

ВЕКТОР НАУКИ Тольяттинского государственного университета

Основан в 2008 г.

№ 2 (56)

2021

16+

Ежеквартальный
научный журнал

Учредитель – Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Тольяттинский государственный университет»

Главный редактор

Криштал Михаил Михайлович, д. ф.-м. н., профессор

Заместитель главного редактора по направлению «Металлургия и материаловедение»

Мерсон Дмитрий Львович, д. ф.-м. н., профессор

Заместитель главного редактора по направлению «Машиностроение и машиноведение»

Шайкин Александр Петрович, д. т. н., профессор

Заместитель главного редактора по направлению «Сварка, родственные процессы и технологии»

Ковтунов Александр Иванович, д. т. н., доцент

Редакционная коллегия:

Бочкарев Петр Юрьевич, д. т. н., профессор

Бржозовский Борис Максевич, д. т. н., профессор

Виноградов Алексей Юрьевич, к. ф.-м. н., Doctor of Sciences (Engineering), профессор

Гаврюшин Сергей Сергеевич, д. т. н., профессор

Герштейн Грегори, Doctor of Sciences (Engineering)

Глезер Александр Маркович, д. ф.-м. н., профессор

Гречников Федор Васильевич, академик РАН, д. т. н., профессор

Денисенко Александр Федорович, д. т. н., профессор

Казаков Александр Анатольевич, д. т. н., профессор

Карпов Михаил Иванович, член-корреспондент РАН, д. т. н., профессор

Кацман Александр Владимирович, к. ф.-м. н., PhD

Кудря Александр Викторович, д. т. н., профессор

Кузьмин Сергей Викторович, д. т. н., профессор

Ларишин Василий Петрович, д. т. н., профессор

Макаров Алексей Викторович, член-корреспондент РАН, д. т. н.

Максимова Светлана Васильевна, д. т. н.

Мулюков Радик Рафикович, член-корреспондент РАН, д. ф.-м. н., профессор

Наймарк Олег Борисович, д. ф.-м. н., профессор

Носов Николай Васильевич, д. т. н., профессор

Пиллинский Александр Вениаминович, к. т. н., доцент

Романов Алексей Евгеньевич, д. ф.-м. н., доцент

Рубаник Василий Васильевич, д. т. н.

Старобинский Рудольф Натанович, д. т. н., профессор

Сундер Рамасуббу, член Индийской академии наук, PhD, Dr.

Табакон Владимир Петрович, д. т. н., профессор

Худобин Леонид Викторович, д. т. н., профессор

Шшиков Владимир Александрович, д. т. н.

Эстрин Юрий Захарович, д. ф.-м. н., профессор

Входит в перечень рецензируемых научных журналов, зарегистрированных в системе «Российский индекс научного цитирования», в перечень рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук.

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-76949 от 09 октября 2019 г.).

Компьютерная верстка:
Н.А. Никитенко

Ответственный/технический редактор:
Н.А. Никитенко

Адрес редакции: 445020, Россия, Самарская область, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14

Тел.: (8482) 54-63-64

E-mail: vektornaukitgu@yandex.ru

Сайт: <https://vektornaukitech.ru>

Подписано в печать 30.06.2021.

Выход в свет 15.10.2021.

Формат 60×84 1/8.

Печать цифровая.

Усл. п. л. 9,9.

Тираж 28 экз. Заказ 3-258-21.

Цена свободная.

Издательство Тольяттинского государственного университета
445020, г. Тольятти,
ул. Белорусская, 14

СВЕДЕНИЯ О ЧЛЕНАХ РЕДКОЛЛЕГИИ

Главный редактор

Кристал Михаил Михайлович, доктор физико-математических наук, профессор, ректор (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Металлургия и материаловедение»

Мерсон Дмитрий Львович, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научно-исследовательского института перспективных технологий (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Машиностроение и машиноведение»

Шайкин Александр Петрович, доктор технических наук, профессор кафедры «Энергетические машины и системы управления» (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Заместитель главного редактора по направлению «Сварка, родственные процессы и технологии»

Ковтунов Александр Иванович, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы» (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Редакционная коллегия:

Бочкарев Петр Юрьевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Техническая механика и детали машин» (Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., Саратов, Россия).

Бржозовский Борис Максович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Проектирование технических и технологических комплексов» (Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., Саратов, Россия).

Виноградов Алексей Юрьевич, кандидат физико-математических наук, Doctor of Engineering, профессор (Норвежский технологический университет, Тронхейм, Норвегия).

Гаврюшин Сергей Сергеевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Компьютерные системы автоматизации производства» (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана, Москва, Россия).

Герштейн Грегори, Doctor of Engineering, заведующий лабораторией (Ганноверский университет имени Готфрида Вильгельма Лейбница, Ганновер, Германия).

Глезер Александр Маркович, доктор физико-математических наук, профессор, директор института металловедения и физики металлов имени Г.В. Курдюмова (Центральный научно-исследовательский институт имени И.П. Бардина, Москва, Россия).

Гречников Федор Васильевич, академик РАН, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой обработки металлов давлением (Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия).

Денисенко Александр Федорович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Автоматизированные станочные и инструментальные системы» (Самарский государственный технический университет, Самара, Россия).

Казаков Александр Анатольевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Металлургические и литейные технологии», руководитель научно-испытательной лаборатории «Металлургическая экспертиза» (Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия).

Карпов Михаил Иванович, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией материаловедения (Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия).

Кацман Александр Владимирович, кандидат физико-математических наук, PhD, старший научный сотрудник (Технион – Израильский технологический институт, Хайфа, Израиль).

Кудря Александр Викторович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры металловедения и физики прочности (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия).

Кузьмин Сергей Викторович, доктор технических наук, профессор, первый проректор (Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия).

Ларшин Василий Петрович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры технологии машиностроения (Одесский национальный политехнический университет, Одесса, Украина).

Макаров Алексей Викторович, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, главный научный сотрудник, заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств (Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия).

Максимова Светлана Васильевна, доктор технических наук, старший научный сотрудник, заведующий отделом «Физико-химические процессы пайки» (Институт электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины, Киев, Украина).

Мулюков Радик Рафикович, член-корреспондент РАН, доктор физико-математических наук, профессор, директор (Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа, Россия).

Наймарк Олег Борисович, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией «Физические основы прочности» (Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук, Пермь, Россия).

Носов Николай Васильевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Технология машиностроения» (Самарский государственный технический университет, Самара, Россия).

Пилинский Александр Вениаминович, кандидат технических наук, доцент, MSME (Master of Science in Mechanical Engineering), менеджер («Реймер Металс Корпорейшн», Лос-Анджелес, США).

Романов Алексей Евгеньевич, доктор физико-математических наук, доцент, декан и профессор факультета лазерной фотоники и оптоэлектроники (Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия), главный научный сотрудник сектора теории твердого тела (Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия).

Рубаник Василий Васильевич, член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, заведующий лабораторией физики металлов (Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Республика Беларусь).

Старобинский Рудольф Натанович, доктор технических наук, профессор, научный консультант (консалтинг-бюро “Prof. Starobinski. Silencers. Consulting and Engineering”, Гамбург, Германия).

Сундер Рамасуббу, член Индийской академии наук, PhD, Dr., директор (“BISS (P) Ltd”, Бангалор, Индия).

Табаков Владимир Петрович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Металлорежущие станки и инструменты» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Худобин Леонид Викторович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Шишков Владимир Александрович, доктор технических наук, начальник технического отдела (ООО «Рекар», Тольятти, Россия).

Эстрин Юрий Захарович, доктор физико-математических наук, профессор (Университет им. Монаша, Мельбурн, Австралия).

СОДЕРЖАНИЕ

Исследование процессов формирования пористых цветных металлов А.И. Ковтунов, Д.А. Семистенов, Ю.Ю. Хохлов, С.В. Мямин.....	9
In-situ исследование процесса коррозии магниевого биорезорбируемого сплава П.Н. Мягких, Е.Д. Мерсон, В.А. Полуянов, Д.Л. Мерсон.....	18
Особенности локализации деформации при термосиловой обработке Д.А. Расторгуев, К.О. Семенов.....	26
Инновационный подход к разработке технологических процессов изготовления изделий в многономенклатурном производстве Е.П. Решетникова, П.Ю. Бочкарев.....	35
Применение метода акустической эмиссии для мониторинга ультразвуковых усталостных испытаний М.Н. Селезнев, А.Ю. Виноградов.....	47
Эффективная мощность сжатой сварочной дуги с разнополярными импульсами тока В.П. Сидоров, Д.Э. Советкин.....	57
Влияние прокатки и кручения под высоким давлением в камере Бриджмена на количественные характеристики полос сдвига в аморфном сплаве на основе Zr И.А. Хрипливец	67
Микроструктура и прочность соединений листов никеля, полученных ультразвуковой сваркой Э.Р. Шаяхметова, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров.....	75
НАШИ АВТОРЫ.....	82

CONTENT

The research of the processes of formation of porous non-ferrous metals Aleksandr I. Kovtunov, Denis A. Semistenov, Yury Yu. Khokhlov, Sergey V. Myamin.....	9
In-situ study of corrosion process of biodegradable magnesium alloys Pavel N. Myagkikh, Evgeniy D. Merson, Vitaliy A. Poluyanov, Dmitry L. Merson.....	18
Special aspects of strain localization during thermal power processing Dmitry A. Rastorguev, Kirill O. Semenov.....	26
Innovative approach to the development of manufacturing procedures of producing goods in a multiproduct manufacture Evgeniya P. Reshetnikova, Petr Yu. Bochkarev.....	35
The application of acoustic emission method for ultrasonic fatigue testing monitoring Mikhail N. Seleznev, Aleksey Yu. Vinogradov.....	47
Effective power of a constricted welding arc with heteropolar current pulses Vladimir P. Sidorov, Dmitry E. Sovetkin.....	57
The influence of rolling and high-pressure torsion in the Bridgman chamber on the quantitative characteristics of shear bands in an amorphous Zr-based alloy Irina A. Khriplivets.....	67
Microstructure and strength of joints of nickel sheets produced by ultrasonic welding Elvina R. Shayakhmetova, Maria A. Murzinova, Airat A. Nazarov.....	75
OUR AUTHORS.....	82

С 13 по 17 сентября в г. Тольятти будет проходить X Международная школа «Физическое материаловедение» (далее – Школа), которая, как и в прошлые годы, будет посвящена вопросам фундаментального материаловедения, анализу микро- и макроструктуры, поведению материалов в условиях воздействия различных полей, циклически меняющихся нагрузок, водородного охрупчивания, коррозионной повреждаемости и др.

В рамках Школы по уже сложившейся традиции проводится конкурс на лучшую научную работу среди молодых ученых, чей возраст на момент проведения Школы не превышает 35 лет. Около 40 работ, присланных на конкурс, были особо отмечены жюри и рекомендованы оргкомитетом Школы для опубликования в журнале «Вектор науки Тольяттинского государственного университета». В данном выпуске журнала публикуются первые четыре работы, а остальные работы-победители будут опубликованы в следующих выпусках.

Сопредседатель оргкомитета Школы, профессор Д.Л. Мерсон

Исследование процессов формирования пористых цветных металлов

© 2021

Ковтунов Александр Иванович^{*1,3}, доктор технических наук, доцент,
профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»
Семистенов Денис Александрович², кандидат технических наук,
руководитель Центр по аттестации сварочного оборудования (АЦСО-102)
Хохлов Юрий Юрьевич^{1,4}, заведующий лабораторией
кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»
Мямин Сергей Владимирович^{1,5}, инженер II категории НОЦ «Сварка»

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

²ООО «Средневолжский сертификационно-диагностический центр "Дельта"», Тольятти (Россия)

*E-mail: akovtunov@rambler.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7705-7377>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5276-8957>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6897-4109>

Аннотация: Пенoметаллы являются перспективными материалами, обладающими уникальным сочетанием механических и эксплуатационных свойств: малым удельным весом, низким коэффициентом теплопроводности, способностью поглощать акустические и электромагнитные колебания, возможностью деформироваться при постоянной нагрузке. В настоящее время наиболее применяемыми способами получения пеноалюминия и пеномагния являются способы, основанные на замешивании в алюминиевый расплав газа или порофора и формировании пористой структуры в процессе затвердевания расплава. Альтернативой данной технологии является формирование пористой структуры за счет использования растворимых гранул, которыми предварительно заполняют форму, а затем после пропитки гранул металлическим расплавом и затвердевания отливки их выщелачивают. Целью работы является определение влияния режимов литья и размера гранул на глубину пропитки гранульной засыпки металлическим расплавом при формировании пористых отливок из цветных металлов. Предложена методика для расчета глубины пропитки гранульной засыпки при производстве отливок из пористых цветных металлов, основанная на расчете охлаждения расплава при движении по тонкостенному каналу. Проведенные расчеты позволили определить глубину пропитки и установить допустимую толщину стенки отливки из пористого алюминия в зависимости от размера применяемых гранул, скорости движения расплава в форме, температуры формы и температуры алюминиевого расплава. Установлено, что для увеличения глубины пропитки и получения более толстостенных пористых алюминиевых отливок целесообразно увеличивать диаметр солевых гранул, а не температурные и гидродинамические режимы литья. Проведены расчеты, и установлено влияние режимов литья и диаметра гранул на глубину пропитки формы для получения пористых отливок из перспективных магниевых сплавов.

Ключевые слова: пенoметаллы; алюминиевый расплав; температура формы; температура расплава; гранулы; глубина пропитки; режимы литья.

Для цитирования: Ковтунов А.И., Семистенов Д.А., Хохлов Ю.Ю., Мямин С.В. Исследование процессов формирования пористых цветных металлов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 9–17. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-9-17.

ВВЕДЕНИЕ

Пеноалюминий, пеномагний и композиционные материалы на их основе благодаря необычному сочетанию физико-механических свойств [1]: малого удельного веса, низкого коэффициента теплопроводности, способности поглощать акустические и электромагнитные колебания, возможности деформироваться при постоянной нагрузке – находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности [2; 3]. Пенoметаллы и композиционные материалы на их основе являются перспективными материалами для применения в различных поглотителях механической, звуковой, электромагнитной энергии [4; 5].

Существует несколько принципиально различных способов получения пенoметаллов [6]; наиболее используемыми являются способы, основанные на замешивании в алюминиевый расплав газа (аргона, азота,

углекислого газа, водяного пара) или порофора (вещества, которое при нагреве выделяет газы) и формировании пористой структуры в процессе затвердевания алюминиевого расплава [7; 8], а также способы, основанные на смешивании порошков алюминия и порообразователя с последующим прессованием и вспениванием [9–11].

Альтернативой данной технологии является формирование пористой структуры за счет использования растворимых гранул, которыми предварительно заполняют форму, а после пропитки гранул расплавом и затвердевания отливки их выщелачивают [12–14]. Аналогичные технологии пропитки через каркасы губчатой структуры применяются для получения высокопористой керамики [15; 16].

Преимуществами данной технологии являются возможность управлять размером пор, получать однородную пористость по сечению отливки, а также достаточно

высокая производительность. К недостаткам данной технологии следует отнести ограничения по толщине получаемых отливок из-за интенсивного охлаждения металлического расплава при движении через поры в засыпке гранул. Скорость охлаждения металлического расплава и глубина пропитки солевых гранул определяются прежде всего тепловыми условиями литья (температурой гранул, температурой расплава), а также размером и теплофизическими свойствами гранул [12].

Цель работы – определение влияния режимов литья и размера гранул на глубину пропитки гранульной засыпки металлическим расплавом при формировании пористых отливок из цветных металлов.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Определить зависимости глубины пропитки гранульной засыпки от тепловых режимов процесса возможно либо путем экспериментальных исследований, либо расчетом по математической модели. Экспериментальный путь достаточно трудоемкий и материально затратный, поэтому на данном этапе следует идти по второму пути и разработать математическую модель тепловых условий формирования пеноматериалов, считая гранулы при этом идеальными шарами.

Основными геометрическими характеристиками засыпки гранул являются: порозность, т. е. объемная доля пространства, не заполненного твердым компонентом; объемная концентрация твердого компонента; минимальное проходное сечение; среднее проходное сечение; число гранул между двумя плоскопараллельными, проницаемыми для жидкости стенками; расстояние между центрами гранул по координате, нормальной к плоскости ограничивающих слой пластин; диаметр сфер D ; полная высота слоя [17].

