
- на выставках, конференциях.

Регионы распространения:

- Сибирь, Алтай, Дальний Восток – 60 %;
- Урал, Европейская часть РФ – 40 %.

Структура читательской аудитории

Преподаватели учебных заведений и научные сотрудники	64 %
Руководители (инжиниринговых предприятий, фирм-разработчиков и др.)	8 %
Ведущие специалисты предприятий (главные инженеры, технологи, конструкторы и т.д.)	11 %
Инженерно-технический состав предприятий и организаций	17 %

Журнал представлен:

- на сайте: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov/;
- на сайте НГТУ: www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»); научные издания)

- электронная версия журнала доступна на платформе eLIBRARY.RU.

График выхода журнала в течение текущего года

Номер	Выход (число, месяц)
1	15.03
2	15.06
3	15.09
4	15.12

Адрес редакции журнала:

630073, г. Новосибирск, проспект К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, ком. 274, зам. гл. редактора – В. Г. Атапин, В. Ю. Скиба.

Тел.: Атапин В.Г. (383) 346-17-77,
Скиба В.Ю. (383) 346-17-79
E-mail: metal_working@mail.ru



С 2014 научно-технический и производственный журнал «Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)» является организатором ежегодной (третья декада марта) Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении»/ «Actual Problems in Machine Building» совместно с «ИТЕ Сибирь» в рамках Международной выставки машиностроения и металлообработки Mashex Siberia. По результатам конференции издается сборник материалов конференции.

Тематика работы конференции:

- Инновационные технологии в машиностроении
- Технологическое оборудование, оснастка и инструменты
- Материаловедение в машиностроении
- Экономика и организация инновационных процессов в машиностроении»

Официальный сайт конференции:

<http://machine-building.conf.nstu.ru/>



Рекламные материалы должны соответствовать тематике научно-технического и производственного журнала по машиностроению. Для размещения рекламы предоставляется площадь трех страниц обложки (цветная).

Цветная реклама на обложке (формат А4):

- 2 страница 18 000 руб.
- 3 страница 15 000 руб.
- 4 страница 20 000 руб.