При октаэдрическом типе упаковки сфер (круглых гранул) площадь минимального проходного сечения можно рассчитать исходя из схемы на рис. 1.

Площадь равностороннего треугольника ABC

$$S_{\Delta} = \frac{\sqrt{3}}{4} D^2.$$

Площадь секторов окружностей в треугольнике ABC равна площади полукруга. Таким образом, площадь минимального проходного сечения определяется по формуле

$$S_{\min} = \left(\frac{\sqrt{3}}{4} - \frac{\pi}{8} \right) D^2.$$

Для упрощения дальнейших расчетов выполним расчет минимального проходного сечения для различных диаметров гранул (рис. 2).

За основу расчета глубины пропитки засыпки гранул принимаем методику расчета охлаждения расплава при движении по тонкостенному каналу [18].

Будем считать, что канал имеет постоянное сечение, скорость ω движения металла не изменяется во времени и по длине канала. Количество теплоты, передаваемой вдоль струи и стенок канала теплопроводностью, пренебрегаем. Учитывается лишь количество теплоты, передаваемой трансляцией (т. е. конвекцией – вместе с массой самих частиц металла). Предполагается, что на входе в канал температура металла равна постоянной величине $t_{\text{зал}} > t_{\text{лик}}$.

Чтобы решить поставленную задачу, выделим в потоке металла небольшой элемент длиной dz (рис. 3). Начало координат свяжем с носиком струи, а ось z направим против движения металла (связанная, или подвижная, система координат).

Для выделенного элемента уравнение теплового баланса имеет вид

$$\alpha_1 (t_1 - t_c) dF_1 d\tau = -dV_1 \gamma_1 c_1' dt_1,$$

или

$$\alpha_1 \vartheta_1 dF_1 d\tau = -dV_1 \gamma_1 c_1' d\vartheta_1,$$

где $\vartheta_1 = t_1 - t_c$,

где t_1 – температура расплава металла, °С;

t_c – температура гранульной засыпки в форме, °С.

Штрихом сверху отмечены коэффициенты для металла, находящегося в жидком состоянии.

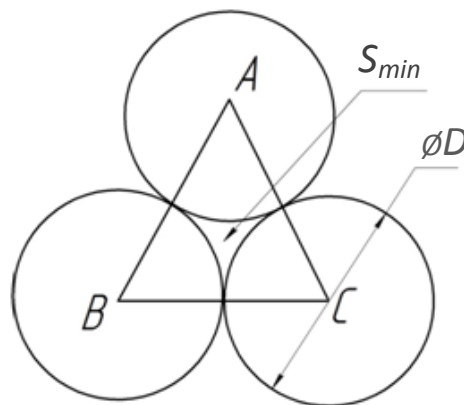


Рис. 1. Проходное сечение между гранулами
Fig. 1. Passage section between granules

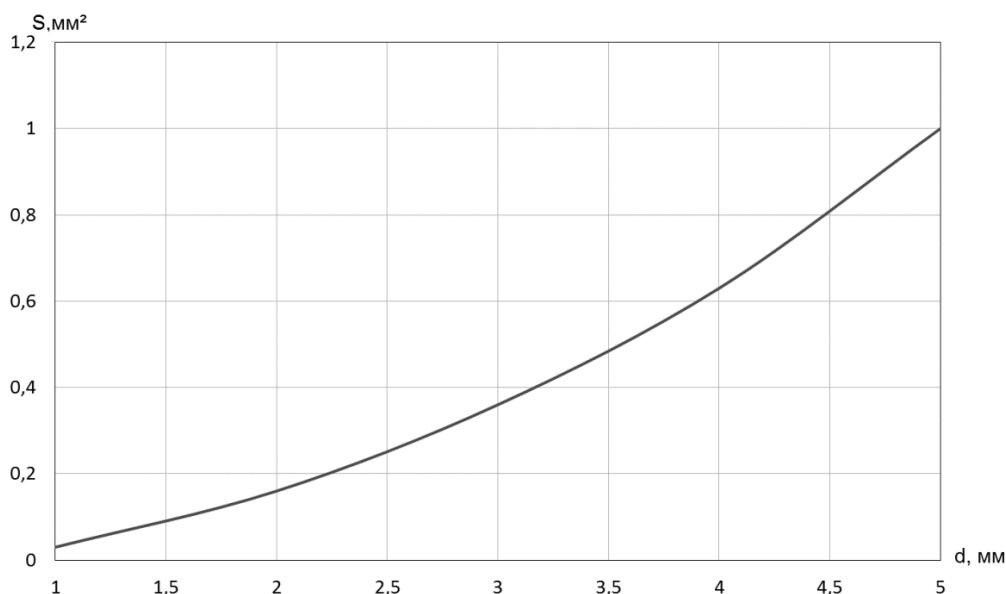


Рис. 2. Зависимость площади проходного канала от диаметра гранул
Fig. 2. The dependence of pass area on the diameter of granules

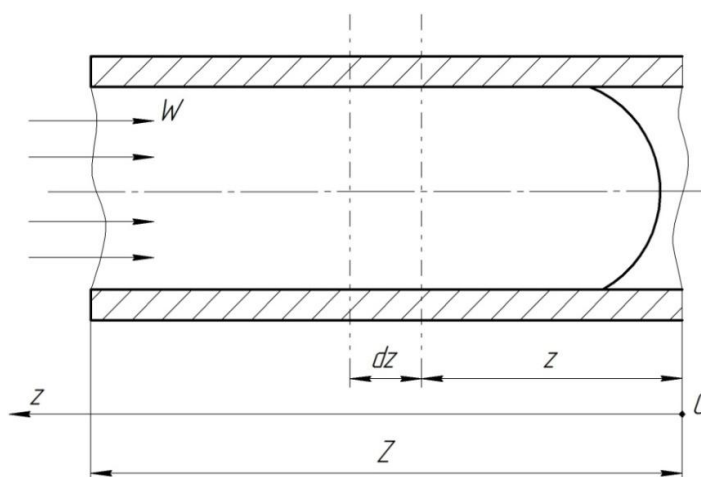


Рис. 3. Схема течения металла в тонкостенном канале (подвижная система координат)
Fig. 3. The scheme of metal flow in a thin-walled channel (moving coordinate system)

Решением полученного уравнения является выражение

$$\tau = \frac{1}{A} \ln \frac{\vartheta_{\text{зал}}}{\vartheta_1} + \frac{z}{\omega},$$

или

$$\frac{\vartheta_1}{\vartheta_{\text{зал}}} = e^{-A \left(\tau - \frac{z}{\omega} \right)},$$

где A – коэффициент уравнения, равный

$$A = \frac{\alpha_1}{R_c \gamma_1 c_1},$$

где R_c – приведенный размер струи, м:

$$R_c = \frac{dV_1}{dF_1} = \frac{F_{\text{сеч}}}{L},$$

где $F_{\text{сеч}}$ – площадь сечения струи расплава, м²:

$$F_{\text{сеч}} = S_{\text{min}};$$

L – длина контура сечения потока, на которой происходит теплообмен между металлом и формой, м;
 ω – скорость движения металла, м/ч;
 $\vartheta_{\text{зал}}$ – избыточная температура металла, °С:

$$\vartheta_{зал} = t_m - t_c,$$

где t_m – температура жидкого металла, °С;
 t_c – температура среды (гранульной засыпки в форме), °С.

Скорость движения металла не изменяется во времени и по длине канала. В теоретических исследованиях скорость движения жидкого металла принимаем в диапазоне 18–180 м/ч.

Величина τ соответствует времени течения металла от входного сечения формы до сечения, характеризующего расстоянием z , причем величины τ и z связаны соотношением

$$\tau = \frac{z}{\omega}.$$

В момент $\tau = \tau_1$ отвода всей теплоты перегрева длина пройденного пути $z = z_2$. При этом температура металла на носике струи ($z=0$) достигает значения $\vartheta_{лик}$.

Величина z_2 находится по формуле

$$z_2 = \frac{\omega}{A} \ln \frac{\vartheta_{зал}}{\vartheta_{лик}},$$

где $\vartheta_{лик}$ – избыточная температура тела, °С:

$$\vartheta_{лик} = t_{лик} - t_c,$$

где $t_{лик}$ – температура ликвидуса расплава металла, °С.

При практических расчетах теплового потока наибольшую трудность представляет определение коэффициента α_c [19; 20]. В условиях вынужденного турбулентного движения жидкости коэффициент теплоотдачи вычисляется из выражения

$$Nu = 0,023 Re^{0,8} - Pr^{0,4},$$

где Nu – критерий Нуссельта, характеризующий интенсивность теплоотдачи соприкосновением;
 Re – критерий Рейнольдса, определяющий интенсивность движения среды;
 Pr – критерий Прандтля, характеризующий физические свойства среды.

Критерий Нуссельта рассчитывается по формуле

$$Nu = \frac{\alpha_c}{\lambda_c} d,$$

где λ_c – коэффициент теплопроводности среды;
 d – характерный (определяющий) размер тела, м:

$$d = \frac{4F_{сеч}}{S},$$

где S – смоченный периметр сечения канала.

С учетом того, что канал (рис. 1) ограничен тремя секторами,

$$S = \frac{\pi D}{2};$$

характерный размер имеет вид

$$d = \frac{8F_{сеч}}{\pi D}.$$

Критерий Рейнольдса:

$$Re = \frac{\omega d}{\vartheta_c},$$

где ω – скорость движения среды;
 ϑ_c – коэффициент кинематической вязкости среды.

Критерий Прандтля:

$$Pr = \frac{\vartheta_c}{a_c},$$

где a_c – коэффициент температуропроводности среды.

Расчеты и моделирование по описанной выше методике выполнялись с применением программного обеспечения Mathcad. Для определения коэффициентов модели изготовлены экспериментальные образцы заливок пеноалюминия в формы круглого сечения диаметром 40 мм и с размером гранул 5–7 мм (таблица 1). Гранулы изготавливали из хлористого натрия, а в качестве связующего использовали желатин.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Проведенные экспериментальные заливки гранульной засыпки позволили определить коэффициенты предложенной модели (рис. 4).

Расчеты математической модели для заданных экспериментальных отливок представлены на рис. 5. Проведенные расчеты показали удовлетворительную сходимость экспериментальных данных и результатов моделирования.

По предложенной модели была рассчитана глубина пропитки засыпки солевых гранул алюминиевым расплавом при температуре 700–1000 °С, диаметрах гранул 1–5 мм, скорости потока жидкого металла 5–50 мм/с и температуре гранул 100–600 °С (рис. 6).

Повышение температуры гранул в указанных пределах, как показали расчеты (рис. 6), позволяет в 5 раз повысить глубину пропитки. Повышение температуры алюминиевого расплава с 700 до 1000 °С увеличивает глубину фильтрации жидкого металла в 4–5 раз.

Использование гранул диаметром 5 мм увеличивает глубину пропитки в 20 раз по сравнению с заливкой формы с гранулами диаметром 1 мм (рис. 6, рис. 7).

Повышение скорости движения металла в каналах формы с 5 до 50 мм/с (рис. 8) позволяет увеличить глубину пропитки гранул в 1,5 раза.

Расчеты, проведенные для литья пористого магния (рис. 9), который является перспективным пористым материалом [6], показали, что глубина пропитки по сравнению с литьем пористого алюминия уменьшается практически в 1,5 раза.

Таким образом, при получении пористых отливок из магния и магниевых сплавов необходимо увеличивать температуру перегрева формы с гранулами и расплава по сравнению с литьем пористых алюминиевых отливок.

Таблица 1. Результаты экспериментальных исследований
Table 1. Experimental findings

№ п/п	Температура металла, °С	Температура формы, °С	Длина заливки, мм
1	800	200	157,4
2	700	200	145,2
3	800	20	122,9
4	700	20	80,6

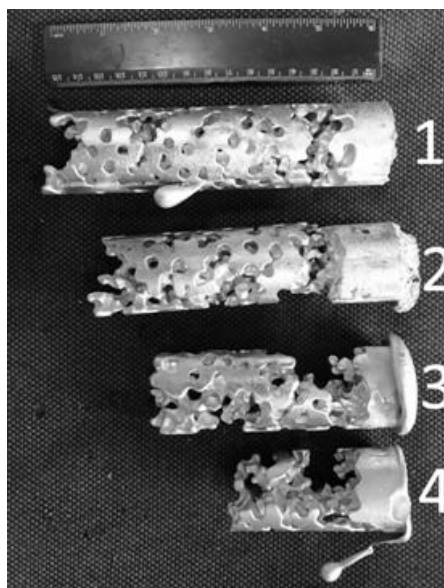


Рис. 4. Экспериментальные образцы
Fig. 4. Experimental specimens

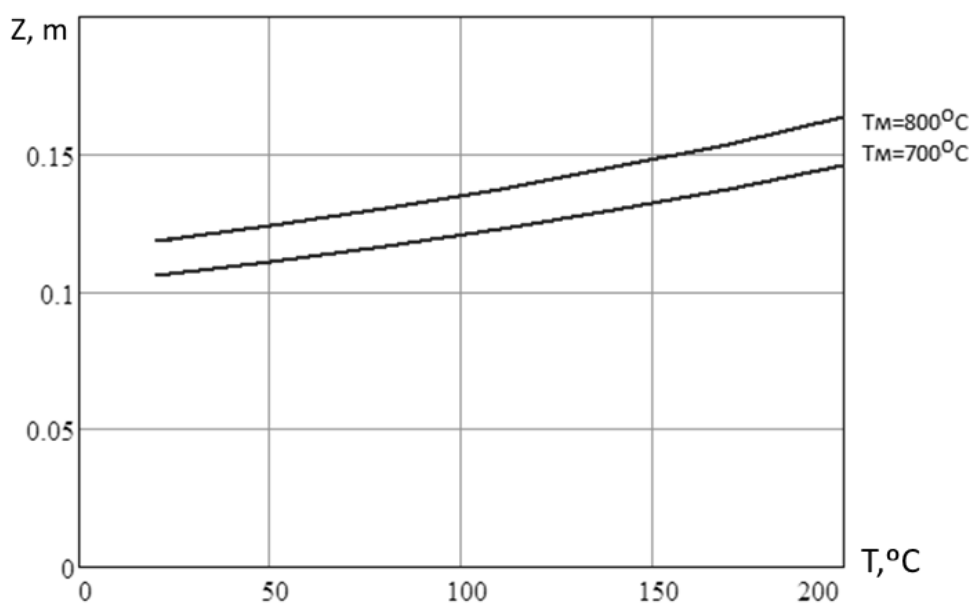


Рис. 5. Расчеты по модели для экспериментальных данных
Fig. 5. Model calculation for experimental data

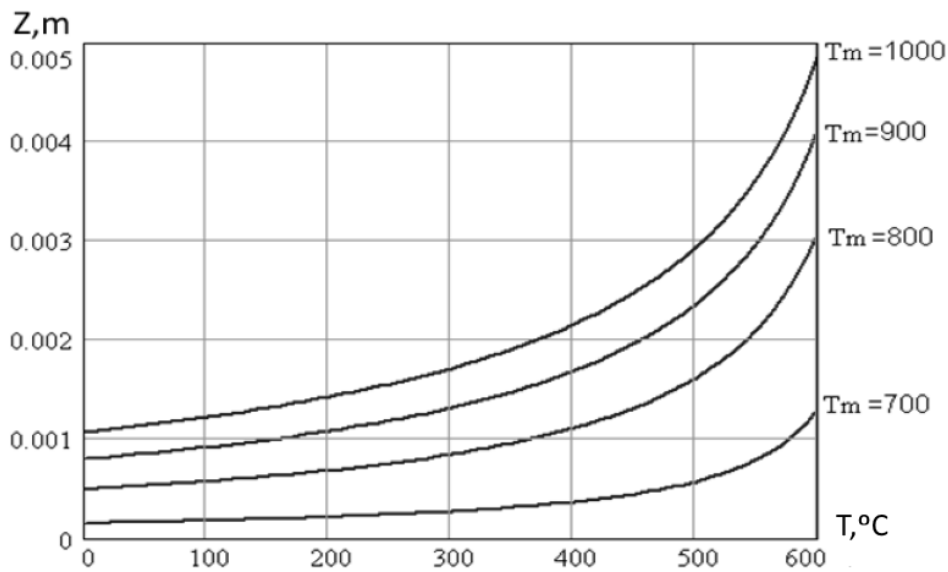


Рис. 6. Зависимости глубины пропитки алюминием солевой засыпки от температуры формы и заливаемого металла при диаметре гранул 1 мм и скорости подачи металла 5 мм/с
Fig. 6. The dependencies of the depth of salt filling impregnation with aluminum on the temperature of a form and poured metal at the diameter of granules of 1 mm and the metal feed velocity of 5 mm/s

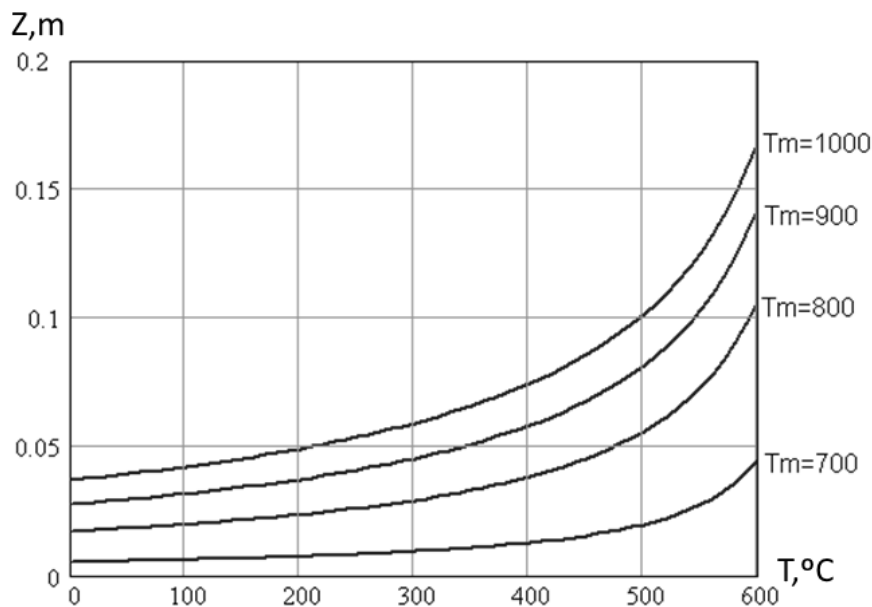


Рис. 7. Зависимости глубины пропитки алюминием солевой засыпки от температуры формы и заливаемого металла при диаметре гранул 5 мм и скорости подачи металла 5 мм/с
Fig. 7. The dependencies of the depth of salt filling impregnation with aluminum on the temperature of a form and poured metal at the diameter of granules of 5 mm and the metal feed velocity of 5 mm/s

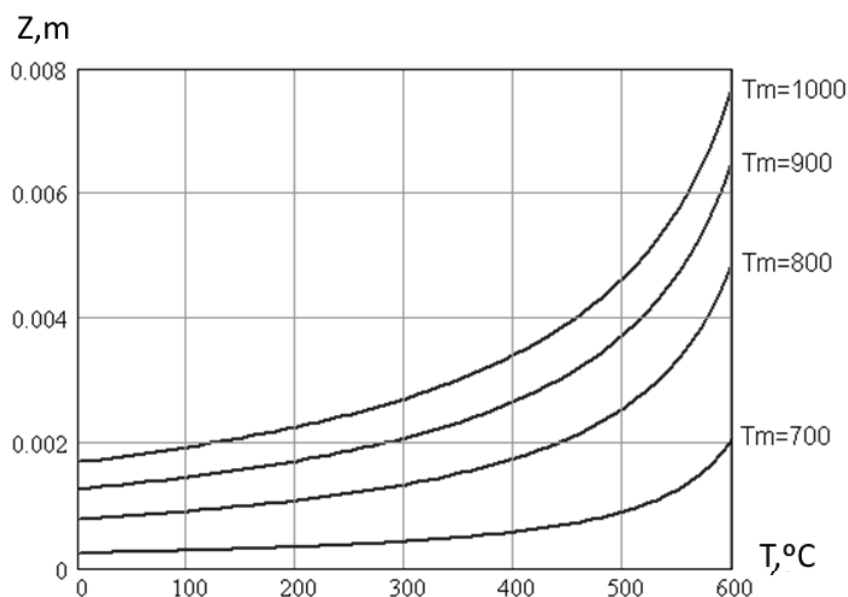


Рис. 8. Зависимости глубины пропитки алюминием солевой засыпки от температуры формы и заливаемого металла при диаметре гранул 1 мм и скорости подачи металла 50 мм/с
Fig. 8. The dependencies of the depth of salt filling impregnation with aluminum on the temperature of a form and poured metal at the diameter of granules of 1 mm and the metal feed velocity of 50 mm/s

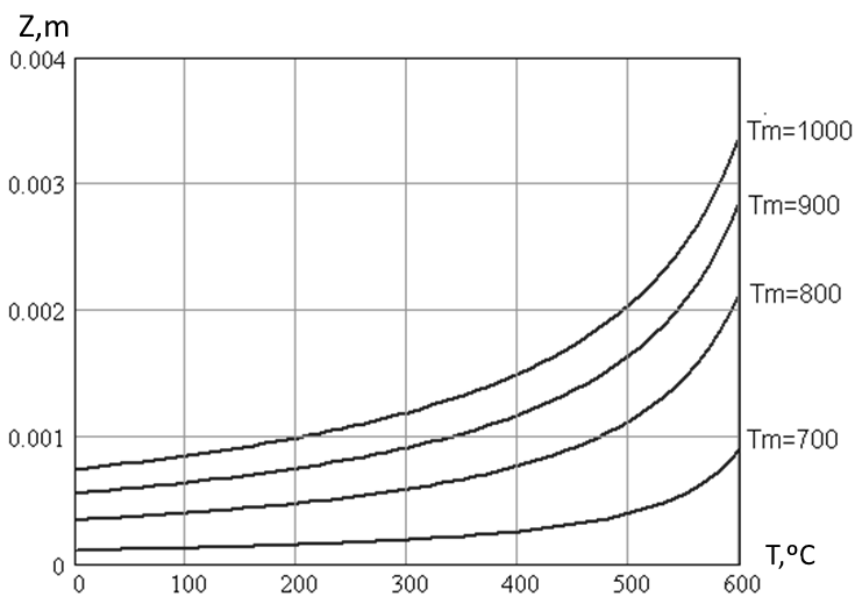


Рис. 9. Зависимости глубины пропитки магнием солевой засыпки от температуры формы и заливаемого металла при диаметре гранул 1 мм и скорости подачи металла 5 мм/с
Fig. 9. The dependencies of the depth of salt filling impregnation with magnesium on the temperature of a form and poured metal at the diameter of granules of 1 mm and the metal feed velocity of 5 mm/s

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Предложена методика расчета глубины пропитки гранульной засыпки форм изделий из пористых цветных металлов. Проведенные расчеты показали удовлетворительную сходимость результатов расчета по предложенной модели и экспериментальных данных. Предложенная модель позволяет определить оптимальные режимы литья при заданной толщине стенки пористой отливки из алюминиевых и магниевых сплавов.

2. Установлено влияние температуры металлического расплава и температуры формы с гранулами, скорости движения жидкого металла в форме и размера используемых гранул на глубину пропитки при литье пористых алюминиевых и магниевых отливок. Показано, для увеличения глубины пропитки и получения пористых отливок с большей толщиной стенки эффективнее увеличивать диаметр используемых гранул, а не скорость заливки и температуру формы и расплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Андреев Д.А. Пеноалюминий: настоящее и будущее // Технология легких сплавов. 2006. № 4. С. 192–195.
2. Хохлов М.А., Ищенко Д.А. Конструкционные сверхлегкие пористые металлы (обзор) // Автоматическая сварка. 2015. № 3-4. С. 60–65.
3. Bauer V., Kralj S., Buši M. Production and application of metal foams in casting technology // Technical Gazette. 2012. Vol. 19. P. 1095–1102.
4. Shiomi M., Imagama S., Osakada K., Matsumoto R. Fabrication of aluminum foams from powder by hot extrusion and foaming // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. № 9. P. 1203–1208.
5. Бутарович Д.О., Рябов Д.М., Смирнов А.А. Повышение противоминной защищенности бронированной колесной техники при помощи защитных экранов из пористых энергопоглощающих металлов // Вопросы оборонной техники. Серия 16: Технические средства противодействия терроризму. 2011. № 1-2. С. 52–57.
6. Воронин С.В., Лобода П.С. Способы получения пористых материалов на основе алюминия // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2016. Т. 18. № 4-6. С. 1068–1074.
7. Аксенов А.А., Иванов Д.О., Мансуров Ю.Н., Кадырова Д.С. Пеноалюминий для малого бизнеса Дальнего Востока // Цветные металлы. 2017. № 4. С. 81–85.
8. Banhart J. Metal foams: production and stability // Advanced Engineering Materials. 2006. Vol. 8. № 9. P. 781–794.
9. Lefebvre L.-P., Banhart J., Dunand D.C. Porous metals and metallic foams: current status and recent developments // Advanced Engineering Materials. 2008. Vol. 10. № 9. P. 775–787.
10. Banhart J. Manufacture, characterization and application of cellular and metal foams // Progress in Materials Science. 2001. Vol. 46. № 6. P. 559–632.
11. Самуйлов С.Д., Троицкий О.А. Пористые электропроводящие материалы, получаемые при использовании электроимпульсной технологии компактирования // Металловедение и современные разработки в области технологий литья, деформации и антикоррозийной защиты легких сплавов : материалы Все-

- росийской научно-технической конференции. М.: ВИАМ, 2019. С.193–208.
12. Самуйлов С.Д. Диспергирование и компактирование металлов с использованием электрического тока большой плотности. Часть 1 // Технология металлов. 2018. № 1. С. 6–10.
 13. Ковтунов А.И., Хохлов Ю.Ю., Мямин С.В., Семистенов Т.В. Исследование тепловых условий формирования пористого алюминия // Технология металлов. 2020. № 3. С. 34–40.
 14. Kovtunov A.I., Khokhlov Y.Y., Myamin S.V., Semistenov D.A. Mechanical and operational characteristics of layered titanium-aluminum foam composite materials // Inorganic Materials: Applied Research. 2020. Vol. 11. № 1. С. 238–242.
 15. Фурман Е.Л., Финкельштейн А.Б., Черный М.Л. Перспективы технологий получения и применения пористых отливок // Литейщик России. 2012. № 9. С. 27–29.
 16. Бучилин Н.В., Басаргин О.В., Варрик Н.М., Луговой А.А. Особенности спекания высокопористых керамических материалов на основе системы Al_2O_3 - MgO // Неорганические материалы. 2020. Т. 56. № 4. С. 438–445.
 17. Kido T., Masuda T. Manufacturing method of a ceramics body having through holes: Pat. US4664858; app. № 06/765340; fil. date 13.08.1985; publ. date 12.05.1987. 5 p.
 18. Кутателадзе С.С. Теплопередача и гидродинамическое сопротивление. М.: Энергоиздат, 1990. 365 с.
 19. Галдин Н.М., Чистяков В.В., Шатульский А.А. Литниковые системы и прибыли для фасонных отливок. М.: Машиностроение, 1992. 256 с.
 20. Чернышов Е.А., Евстигнеев А.И. Теоретические основы литейного производства. Теория формирования отливки. М.: Машиностроение, 2015. 480 с.

REFERENCES

1. Andreev D.A. Aluminum foam: Present and future. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2006, no. 4, pp. 192–195.
2. Khokhlov M.A., Ishchenko D.A. Structural superlight porous metals (review). *The Paton welding journal*, 2015, no. 3-4, pp. 57–62.
3. Bauer V., Kralj S., Buši M. Production and application of metal foams in casting technology. *Technical Gazette*, 2012, vol. 19, pp. 1095–1102.
4. Shiomi M., Imagama S., Osakada K., Matsumoto R. Fabrication of aluminum foams from powder by hot extrusion and foaming. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, vol. 210, no. 9, pp. 1203–1208.
5. Butarovich D.O., Ryabov D.M., Smirnov A.A. Increasing the mine protection of armored wheeled vehicles using protective screens made of porous energy-absorbing metals. *Voprosy oboronnoy tekhniki. Seriya 16: Tekhnicheskie sredstva protivodeystviya terrorizmu*, 2011, no. 1-2, pp. 52–57.
6. Voronin S.V., Loboda P.S. Methods of obtaining porous materials based on aluminum. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2016, vol. 18, no. 4-6, pp. 1068–1074.
7. Aksenov A.A., Ivanov D.O., Mansurov Yu.N., Kadyrova D.S. Foam aluminium for small business in the Far East. *Tsvetnye Metally*, 2017, no. 4, pp. 81–85.

8. Banhart J. Metal foams: production and stability. *Advanced Engineering Materials*, 2006, vol. 8, no. 9, pp. 781–794.
9. Lefebvre L.-P., Banhart J., Dunand D.C. Porous metals and metallic foams: current status and recent developments. *Advanced Engineering Materials*, 2008, vol. 10, no. 9, pp. 775–787.
10. Banhart J. Manufacture, characterization and application of cellular and metal foams. // *Progress in Materials Science*, 2001, vol. 46, no. 6, pp. 559–632.
11. Samuylov S.D., Troitsky O.A. Porous Electrically Conductive Materials Obtained Using Electro-Pulse Compaction Technology. *Materialy Vserossiyskoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii "Metallovedenie i sovremennye razrabotki v oblasti tekhnologii lit'ya, deformatsii i antikorroziynoy zashchity legkikh splavov"*. Moscow, VIAM Publ., 2019, pp.193–208.
12. Samuylov S.D. Dispersing and compacting metals by electric high-density current. Part 1. *Tekhnologiya metallov*, 2018, no. 1, pp. 6–10.
13. Kovtunov A.I., Khokhlov Yu.Yu., Myamin S.V., Semistenova T.V. Investigation of thermal conditions for formation of porous aluminum. *Tekhnologiya metallov*, 2020, no. 3, pp. 34–40.
14. Kovtunov A.I., Khokhlov Y.Y., Myamin S.V., Semistenov D.A. Mechanical and operational characteristics of layered titanium-aluminum foam composite materials. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2020, vol. 11, no. 1, pp. 238–242.
15. Furman E.L., Finkelshteyn A.B., Cherniy M.L. Perspectives of porous castings manufacture and application technology. *Liteyshchik Rossii*, 2012, no. 9, pp. 27–29.
16. Buchilin N.V., Basargin O.V., Varrik N.M., Lugovoi A.A. Sintering behavior of highly porous ceramic materials based on the Al₂O₃-MgO system. *Inorganic Materials*, 2020, vol. 56, no. 4, pp. 417–424.
17. Kido T., Masuda T. *Manufacturing method of a ceramics body having through holes*: Pat. US 4664858; app. № 06/765340; fil. date 13.08.1985; publ. date 12.05.1987. 5 p.
18. Kutateladze S.S. *Teploperedacha i gidrodinamicheskoe soprotivlenie* [Heat transfer and flow resistance]. Moscow, Energoizdat Publ., 1990. 365 p.
19. Galdin N.M., Chistyakov V.V., Shatul'sky A.A. *Litnikovye sistemy i priblyi dlya fasonnykh otlivok* [Gating systems and risers for shaped castings]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1992. 256 p.
20. Chernyshov E.A., Evstigneev A.I. *Teoreticheskie osnovy liteynogo proizvodstva. Teoriya formirovaniya otlivki* [Foundry theoretical foundations. Casting Formation Theory]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2015. 480 p.

The research of the processes of formation of porous non-ferrous metals

© 2021

Aleksandr I. Kovtunov^{*1,3}, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, professor of Chair "Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes"

Denis A. Semistenov², PhD (Engineering), Head of the Center of Welding Equipment Certification (ATsSO-102)

Yury Yu. Khokhlov^{1,4}, Head of the Laboratory of Chair "Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes"

Sergey V. Myamin^{1,5}, category 2 engineer of the Research and Education Center "Welding"

¹Togliatti State University, Togliatti (Russia)

²Srednevolzhskiy Certification and Diagnostics Center "Delta", Togliatti (Russia)

*E-mail: akovtunov@rambler.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7705-7377>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5276-8957>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6897-4109>

Abstract: Foamed metals are promising materials with a unique combination of mechanical and operational properties: low specific gravity, low thermal conductivity, ability to absorb acoustic and electromagnetic vibrations, and the ability to deform under a constant load. Currently, the most used methods for producing foamed aluminum and foamed magnesium are methods based on mixing gas or porophore into molten aluminum and forming a porous structure during the solidification of the aluminum melt. An alternative to this technology is the formation of a porous structure through the use of soluble granules that pre-fill the mold and after impregnating the granules with molten metal and solidifying the castings, they are leached. The work aims to determine the influence of casting modes and the size of granules on the depth of impregnation of granular filling with metal melt during the formation of porous aluminum castings. The authors proposed the technique for calculating the depth of impregnation of granular filling when producing castings of porous non-ferrous metals based on the calculation of melt cooling when moving along the thin-walled channel. The calculations made it possible to determine the depth of impregnation and establish the allowable wall thickness of the casting of porous aluminum, depending on the size of the granules used, the speed of the melt in a form, the mold temperature, and the temperature of molten aluminum. The study identified that to increase the depth of impregnation and obtain porous aluminum castings with thinner walls, it is advisable to increase the diameter of the salt granules and not the temperature and hydrodynamic modes of casting. The authors carried out calculations and identified the influence of the casting regimes and the diameter of the granules on the depth of mold impregnation to obtain porous castings from promising magnesium alloys.

Keywords: foamed metals; molten aluminum; mold temperature; melt temperature; granules; impregnation depth; casting regimes.

For citation: Kovtunov A.I., Semistenov D.A., Khokhlov Yu.Yu., Myamin S.V. The research of the processes of formation of porous non-ferrous metals. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 9–17. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-9-17.

In-situ исследование процесса коррозии магниевого биорезорбируемых сплавов

© 2021

Мягих Павел Николаевич^{*1}, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий, аспирант

*Мерсон Евгений Дмитриевич*², кандидат физико-математических наук,

старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

*Полуянов Виталий Александрович*³, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

*Мерсон Дмитрий Львович*⁴, доктор физико-математических наук, профессор,

директор НИИ прогрессивных технологий

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: feanorhao@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7530-9518>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7063-088X>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0570-2584>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

Аннотация: Последние годы наблюдается значительный рост интереса к магнию и его сплавам. Эти материалы обладают уникальным комплексом свойств: легкость и прочность открывают широкие перспективы использования их в качестве конструкционных материалов в авиастроении и космической отрасли, а способность растворяться в живом организме и хорошая биосовместимость позволяют изготавливать из магниевых сплавов хирургические имплантаты, способные с течением времени полностью рассасываться в теле человека без вреда для его здоровья. Материалы для изделий столь ответственного назначения нуждаются в самом детальном исследовании их свойств, в том числе коррозионных, включая кинетику изменения скорости коррозии и стадийность развития коррозионных повреждений. Поэтому для получения полной картины протекания процесса коррозии, помимо традиционных ex-situ методов, таких как оценка скорости коррозии по потере массы образца и исследование морфологии коррозионных повреждений посредством оптической или конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ), важно применять in-situ методы, позволяющие получать данные непосредственно во время эксперимента, а не по его завершении. В работе проведено комплексное исследование коррозии коммерческих магниевых сплавов ZK60 и AZ31 в условиях, имитирующих условия внутри живого организма (температура, состав коррозионной среды и ее циркуляция) с использованием in-situ методов, включающих оценку скорости коррозии по выходу водорода и видеомониторинг поверхности образца. Результаты показали, что сплав AZ31 является более коррозионно-стойким, чем ZK60. Кроме того, AZ31 оказался склонным к нитевидной поверхностной коррозии, в то время как ZK60 продемонстрировал интенсивное развитие язвенной коррозии. На основе сравнения данных, полученных in-situ и ex-situ методами, сделаны выводы об их основных различиях и особенностях.

Ключевые слова: магниевые сплавы; коррозия; биорезорбируемые материалы; in-situ исследование.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90073.

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

Для цитирования: Мягих П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л. In-situ исследование процесса коррозии магниевых биорезорбируемых сплавов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 18–25. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-18-25.

ВВЕДЕНИЕ

Идея создать легкий, прочный и биосовместимый саморастворяющийся имплантат долгие годы будоражит научное сообщество и становится целью сотен исследователей. На данный момент в мире существует биорезорбируемая керамика и полимеры, металлические же материалы представлены сплавами на основе железа, цинка или магния [1]. По сравнению с другими материалами магниевые сплавы имеют ряд неоспоримых преимуществ: они существенно прочнее биорезорбируемых полимеров, керамики и сплавов на основе цинка, имеют плотность и механические характеристики, близкие к костной ткани человека, при этом скорость их резорбции значительно выше, чем у спла-

вов на основе железа, растворяющихся в организме десятки лет [2].

К сожалению, последнее достоинство является в то же время и недостатком: высокая скорость коррозии (резорбции) провоцирует интенсивное выделение газообразного водорода, что приводит к образованию в тканях газовых карманов, полостей в кости в местах крепления имплантата, а в критических случаях даже может вызывать развитие обширной подкожной эмфиземы [3]. Кроме того, не следует забывать, что слишком быстрое растворение имплантата может привести к его выходу из строя до полного заживления костных тканей.

Поэтому задачей большинства исследователей в этой области помимо улучшения механических характеристик является повышение стойкости сплава к коррозии.

С этой целью применяется легирование магния такими элементами, как цинк, алюминий и некоторые другие.

Поскольку цинк сам по себе является основой для биорезорбируемых сплавов, его биосовместимость не вызывает сомнений. Помимо этого, цинк положительно влияет на механические свойства и повышает стойкость к коррозии путем снижения влияния вредных примесей, таких как железо и никель [4]. В сочетании с редкоземельными элементами, например иттрием и гадолинием, цинк в магниевых сплавах способен формировать так называемую LPSO-фазу, значительно улучшающую как механические, так и коррозионные свойства материала [5, 6]. Все это делает цинк одним из основных легирующих элементов для магниевых биорезорбируемых сплавов.

Другой популярной лигатурой у данного класса материалов является алюминий. Известно, что алюминий способствует значительному повышению как механических характеристик, поскольку мелкие частицы интерметаллидной фазы $Mg_{17}Al_{12}$ приводят к дисперсионному упрочнению, так и коррозионной стойкости сплава за счет образования более плотной пассивирующей пленки на поверхности [7]. С технологической точки зрения алюминий также оказывает положительное влияние: увеличение количества алюминия в сплаве снижает температуру линии солидуса, улучшая тем самым его литейные свойства [8]. В то же время слишком высокая концентрация алюминия в биорезорбируемых сплавах считается нежелательной ввиду того, что ионы Al^{3+} могут оказывать негативное влияние на нервную систему и провоцировать болезнь Альцгеймера [9; 10].

Вместе с цинком и алюминием нередко используется цирконий. Он обладает относительно невысокой растворимостью в магниевой матрице, однако положительно влияет на структуру его сплавов, поскольку мелкие нерастворившиеся частицы циркония выступают в роли центров кристаллизации, обеспечивая формирование мелкозернистой равноосной структуры [10]. Цирконий слабо влияет на цитотоксичность [11], например, в работе [12] было установлено, что содержание циркония в сплаве около 1 % не влияет на жизнеспособность клеток, что говорит о его хорошей биосовместимости. Помимо этого, в коррозионной среде цирконий способствует образованию более плотной пассивирующей гидроксидной пленки, что повышает сопротивление сплава коррозии [10]. В то же время отмечается, что большие концентрации циркония могут давать обратный эффект, поскольку частицы циркония

и образуемых им интерметаллидных фаз выступают в роли гальванопар, провоцируя электрохимическую коррозию [12]. С опорой на литературные данные в настоящей работе для исследования выбраны сплавы систем Mg-Zn-Zr и Mg-Al-Zn с низким содержанием циркония и алюминия, исходя из положительного влияния такой лигатуры как на механические, так и на коррозионные свойства.

Для прогнозирования срока службы биорезорбируемых имплантатов необходимо четкое понимание зависимости скорости коррозии (ее изменения) от времени и стадийности развития коррозионных повреждений на поверхности. К сожалению, эти данные не могут быть определены с помощью ex-situ методик, таких как гравиметрический метод измерения скорости коррозии, а также анализ морфологии коррозионных повреждений посредством оптической или электронной микроскопии. Поэтому для установления особенностей кинетики коррозионного процесса выбранных биорезорбируемых материалов в данной работе были привлечены современные in-situ методы: видеомониторинг поверхности образца и метод измерения скорости коррозии по объему выделившегося водорода, основанный на том, что растворение магния в водных растворах солей и кислот всегда сопровождается выделением водорода, количество которого прямо пропорционально количеству растворенного магния [13]. Измеряя объем выделившегося водорода, возможно в любой момент эксперимента узнать скорость коррозии и, соответственно, отследить ее изменение со временем. Данный метод использовался в наших предыдущих работах [14; 15], показав высокую точность и информативность.

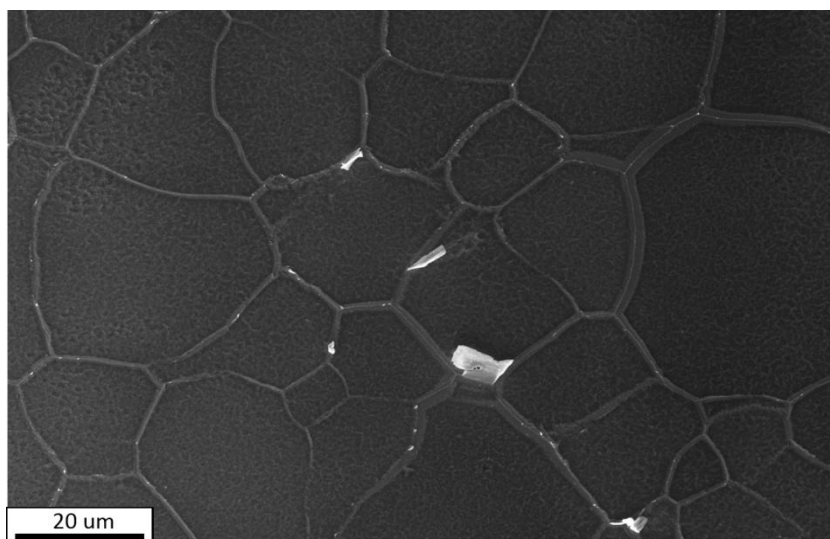
Цель работы – определение особенностей кинетики процесса коррозии магниевых биорезорбируемых сплавов, включая изменение скорости коррозии со временем и стадийность развития коррозионных повреждений на поверхности образца.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

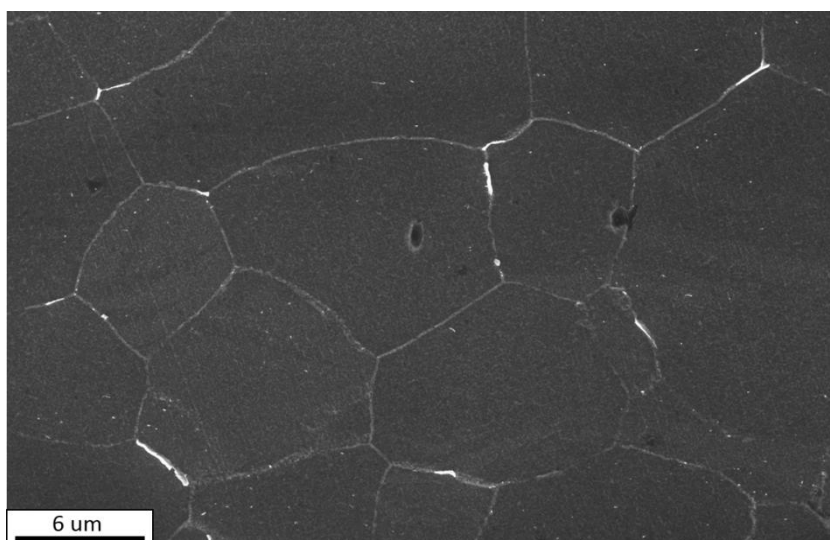
Материалами исследования послужили магниевые сплавы ZK60 и AZ31, химический состав которых приведен в таблице 1. Для определения химического состава использовался оптико-эмиссионный спектрометр Thermo Fisher Scientific ARL 4460 OES. Сплав ZK60 поставлялся в виде экструдированного прутка, AZ31 представлял собой лист металла после горячей прокатки. Оба материала имели мелкозернистую структуру: средний размер зерна составлял порядка 3 мкм для ZK60 и 10 мкм для AZ31, структура приведена на рис. 1.

Таблица 1. Химический состав материалов для исследования, вес. %
Table 1. Chemical composition of the materials for the study, % wt.

Сплав	Al	Zn	Zr	Fe	Cu	Mn	Ce	Si
AZ31	4,473	0,887	<0,001	0,002	0,003	0,312	0,017	0,008
ZK60	0,002	5,417	0,471	0,001	0,002	0,005	0,002	0,003



a



b

Рис. 1. Микроструктура сплавов (сканирующая электронная микроскопия): *a* – AZ31; *b* – ZK60
Fig. 1. Microstructure of alloys (scanning electron microscopy): *a* – AZ31; *b* – ZK60

Из указанных сплавов были изготовлены прямоугольные образцы $15 \times 10 \times 3$ мм с отверстием диаметром 1,5 мм. Вырезка образцов ZK60 велась из середины прутка поперек направления экструзии, образцы AZ31 были вырезаны поперек прокатки. Все образцы были предварительно отшлифованы на наждачной бумаге #2500, промыты в этаноле с применением ультразвуковой ванны, высушены потоком холодного воздуха и взвешены на аналитических весах с точностью 0,0001 г. Испытания заключались в выдержке образцов в коррозионной среде – водном растворе хлорида натрия (концентрация 0,9 %). Данная среда представляет собой, по сути, медицинский физиологический раствор для инфузий и используется для коррозионных испытаний биорезорбируемых сплавов [16]. Испытания проходили при постоянной температуре 37 ± 1 °С, автоматически поддерживаемой термостатом LOIP LT-111 P, жидкость непрерывно перемешивалась при помощи перистальтического насоса. Объем коррозионной ячейки составлял 5 л.

Внутри ячейки на оснастке, напечатанной на 3D-принтере из полиэтилена (PETG), образец подвешивался при помощи нити из стекловолокна, над ним располагались воронка для сбора выделяющегося водорода и мерная бюретка для оценки его объема. Во избежание абсорбции водорода пластиком все элементы, контактирующие с образцом или потоком исходящего от него газа, были выполнены из стекла. За коррозионной ячейкой располагалась камера Eakins с разрешением 38 МП и длиннофокусным объективом с увеличением $\times 5$ – $\times 100$ для видеомониторинга поверхности образца. Дополнительная камера использовалась для фиксации текущего объема водорода в бюретке. Для измерения уровня pH среды применялся pH-метр Mettler Toledo Delta 320. Длительность испытаний составляла 120 ч, по завершении которых с образца удаляли продукты коррозии согласно [17; 18]. Далее образец промывали в этаноле, сушили, взвешивали и исследовали морфологию коррозионных повреждений посредством конфокальной

лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ) при помощи микроскопа Olympus Lext OLS 4000.

путем погружения в раствор 200 г CrO_3 + 10 г AgNO_3 + 1000 мл H_2O в ультразвуковой ванне.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 2 представлены данные измерения скорости коррозии. Как четко видно на гистограмме (рис. 2 а), сплав ZK60 оказался значительно менее коррозионно-стойким, чем AZ31, о чем свидетельствует разница в скорости коррозии между ними на один порядок. При этом данные, полученные по объему выделившегося водорода и по потере массы образца, для сплава ZK60 существенно отличаются, в то время как для AZ31 – практически равны.

На рис. 3 и рис. 4 приведены результаты видеомониторинга поверхности образцов во время эксперимента, а также снимок поверхности и карта высот, полученные посредством КЛСМ после снятия продуктов коррозии. Продукты коррозии удалялись химически,

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Коррозионные кривые показывают, что скорость коррозии сплава ZK60 возрастает со временем, придавая графику параболический вид, тогда как у сплава AZ31 она остается неизменной в течение эксперимента. Измерения уровня pH демонстрируют менее заметную разницу между образцами: в течение первых суток в обоих случаях pH интенсивно повышается, достигая значений 9,1 у сплава ZK60 и 7,65 у AZ31, после чего выходит на плато и не изменяется даже в случае возрастающей скорости коррозии. Похожий эффект наблюдался в работах [20; 21] на магниевых сплавах с кальцием.

При помощи видеомониторинга поверхности было установлено, что образец из сплава ZK60 в течение

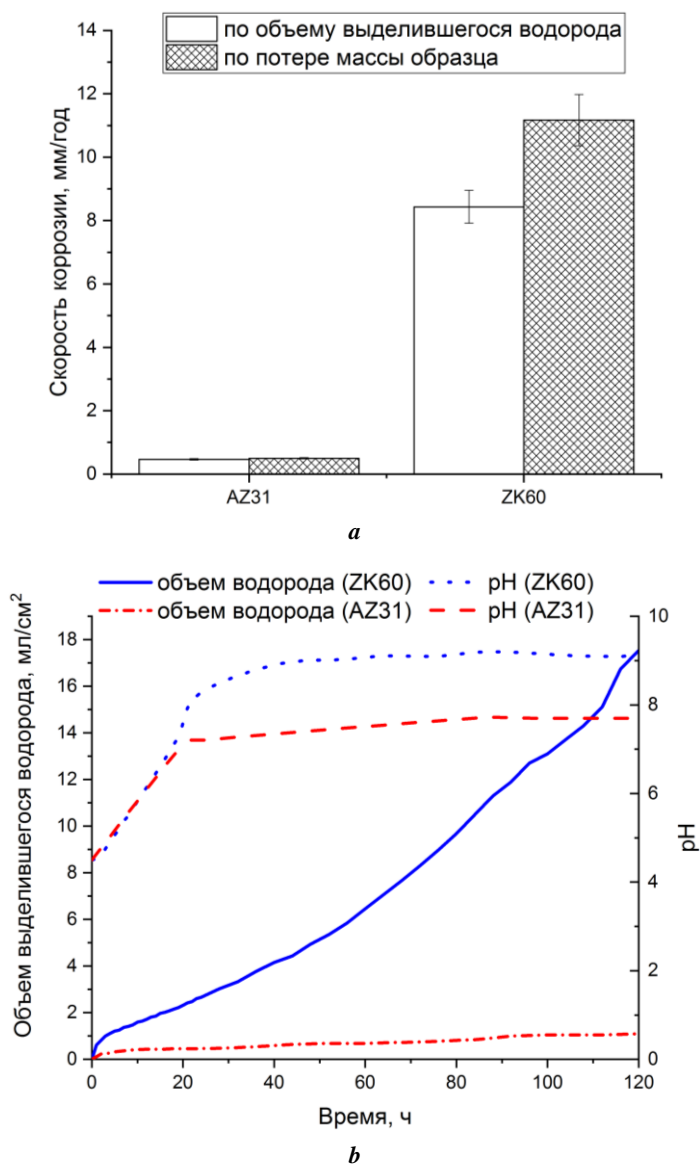


Рис. 2. Скорость коррозии на базе испытания 120 ч (а) и коррозионные кривые по выходу водорода и изменения кислотности (б) исследованных материалов
Fig. 2. Corrosion rate for tests during 120 hours (a) and corrosion curves for hydrogen output and acidity change (b) for the materials under the study

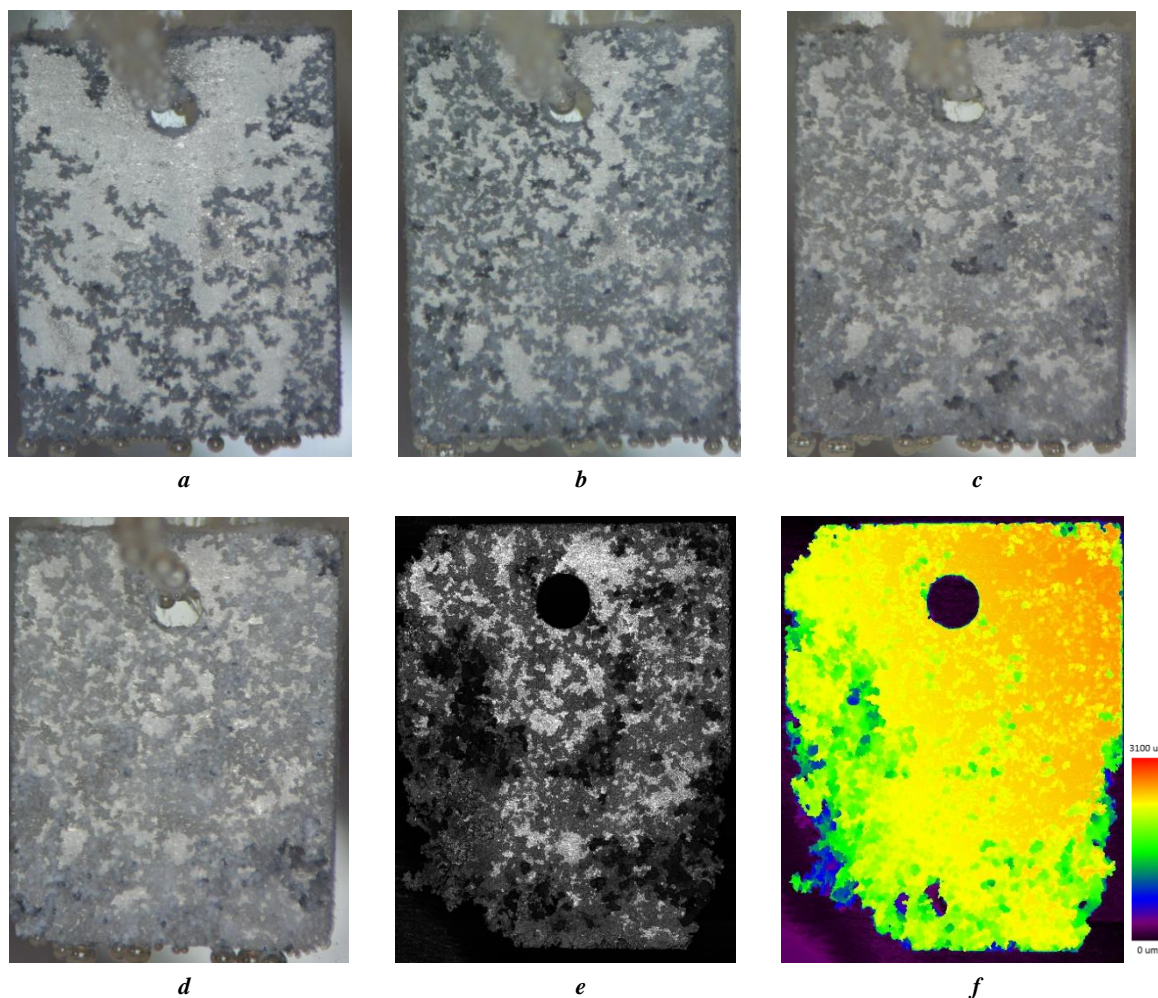


Рис. 3. Фотоснимки внешнего вида образца сплава ZK60, выдержанного в коррозионной среде в течение 12 (a), 24 (b), 48 (c) и 84 (d) ч; внешний вид (e) и карта высот (f) образца, снятые по завершении эксперимента после удаления продуктов коррозии
Fig. 3. Pictures of physical form of the ZK60 alloy sample aged in corrosion environment during 12 (a), 24 (b), 48 (c) and 84 (d) hours; physical form (e) and a heightmap (f) of a sample taken upon the completion of an experiment after the corrosion products removal

первых 24 ч практически полностью покрывается язвami, при этом процесс образования новых язв не останавливается и продолжается в течение всего эксперимента. После 80 ч выдержки в коррозионной среде от образца начинают отщепляться небольшие частицы металла, преимущественно со стороны его торцов. Это хорошо объясняет большую разницу между скоростью коррозии, определенной по выходу водорода и гравиметрическим методом: вследствие отщепления металлических частиц масса образца значительно снижается, в то время как на изменение объема водорода в бюретке это никак не влияет. Нижняя часть образца пострадала существенно больше верхней, что, предположительно, связано со скоплением наверху пузырей газообразного водорода, препятствующих прямому контакту коррозионной среды с поверхностью металла. Как видно из карты высот, многие язвы имеют очень большую глубину, причем некоторые из них являются сквозными.

Совершенно иные особенности коррозии демонстрирует сплав AZ31. В первые 24 ч образец покрывается се-

тью следов нитевидной коррозии, после чего картина на лицевой поверхности практически не изменяется с течением времени; медленному разрушению подвергаются лишь торцы образца. Глубина следов нитевидной коррозии столь мала, что они незаметны на карте высот (рис. 4 f). По окончании эксперимента коррозионные язвы были обнаружены только на торцевых гранях образца.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Сплав ZK60 показал предрасположенность к интенсивно развивающейся язвенной коррозии. После 120 ч выдержки в коррозионной среде состава 0,9 % NaCl на его поверхности образовались сквозные повреждения. Скорость коррозии данного сплава возрастала в течение всего эксперимента и по его окончании составила 8,4 и 11 мм/год соответственно по выходу водорода и потере массы.

2. Принципиально иное коррозионное поведение продемонстрировал сплав AZ31: 1) его скорость коррозии

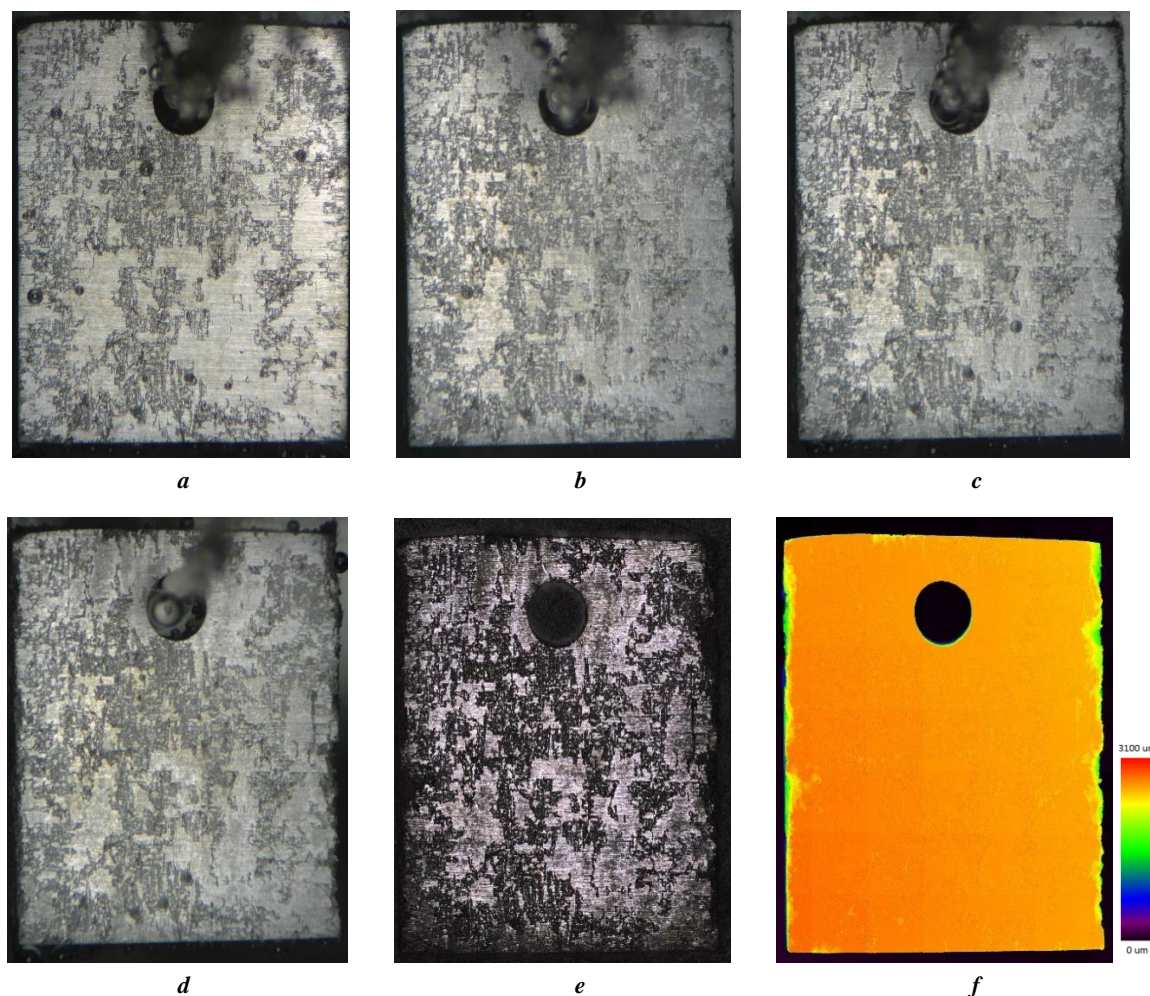


Рис. 4. Фотоснимки внешнего вида образца сплава AZ31, выдержанного в коррозионной среде в течение 12 (a), 24 (b), 48 (c) и 84 (d) ч; внешний вид (e) и карта высот (f) образца,

снятые по завершении эксперимента после удаления продуктов коррозии

Fig. 4. Pictures of physical form of the AZ31 alloy sample aged in corrosion environment during 12 (a), 24 (b), 48 (c) and 84 (d) hours; physical form (e) and a heightmap (f) of a sample taken upon the completion of an experiment after the corrosion products removal

оставалась неизменной в течение всего времени эксперимента (120 ч); 2) коррозионных язв на поверхности не наблюдалось; 3) сплав проявил склонность к нитевидной коррозии; 4) скорость коррозии составила 0,46 и 0,5 мм/год соответственно по выходу водорода и потере массы.

3. Изменение кислотности коррозионной среды оказывает незначительное влияние на скорость коррозии исследованных сплавов.

4. Результаты измерения скорости коррозии, полученные in-situ и ex-situ методами, оказались близкими для сплава AZ31 и заметно отличающимися для сплава ZK60. Обнаруженное расхождение в случае сплава ZK60 объясняется отщеплением металлических частиц в процессе коррозии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Prakasam M., Locs J., Saoma-Ancane K. Biodegradable materials and metallic implants-A review // Journal of Functional Biomaterials. 2017. Vol. 8. № 4. P. 1–15.
2. Schinhammer M., Hanzi A.C., Loffler J.F., Uggowitzer P.J. Design strategy for biodegradable Fe-based alloys for medical applications // Acta Biomaterialia. 2010. Vol. 6. № 5. P. 1705–1713.
3. Noviana D., Paramitha D., Ulum M.F., Hermawan H. The effect of hydrogen gas evolution of magnesium implant on the postimplantation mortality of rats // Journal of Orthopaedic Translation. 2016. Vol. 5. P. 9–15.
4. Agarwal S., Curtin J., Duffy B., Jaiswal S. Biodegradable magnesium alloys for orthopaedic applications: A review on corrosion, biocompatibility and surface modifications // Materials Science and Engineering C. 2016. Vol. 68. P. 948–963.
5. Zhang X., Ba Z., Wang Q., Wu Y., Wang Z., Wang Q. Uniform corrosion behavior of GZ51K alloy with long period stacking ordered structure for biomedical application // Corrosion Science. 2014. Vol. 88. P. 1–5.
6. Li C.Q., Xu D.K., Zeng Z.R., Wang B.J., Sheng L.Y., Chen X.-B., Han E.H. Effect of volume fraction of LPSO phases on corrosion and mechanical properties of

- Mg-Zn-Y alloys // *Materials and Design*. 2017. Vol. 121. P. 430–441.
7. Riaz U., Shabib I., Haider W. The current trends of Mg alloys in biomedical applications - A review // *Journal of Biomedical Materials Research - Part B Applied Biomaterials*. 2019. Vol. 107. № 6. P. 1970–1996.
 8. Bamberger M., Dehm G. Trends in the development of new Mg alloys // *Annual Review of Materials Research*. 2008. Vol. 38. P. 505–533.
 9. Eddy Jai Poinern G., Brundavanam S., Fawcett D. Biomedical Magnesium Alloys: A Review of Material Properties, Surface Modifications and Potential as a Biodegradable Orthopaedic Implant // *American Journal of Biomedical Engineering*. 2013. Vol. 2. № 6. P. 218–240.
 10. Ding Y., Wen C., Hodgson P., Li Y. Effects of alloying elements on the corrosion behavior and biocompatibility of biodegradable magnesium alloys: A review // *Journal of Materials Chemistry B*. 2014. Vol. 2. № 14. P. 1912–1933.
 11. Chandra G., Pandey A. Biodegradable bone implants in orthopedic applications: a review // *Biocybernetics and Biomedical Engineering*. 2020. Vol. 40. № 2. P. 596–610.
 12. Jiang P., Blawert C., Zheludkevich M.L. The Corrosion Performance and Mechanical Properties of Mg-Zn Based Alloys - A Review // *Corrosion and Materials Degradation*. 2020. Vol. 1. № 1. P. 92–158.
 13. Song G. Control of biodegradation of biocompatible magnesium alloys // *Corrosion Science*. 2007. Vol. 49. № 4. P. 1696–1701.
 14. Merson D., Brilevsky A., Myagkikh P., Tarkova A., Prokhorikhin A., Kretov E., Frolova T., Vinogradov A. The Functional Properties of Mg-Zn-X Biodegradable Magnesium Alloys // *Materials*. 2020. Vol. 13. № 3. Article number 544.
 15. Merson D.L., Brilevsky A.I., Myagkikh P.N., Markushhev M.V., Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid // *Letters on Materials*. 2020. Vol. 10. № 2. P. 217–222.
 16. Parfenov E.V., Kulyasova O.V., Mukaeva V.R., Mingo B., Farrakhov R.G., Cherneikina Y.V., Yerokhin A., Zheng Y.F., Valiev R.Z. Influence of ultra-fine grain structure on corrosion behaviour of biodegradable Mg-1Ca alloy // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 163. Article number 108303.
 17. ГОСТ Р 9.907-2007. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы, сплавы, покрытия металлические. Методы удаления продуктов коррозии после коррозионных испытаний. М.: Издательство стандартов, 2008. 19 с.
 18. Merson E., Myagkikh P., Poluyanov V., Merson D., Vinogradov A. On the role of hydrogen in stress corrosion cracking of magnesium and its alloys: Gas-analysis study // *Materials Science and Engineering A*. 2019. Vol. 748. P. 337–346.
 19. Harandi S.E., Mirshahi M., Koleini S., Idris M.H., Jafari H., Kadir M.R.A. Effect of calcium content on the microstructure, hardness and in-vitro corrosion behavior of biodegradable mg-ca binary alloy // *Materials Research*. 2013. Vol. 16. № 1. P. 11–18.
 20. Makkar P., Sarkar S.K., Padalhin A.R., Moon B.-G., Lee Y.S., Lee B.T. In vitro and in vivo assessment of biomedical Mg-Ca alloys for bone implant applications // *Journal of Applied Biomaterials and Functional Materials*. 2018. Vol. 16. № 3. P. 126–136.

REFERENCES

1. Prakasam M., Locs J., Saoma-Ancane K. Biodegradable materials and metallic implants-A review. *Journal of Functional Biomaterials*, 2017, vol. 8, no. 4, pp. 1–15.
2. Schinhammer M., Hanzi A.C., Loffler J.F., Uggo-witzer P.J. Design strategy for biodegradable Fe-based alloys for medical applications. *Acta Biomaterialia*, 2010, vol. 6, no. 5, pp. 1705–1713.
3. Noviana D., Paramitha D., Ulum M.F., Hermawan H. The effect of hydrogen gas evolution of magnesium implant on the postimplantation mortality of rats. *Journal of Orthopaedic Translation*, 2016, vol. 5, pp. 9–15.
4. Agarwal S., Curtin J., Duffy B., Jaiswal S. Biodegradable magnesium alloys for orthopaedic applications: A review on corrosion, biocompatibility and surface modifications. *Materials Science and Engineering C*, 2016, vol. 68, pp. 948–963.
5. Zhang X., Ba Z., Wang Q., Wu Y., Wang Z., Wang Q. Uniform corrosion behavior of GZ51K alloy with long period stacking ordered structure for biomedical application. *Corrosion Science*, 2014, vol. 88, pp. 1–5.
6. Li C.Q., Xu D.K., Zeng Z.R., Wang B.J., Sheng L.Y., Chen X.-B., Han E.H. Effect of volume fraction of LPSO phases on corrosion and mechanical properties of Mg-Zn-Y alloys. *Materials and Design*, 2017, vol. 121, pp. 430–441.
7. Riaz U., Shabib I., Haider W. The current trends of Mg alloys in biomedical applications - A review. *Journal of Biomedical Materials Research - Part B Applied Biomaterials*, 2019, vol. 107, no. 6, pp. 1970–1996.
8. Bamberger M., Dehm G. Trends in the development of new Mg alloys. *Annual Review of Materials Research*, 2008, vol. 38, pp. 505–533.
9. Eddy Jai Poinern G., Brundavanam S., Fawcett D. Biomedical Magnesium Alloys: A Review of Material Properties, Surface Modifications and Potential as a Biodegradable Orthopaedic Implant. *American Journal of Biomedical Engineering*, 2013, vol. 2, no. 6, pp. 218–240.
10. Ding Y., Wen C., Hodgson P., Li Y. Effects of alloying elements on the corrosion behavior and biocompatibility of biodegradable magnesium alloys: A review. *Journal of Materials Chemistry B*, 2014, vol. 2, no. 14, pp. 1912–1933.
11. Chandra G., Pandey A. Biodegradable bone implants in orthopedic applications: a review. *Biocybernetics and Biomedical Engineering*, 2020, vol. 40, no. 2, pp. 596–610.
12. Jiang P., Blawert C., Zheludkevich M.L. The Corrosion Performance and Mechanical Properties of Mg-Zn Based Alloys - A Review. *Corrosion and Materials Degradation*, 2020, vol. 1, no. 1, pp. 92–158.
13. Song G. Control of biodegradation of biocompatible magnesium alloys. *Corrosion Science*, 2007, vol. 49, no. 4, pp. 1696–1701.

14. Merson D., Brilevsky A., Myagkikh P., Tarkova A., Prokhorikhin A., Kretov E., Frolova T., Vinogradov A. The Functional Properties of Mg–Zn–X Biodegradable Magnesium Alloys. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 3, article number 544.
15. Merson D.L., Brilevsky A.I., Myagkikh P.N., Markushev M.V., Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid. *Letters on Materials*, 2020, vol. 10, no. 2, pp. 217–222.
16. Parfenov E.V., Kulyasova O.V., Mukaeva V.R., Mingo B., Farrakhov R.G., Cherneikina Y.V., Yerokhin A., Zheng Y.F., Valiev R.Z. Influence of ultra-fine grain structure on corrosion behaviour of biodegradable Mg-1Ca alloy. *Corrosion Science*, 2020, vol. 163, article number 108303.
17. GOST R 9.907-2007. *Edinaya sistema zashchity ot korrozii i stareniya. Metally, splavy, pokrytiya metallicheskie. Metody udaleniya produktov korrozii posle korroziionnykh ispytaniy* [Unified system of corrosion and ageing protection. Metals, alloys, metallic coatings. Methods for removal of corrosion products after corrosion tests]. Moscow, Izdatelstvo standartov Publ., 2008. 19 p.
18. Merson E., Myagkikh P., Poluyanov V., Merson D., Vinogradov A. On the role of hydrogen in stress corrosion cracking of magnesium and its alloys: Gas-analysis study. *Materials Science and Engineering A*, 2019, vol. 748, pp. 337–346.
19. Harandi S.E., Mirshahi M., Koleini S., Idris M.H., Jafari H., Kadir M.R.A. Effect of calcium content on the microstructure, hardness and in-vitro corrosion behavior of biodegradable mg-ca binary alloy. *Materials Research*, 2013, vol. 16, no. 1, pp. 11–18.
20. Makkar P., Sarkar S.K., Padalhin A.R., Moon B.-G., Lee Y.S., Lee B.T. In vitro and in vivo assessment of biomedical Mg–Ca alloys for bone implant applications. *Journal of Applied Biomaterials and Functional Materials*, 2018, vol. 16, no. 3, pp. 126–136.

In-situ study of corrosion process of biodegradable magnesium alloys

© 2021

Pavel N. Myagkikh^{*1}, junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies, postgraduate student

Evgeniy D. Merson², PhD (Physics and Mathematics),

senior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies

Vitaliy A. Poluyanov³, junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies

Dmitry L. Merson⁴, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,

Director of the Research Institute of Advanced Technologies

Togliatti State University, Togliatti (Russia)

*E-mail: feanorhao@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7530-9518>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7063-088X>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0570-2584>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

Abstract: The interest in magnesium and its alloys considerably increases in recent years. These materials have a unique complex of properties: light-weight and strength make magnesium alloys promising structural materials for the aircraft industry and space application, and ability to resorb in vivo conditions and good biocompatibility allow producing biodegradable surgical implants of magnesium alloys, which can resorb in a human body without detriment to health. The materials for such demanding applications require detailed investigation of their properties, such as corrosion, including the kinetics of corrosion rate and staging of corrosion damage on the surface. To obtain a full view of the corrosion process, in addition to common ex-situ methods such as the corrosion rate evaluating using the weight loss method and the morphology corrosion damage investigation by optical or confocal laser scanning microscopy (CLSM), it is important to use modern in-situ methods. In-situ methods allow obtaining data immediately during the experiment and not after its completion. The authors carried out a comprehensive study of the corrosion process of the commercial ZK60 and AZ31 magnesium alloys in the simulated human-body environment (temperature, corrosion media composition, circulation of corrosion media) using in-situ methods, including hydrogen evolution corrosion rate evaluating and video-observation of a sample surface. The results show that AZ31 alloy is more corrosion-resistant than ZK60 alloy. Moreover, AZ31 alloy is prone to filiform surface corrosion, and ZK60 alloy exhibits severe pitting corrosion. Based on the comparison of the data obtained by in-situ and ex-situ methods, the authors concluded on their main differences and features.

Keywords: magnesium alloys; corrosion; biodegradable materials; in-situ study.

Acknowledgments: The study is carried out with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research within the scientific project No. 20-38-90073.

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021), Togliatti, September 13–17, 2021.

For citation: Myagkikh P.N., Merson E.D., Poluyanov V.A., Merson D.L. In-situ study of corrosion process of biodegradable magnesium alloys. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 18–25. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-18-25.

Особенности локализации деформации при термосиловой обработке

© 2021

Расторгуев Дмитрий Александрович^{*1}, кандидат технических наук,
доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства»
*Семенов Кирилл Олегович*², аспирант кафедры «Оборудование и технологии
машиностроительного производства»

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: rast_73@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6298-1068>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3097-4009>

Аннотация: В работе рассматриваются вопросы обеспечения равномерности деформирования осесимметричных длинномерных образцов при термосиловой обработке (ТСО), которая заключается в одновременном приложении силового и температурного воздействий с целью комплексного улучшения геометрических характеристик и физико-механических параметров материала заготовки. Данная технология используется на различных стадиях технологических процессов изготовления деталей, но ее основная задача – обеспечение прямолинейности оси и заданного распределения остаточных технологических напряжений на заготовительном этапе. Недостаток ТСО – осевая деформация протекает неравномерно вдоль оси заготовки. Основным технологическим параметром – деформация, контроль которой является ключевым фактором, обеспечивающим эффективность ТСО. Проведено исследование распределения пластической деформации по участкам длинномерных заготовок с различной степенью деформации. Выполнена оценка равномерности деформирования по участкам заготовки с учетом того, на каком этапе зависимости «напряжение – деформация» находились образцы в конце цикла нагружения. На основе представлений о пластической деформации как автоволновом процессе выбран диапазон технологических режимов, соответствующий максимально однородному распределению деформации вдоль оси заготовки с полной проработкой всего объема заготовки. Этот диапазон соответствует этапу параболического упрочнения кривой пластического течения с образованием максимального количества стационарных очагов локализованной пластичности. Реологическое моделирование позволяет определять контрольные точки, задающие границы этапов кривой пластического течения при различных параметрах нагружения, включая температуру. Для повышения надежности определения фактической деформации в производственных условиях предлагается модернизация способа контроля процесса ТСО за счет фиксации деформации на ограниченном участке заготовки оптическим методом. Корректность данного подхода подтверждается статистическим анализом распределения деформаций по участкам для образцов. Использование предложенного способа контроля обеспечит достижение максимально равномерного распределения пластической деформации за счет гарантированного выхода деформации заготовки в диапазон значений деформаций, соответствующий этапу параболического упрочнения кривой пластического течения.

Ключевые слова: остаточные напряжения; пластическая деформация; термосиловая обработка; реологическая модель; кривая пластического течения; коэффициент локальности; оптический контроль.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90148.

Для цитирования: Расторгуев Д.А., Семенов К.О. Особенности локализации деформации при термосиловой обработке // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 26–34. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-26-34.

ВВЕДЕНИЕ

Повышение точности и качества заготовок является необходимым фактором повышения общей эффективности технологических процессов. Одним из технологических способов обеспечения необходимых конструктивных параметров и физико-механических свойств является использование термосиловой обработки (ТСО) заготовки [1].

ТСО характеризуется одновременным приложением силового и температурного воздействий [2]. Нагружение может вестись путем растяжения, сжатия, кручения или при комбинированных нагрузках. ТСО может распределяться по всей длине одновременно или по отдельным участкам. В качестве источника силы нагружения могут применяться как

внешние приводы (гидравлические^{1,2}, электромеханические³), так и силовые стапелы⁴, использующие разницу

¹ Драчев О.И., Воронов Д.Ю., Репин К.А. Способ термосиловой обработки длинномерных осесимметричных деталей и устройство для его осуществления: патент РФ № 2575510, заявка 10.09.2015, опубликовано 20.02.2016.

² Драчев О.И., Воронов Д.Ю., Репин К.А. Способ термосиловой обработки длинномерных осесимметричных деталей и устройство для его осуществления: патент РФ № 2615852, заявка 10.09.2016, опубликовано 11.04.2017.

³ Расторгуев Д.А., Семенов К.О. Устройство для термосиловой обработки осесимметричных деталей: патент РФ № 2632748, заявка 03.08.2017, опубликовано 09.10.2017.

⁴ Драчев О.И., Репин К.А. Способ термосиловой обработки длинномерных осесимметричных деталей и устройство для его осуществления: патент РФ 2645235, заявка 02.11.2016, опубликовано 19.02.2018.

температурных деформаций установки для закрепления заготовки и самой заготовки для создания сил нагружения за счет разницы температурных деформаций ступени и заготовки [3].

ТСО является комплексной операцией, которая формирует и геометрическую точность, и набор физико-механических свойств [4]. На заготовительном этапе формируется прямолинейность оси заготовки, задается уровень и характер распределения остаточных технологических напряжений. Данная технология значительно упрощает проведение последующей механической обработки за счет формирования равномерного припуска.

Использование альтернативного варианта – правки изгибом или поверхностным пластическим деформированием с точки зрения обеспечения стабильности свойств нерационально [5]. После правки обеспечивается прямолинейность, но в поперечном сечении заготовки остаточные технологические напряжения будут иметь разные по знаку значения. В дальнейшем, при снятии припуска, равновесное состояние нарушается при перераспределении напряжений, что ведет к короблению заготовки. Предложенная в [6] структура усовершенствованного технологического процесса включает в себя на начальном этапе термосиловую правку, а правка поверхностным пластическим деформированием является финишной операцией технологии, направленной на обеспечение размерной стабильности.

Изменение остаточных напряжений и фиксация прямолинейности обеспечивается при выходе деформации заготовки в зону текучести. Осевые пластические деформации сопровождаются поперечными. При неравномерности осевых пластических деформаций продольный профиль заготовки также будет иметь погрешность, что приведет к неравномерности припуска вдоль оси заготовки.

Для обеспечения равномерности распределения пластических деформаций вдоль оси заготовки необходим их контроль и управление ими. Но в производственных условиях эта задача имеет сложности в реализации. Контроль деформации заготовки по смещению захватов отличается неточностью. Величина фактической пластической деформации заготовки кроме влияния температурного фактора трудноопределима из-за большой контактной деформации в стыках между захватами и опорной поверхностью заготовки, а также общей деформации элементов силового контура для фиксации заготовки. Значительное влияние оказывает температурное воздействие (распределение температуры нагрева вдоль оси заготовки). Нагрев заготовки из-за особенностей подвода и отвода тепла происходит неравномерно, что определяет по длине заготовки переменные базовые температурно зависящие параметры материала (модуль упругости, предел текучести).

Использование тензоизмерительной аппаратуры в производственных условиях при нагреве установки в печи является нерациональным и сложным способом контроля. Контактные методы, при их точности, значительно усложняют и удорожают технологию ТСО. Для бесконтактного контроля процесса деформирования в настоящее время широко применяется оптический

метод контроля распределения деформаций с использованием цифровой обработки изображений методом корреляции [7–9].

Все исследования по локализации деформаций на основе принципов мезомеханики основаны на применении оптических методов определения полей распределения деформаций [10]. Как показывают результаты исследований в области мезомеханики, определяющим фактором в распределении пластических деформаций по длине заготовки является характер пластического течения, который имеет автоволновой характер [11–13]. Локализация деформаций по длине образца определяется особенностями автоволнового пластического течения и стадией деформационного упрочнения, которой достигает процесс деформирования при ТСО. В данных исследованиях, как правило, изучается деформация плоских образцов небольших размеров на ограниченной площади поверхности [14].

В [15] размер зоны локализованной деформации имеет величину порядка 150–360 мкм. Авторы связывают его с размерами группы зерен деформируемого материала. В [16] приводится пример контроля деформаций с использованием ее видеофиксации на этапе образования шейки в закритической области деформации при растяжении. В [17] локализация на мезоуровне рассматривается с максимальным шагом 5 мм и определяется параметрами зерен (их размерами и распределением предела текучести). В [18] на основе метода корреляции цифровых изображений получены распределения деформаций при растяжении плоских титановых образцов на измерительной базе 0,28 мм.

При реализации ТСО для длинномерных круглых образцов задача сводится к определению фактической пластической деформации с тем, чтобы гарантированно войти в заданный диапазон, в котором равномерность распределения деформаций максимальная. При этом все участки должны выйти в заданный диапазон для максимально полной проработки объема заготовки с целью создания «технологического» барьера на пути передачи исходных погрешностей заготовки на готовое изделие. Использование оптического способа контроля фактической деформации по всей длине заготовки обеспечило бы наиболее объективную информацию для комплексной оценки равномерности деформации в режиме реального времени. Но закрытая рабочая зона в ступе не позволяет осуществлять непосредственный контроль процесса деформации оптическим способом по всей длине заготовки.

Необходимо выбрать величину деформации, которая с учетом автоволновых процессов обеспечила бы максимально равномерное распределение пластических деформаций по длине заготовки и возможность их контроля при ТСО с максимальной достоверностью. Возникает задача обосновать возможность контроля общей деформации образца с выходом на заданную стадию деформирования по наблюдению за деформацией его участка.

Цель исследования – обеспечение гарантированного выхода удлинения вала при ТСО в оптимальный диапазон пластических деформаций с их максимально равномерным распределением на основе контроля деформаций небольшого участка заготовки.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Экспериментальные исследования по технологии ТСО для изучения равномерности деформирования проводились для образцов из сплава 12Х18Н10Т. В эксперименте были постоянными следующие факторы: скорость нагрева до температуры деформирования, температура деформирования и скорость охлаждения до комнатной температуры, скорость деформирования. Переменный фактор – степень деформации. Температура нагрева заготовки $T=300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Физико-механические свойства 12Х18Н10Т при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$: модуль упругости $E=1,9\cdot 10^5$ МПа; предел текучести $\sigma_T=160$ МПа; коэффициент линейного расширения $\alpha=17,2\cdot 10^{-6}$ $1/^{\circ}\text{C}$. Величина относительной пластической деформации ε задавалась в интервале от 0,34 до 6%. Образец – пруток с длиной деформируемой части 1200 мм и диаметром 30 мм. Количество образцов для проведения испытаний – 16 шт. На каждом образце наносились 20 риска через каждые $60\pm 0,01$ мм, глубиной 0,2–0,4 мм и шириной 0,5–1 мм. Перед началом испытаний измерялось расстояние между соседними рисками.

Цикл испытаний заключался в нагреве образца до $T=300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Относительное температурное удлинение при этом составляло 0,39% при абсолютном удлинении 4,97 мм. Далее производилось растяжение с заданной скоростью и величиной, затем охлаждение до $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Далее измерялось расстояние между соседними рисками.

Особенности процесса деформации зависят от участка кривой «деформация – напряжение» и меняются при переходе от участка к участку [19]. Из рассмотрения исключается участок упругой деформации, учитываются следующие этапы. I этап – участок полочки текучести, или участок легкого скольжения, которому соответствует формирование уединенного очага локальной деформации. Далее следуют участки упрочнения. II этап – участок линейного упрочнения, на котором происходит движение нескольких нестационарных очагов деформаций. III этап – участок параболического упрочнения, на котором происходит формирование эквидистантных очагов локальной деформации.

На рис. 1 приведены графики экспериментальных кривых «деформация – напряжение» для сплава 12Х18Н10Т для различных температур с указанными стадиями пластического течения. Они соответствуют дискретному изменению показателя параболичности n в уравнении, аппроксимирующем кривую пластического течения:

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0 + Q \cdot \varepsilon^n,$$

где σ – напряжение, МПа;
 ε – деформация;
 Q – показатель упрочнения;
 σ_0 – предел текучести, МПа.

В соответствии со стадией пластического течения показатель параболичности n принимает следующие значения: $n \approx 0$ на площадке текучести, $n \approx 1$ на стадии легкого скольжения и линейного деформационного упрочнения, $n \approx 1/2$ на стадии параболического упрочнения.

Проводить экспериментальные исследования по определению зависимостей «напряжение – деформация» при различных температурах трудоемко. Для определения стадии пластического течения по положению фактической величины пластической деформации относительно контрольных точек, которые определяют границы этапов кривой пластического течения, предлагается использовать расчет деформации с температурно зависимыми параметрами на основе реологических моделей А.Ю. Ишлинского. Методика расчета и пример ее применения представлены в [20]. Учет силовых и температурных факторов проводится не только через влияние температуры на температурную деформацию, но и через ее влияние на модуль упругости и предел текучести.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты моделирования температурно зависимых кривых «напряжение – деформация» по реологической модели А.Ю. Ишлинского показаны на рис. 2.

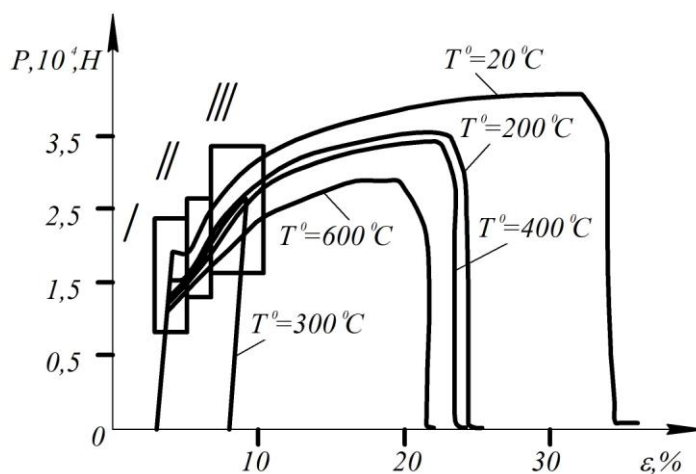


Рис. 1. График зависимости «деформация – напряжение» сплава 12Х18Н10Т при 20, 200, 300, 400, 600 $^{\circ}\text{C}$
 Fig. 1. Stress-strain dependence diagram of the 12Х18Н10Т alloy at 20, 200, 300, 400, 600 $^{\circ}\text{C}$

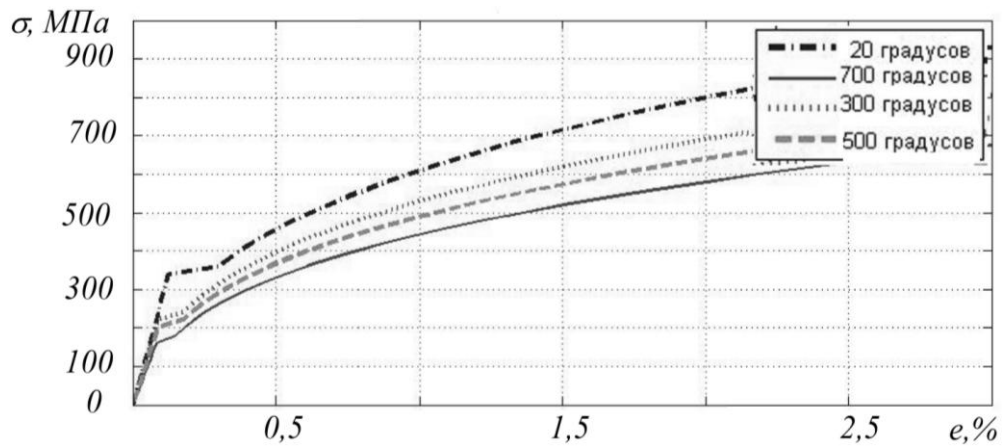


Рис. 2. Результаты моделирования зависимости «напряжение – деформация» для стали 12Х18Н9Т при температурах 20, 300, 500 и 700 °С
Fig. 2. The results of stress-strain dependence modeling for the 12Х18Н9Т steel at the temperature of 20, 300, 500, and 700 °С

На следующих рисунках представлены результаты распределения деформаций образцов по участкам в разном формате. Диаграмма на рис. 3 показывает величину накопленных отклонений деформаций $\sum \Delta e$ от среднего значения e_{cp} по участкам по всем образцам, которые находились на II этапе пластического течения (формирование нескольких нестационарных фронтов волн пластической деформации).

Частота соответствия величины деформации участка стадии пластического течения (II, III этапы) представлена в таблице 1.

Параметры деформаций по участкам для всех образцов в виде диаграммы размахов, сгруппированных по стадиям пластического течения, показаны на рис. 4. Для анализа распределения пластических деформаций были построены их плотности распределения, сгруппированные по этапам (рис. 5) и по укрупненным участкам образцов (рис. 6).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как видно из сравнения экспериментальных кривых и результатов моделирования (рис. 1 и рис. 2), реологическая модель дает возможность получать зависимости «напряжение – деформация» с учетом температурного влияния с высокой точностью. Это позволяет определить граничные точки этапов деформации при переменных условиях нагружения.

Полученные распределения деформаций для анализа их равномерности сгруппированы в соответствии со стадиями пластического течения. Каждой стадии пластического течения соответствует определенный паттерн локализации пластической деформации [19]. На площадке текучести происходит движение фронтов, разделяющих упруго и пластически деформированные объемы, т. е. имеются недеформированные пластически участки заготовки. На стадии легкого скольжения

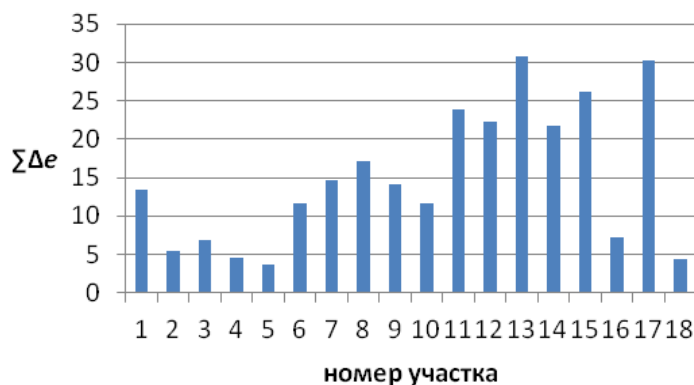


Рис. 3. Накопленная величина отклонения деформации от средней деформации на участках для всех образцов (II стадия пластического течения)
Fig. 3. The cumulative value of deformation deviation from the average deformation at the sections for all samples (II plastic flow stage)

Таблица 1. Частота соответствия величины деформации участка стадии пластического течения (для II, III этапов)
Table 1. The frequency of correspondence of a section deformation value of the plastic flow stage (for II, III phases)

Стадии	Участки																	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
II	0,6	0,6	0,6	1	0,8	1	0,6	1	1	0,6	1	1	0,8	0,4	1	1	0,8	0,4
III	0,6	0,4	0,4	0,4	0,2	0,4	0,2	0,2	0,2	0,2	0,4	0,4	0,4	0,2	0,8	0,8	0,6	0,4
Среднее правильных исходов	0,6	0,5	0,5	0,7	0,5	0,7	0,4	0,6	0,6	0,4	0,7	0,7	0,6	0,3	0,9	0,9	0,7	0,4

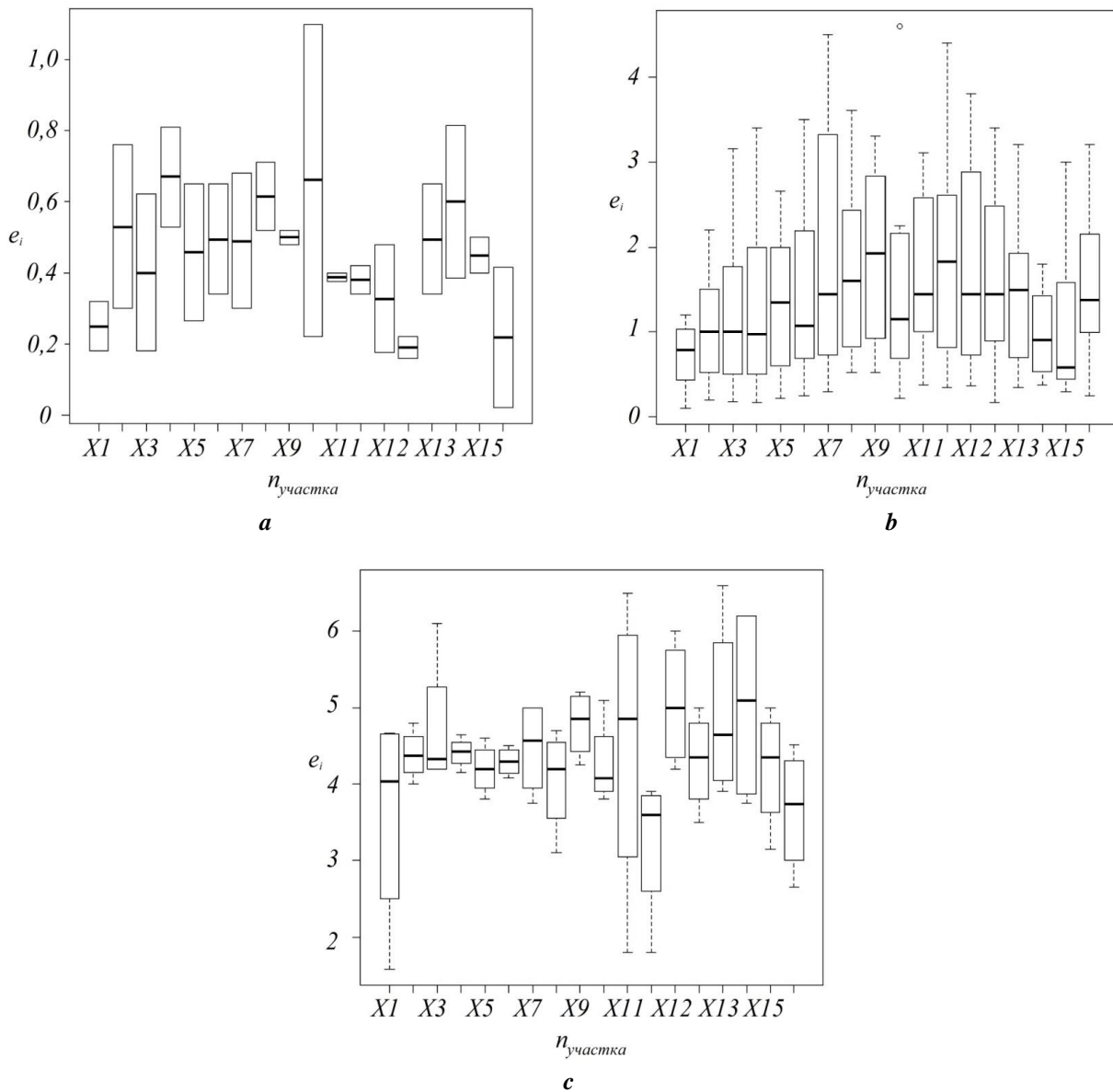


Рис. 4. Диаграмма размахов деформаций по участкам: a – I этап; b – II этап; c – III этап
Fig. 4. The box plot of deformations over the sections: a – I stage; b – II stage; c – III stage

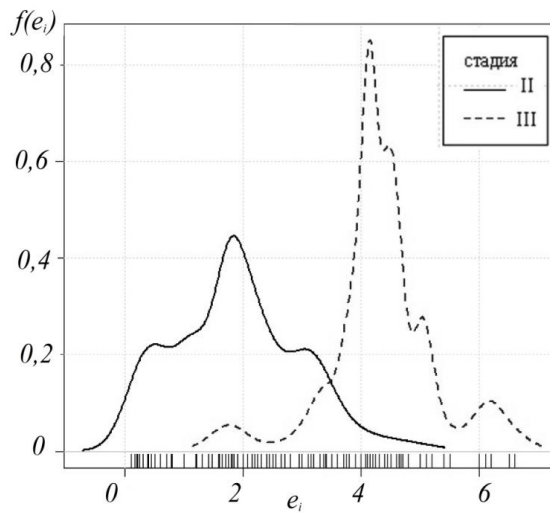


Рис. 5. Плотность распределения пластических деформаций по II и III этапам
Fig. 5. The density of plastic deformations distribution for II and III stages

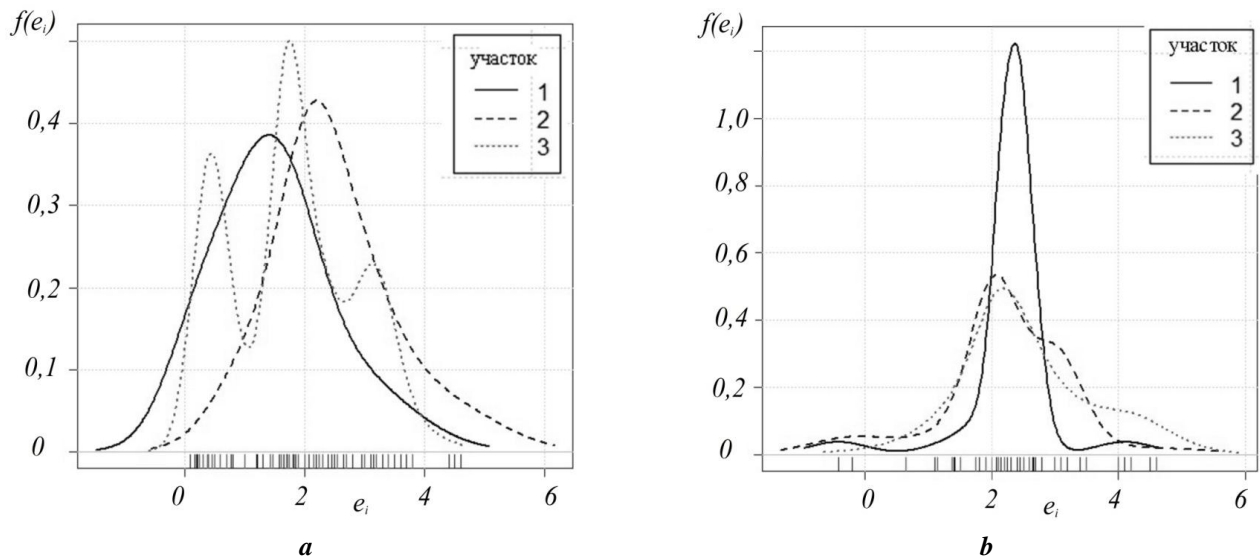


Рис. 6. Плотность распределения пластических деформаций, сгруппированная по длине по этапам:
 а – II этап; б – III этап. Участок: 1 – левая часть вала; 2 – середина вала; 3 – правая часть вала
Fig. 6. The density of plastic deformations distribution grouped by length for stages:
 а – II stage; б – III stage. Section: 1 – axis left part; 2 – axis center; 3 – axis right part

и линейного деформационного упрочнения происходит движение нескольких фронтов с увеличением их количества к концу стадии (от 2–3 до 5–10). На стадии параболического деформационного упрочнения происходит формирование стационарной системы очагов деформации. До стадии предразрушения, где происходит слияние очагов деформации с образованием шейки, при ТСО доходить нельзя. При переходе от одной стадии к другой происходит перестройка паттерна через разрушение старого, хаотизацию картины пластического течения и формирование нового паттерна.

Степень локализации по участкам, т. е. неравномерности деформации, снижается с ростом деформации.

Данные по локализации деформации при росте средней величины противоречивы. В [15] она растет вместе со средней величиной деформации по трехстадийной схеме. На первой стадии деформация однородная и мало отличается от среднего значения. Далее идут этапы макролокализации с образованием сначала длинной, затем короткой «шеек». В [16] были построены распределения продольных деформаций для образцов различной длины. Коэффициент локальности, как отношение максимальной продольной деформации к среднему значению, до момента образования шейки практически не зависит от длины образца, а место образования шейки располагается в центральной части образцов. При

росте деформации плотность распределения деформаций расширяется и отличается от закона нормального распределения [18].

Как показали результаты предыдущих исследований, максимальная степень однородности по различным критериям оценки обеспечивается на III этапе кривой пластического течения (этап параболического упрочнения).

Для исключения ошибки по определению стадии кривой пластического течения, на которой находится образец во время термосиловой обработки, был проведен анализ соответствия величины деформации каждого участка средней величине деформации всего образца. Из графиков (рис. 4) можно определить расположение участков для данных условий обработки, которые дают наименьшую величину ошибки и степень отклонения от среднего значения. Это участки 2–5, 16, 18. При сопоставлении рис. 4 и данных таблицы 1 видно, что фактическое соответствие обеспечивается для 16 участка. Для участков 2–5 оно значительно меньше.

Распределение зон локализации пластической деформации определяется длиной волны пластической деформации, которая логарифмически зависит от длины образца L :

$$\lambda(L) = \alpha \ln \frac{L}{L_0},$$

где α – масштабный коэффициент;
 L_0 – минимальный размер образца, в котором возможно возникновение локализации пластического течения.

С учетом размеров образцов (1200 мм) длина волны составляет порядка 32 мм. Длина контрольных участков соответствует двум длинам волн (~60 мм).

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Коэффициент локальности при растяжении цилиндрических образцов, кроме влияния погрешностей диаметральных размеров, исходной кривизны, неоднородности свойств материала, их размеров, будет определяться стадией деформационного упрочнения, до которой доходят в каждом из циклов обработки. При этом для определения стадии пластического течения необходимо учитывать нагрев заготовок и температурное влияние на кривую упрочнения.

Участки, где величина деформации соответствует этапу пластического течения, до которого они были растянуты, расположены по всей длине образцов и не зависят от накопленной величины отклонения деформации участка от средней деформации. Равномерность по длине обеспечивается при выходе на параболический участок кривой пластического течения, где формируется установившаяся картина распределения максимального количества фронтов локализации пластической деформации. С выходом на данную стадию пластического течения наблюдается сужение плотности распределения деформаций. Контроль деформации заготовки бесконтактным способом возможен при условии выбора длины участка не менее двух длин волн, что обеспечивает при проведении ТСО выход в рабочий диапазон деформаций с формированием максимально равномерного распределения деформаций по длине.

Анализ существующих способов и устройств для ТСО свидетельствует или об отсутствии контроля процесса формирования пластических деформаций в режиме реального времени, или о его неэффективности из-за сложности реализации традиционными методами.

Проведена статистическая оценка возможности прогнозирования стадии кривой пластического течения при нагружении всего образца по величине деформации отдельного участка заготовки. Она необходима для гарантированного выхода на стадию кривой пластического течения, при которой формируется максимальное количество установившихся очагов пластической деформации и обеспечивается ее максимальная равномерность. На данном этапе происходит параболическое упрочнение с формированием максимального количества стационарных очагов локализованной пластичности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Драчев О.И. Бессиловая и термосиловая обработка высокоточных деталей. Старый Оскол: ТНТ, 2019. 244 с.
2. Драчев О.И. Технология изготовления маложестких осесимметричных деталей. М.: Политехника, 2005. 289 с.
3. Драчев О.И., Расторгуев Д.А., Старостина М.В. Повышение эффективности обработки маложестких валов при комбинированном термосиловом нагружении // *Металлообработка*. 2012. № 3. С. 30–35.
4. Драчев О.И. Исследование влияния термосиловой обработки на эксплуатационные характеристики маложестких осесимметричных деталей // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2017. № 5. С. 14–17.
5. Мураткин Г.В., Сарафанова В.А. Влияние технологической наследственности напряженно-деформированного состояния на точность нежестких деталей // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2020. № 1. С. 56–64.
6. Мураткин Г.В. Процессы образования и снижения технологических остаточных деформаций нежестких деталей // *Металлообработка*. 2019. № 6. С. 17–26.
7. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H. *Image correlation for shape, motion and deformation measurements: basic concepts, theory and applications*. Springer, 2009. 321 p.
8. Любутин П.С., Панин С.В. Измерение деформации на мезоуровне путем анализа оптических изображений поверхности нагруженных твердых тел // *Прикладная механика и техническая физика*. 2006. Т. 47. № 6. С. 158–164.
9. Надеждин К.Д., Шарнин Л.М., Кирпичников А.П. Визуальные методы определения деформаций и напряжений на поверхности испытываемых конструкций // *Вестник Технологического университета*. 2016. Т. 19. № 12. С. 143–146.
10. Любутин П.С., Панин С.В., Титков В.В., Еремин А.В., Сундер Р. Развитие метода корреляции цифровых изображений для изучения процессов деформации и разрушения конструкционных материалов // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика*. 2019. № 1. С. 88–109.

11. Зуев Л.Б. Автоволновая модель пластического течения // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 3. С. 85–94.
12. Зуев Л.Б. О волновом характере пластического течения. Макроскопические автоволны локализации деформации // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 3. С. 47–54.
13. Зуев Л.Б., Баранникова С.А. Автоволны локализации пластического течения. Скорость распространения, дисперсия и энтропия // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 2. С. 115–123.
14. Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. Закономерности и схематизация процессов локализации пластического течения при испытании плоских образцов алюминивно-магниевого сплава // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20. № 2. С. 71–78.
15. Теплякова Л.А., Козлов Э.В., Игнатенко Л.Н., Попова Н.А., Касаткина Н.Ф., Давыдова В.А. Закономерности локализации деформации на крупномасштабных уровнях в стали со структурой отпущенного мартенсита // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2000. Т. 5. № 2-3. С. 221–223.
16. Третьяков М.П., Вильдеман В.Э. Опытное изучение закономерностей закритического поведения с учетом неоднородности деформирования образца // Математическое моделирование в естественных науках. 2016. Т. 1. С. 549–553.
17. Полянский В.А., Беляев А.К., Грищенко А.И., Лобачев А.М., Модестов В.С., Пивков А.В., Третьяков Д.А., Штукин Л.В., Семенов А.С., Яковлев Ю.А. Моделирование полос локализации пластической деформации «шахматная доска» с учетом статистического разброса параметров зерен поликристалла // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20. № 6. С. 40–47.
18. Реков А.М., Вичужанин Д.И. Плотность распределения деформаций в плоскости образца ВТ1-00 при растяжении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2018. № 3. С. 53–60.
19. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность: Локализация и коллективные моды. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2019. 208 с.
20. Григорьев А.К., Колбасников Н.Г., Фомин С.Г. Структурообразование при пластической деформации металлов. СПб.: Санкт-Петербургский университет, 1992. 244 с.
21. Зуев Л.Б. Автоволновая модель пластического течения // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 3. С. 85–94.
22. Зуев Л.Б. О волновом характере пластического течения. Макроскопические автоволны локализации деформации // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 3. С. 47–54.
23. Зуев Л.Б., Баранникова С.А. Автоволны локализации пластического течения. Скорость распространения, дисперсия и энтропия // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 2. С. 115–123.
24. Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. Закономерности и схематизация процессов локализации пластического течения при испытании плоских образцов алюминивно-магниевого сплава // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20. № 2. С. 71–78.
25. Теплякова Л.А., Козлов Э.В., Игнатенко Л.Н., Попова Н.А., Касаткина Н.Ф., Давыдова В.А. Закономерности локализации деформации на крупномасштабных уровнях в стали со структурой отпущенного мартенсита // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2000. Т. 5. № 2-3. С. 221–223.
26. Третьяков М.П., Вильдеман В.Э. Опытное изучение закономерностей закритического поведения с учетом неоднородности деформирования образца // Математическое моделирование в естественных науках. 2016. Т. 1. С. 549–553.
27. Полянский В.А., Беляев А.К., Грищенко А.И., Лобачев А.М., Модестов В.С., Пивков А.В., Третьяков Д.А., Штукин Л.В., Семенов А.С., Яковлев Ю.А. Моделирование полос локализации пластической деформации «шахматная доска» с учетом статистического разброса параметров зерен поликристалла // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20. № 6. С. 40–47.
28. Реков А.М., Вичужанин Д.И. Плотность распределения деформаций в плоскости образца ВТ1-00 при растяжении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2018. № 3. С. 53–60.
29. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность: Локализация и коллективные моды. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2019. 208 с.
30. Григорьев А.К., Колбасников Н.Г., Фомин С.Г. Структурообразование при пластической деформации металлов. СПб.: Санкт-Петербургский университет, 1992. 244 с.
31. symmetric parts. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2017, no. 5, pp. 14–17.
32. Muratkin G.V., Sarafanova V.A. The effect of the technological heredity of the stress–strain state on the accuracy of nonrigid parts. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2020, vol. 49, no. 1, pp. 45–50.
33. Muratkin G.V. The processes of formation and reduction in technological residual deformations of non-rigid parts. *Metalloobrabotka*, 2019, no. 6, pp. 17–26.
34. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H. *Image correlation for shape, motion and deformation measurements: basic concepts, theory and applications*. Springer, 2009. 321 p.
35. Lyubutin P.S., Panin S.V. Mesoscale measurement of strains by analyzing optical images of the surface of loaded solids. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 2006, vol. 47, no. 6, pp. 905–910.
36. Nadezhdin K.D., Sharnin L.M., Kirpichnikov A.P. Visual methods of identifying deformations and stresses on the surfaces of tested structures. *Vestnik Tekhnologicheskogo universiteta*, 2016, vol. 19, no. 12, pp. 143–146.
37. Lyubutin P.S., Panin S.V., Titkov V.V., Eremin A.V., Sunder R. Development of the digital image correlation method to study deformation and fracture processes of structural materials. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika*, 2019, no. 1, pp. 88–109.
38. Zuev L.B. Autowave model of plastic flow. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2011, vol. 14, no. 3, pp. 85–94.
39. Zuev L.B. On the wave character of plastic flow. Macroscopic autowaves of deformation localization. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2006, vol. 9, no. 3, pp. 47–54.
40. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowaves of localized plastic flow, velocity of propagation, dispersion, and entropy. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 112, no. 2, pp. 109–116.
41. Tretyakova T.V., Vildeman V.E. Plastic flow localization processes and their schematization during testing of flat aluminum-magnesium alloy specimens. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2017, vol. 20, no. 2, pp. 71–78.
42. Teplyakova L.A., Kozlov E.V., Ignatenko L.N., Popova N.A., Kasatkina N.F., Davydova V.A. Regularities of deformation localisation on large-scale levels in tempering martensite steel. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki*, 2000, vol. 5, no. 2-3, pp. 221–223.
43. Tretyakov M.P., Vildeman V.E. Experimental study of post-buckling regularities taking into account the deformation non-uniformity of a sample. *Matematicheskoe modelirovanie v estestvennykh naukakh*, 2016, vol. 1, pp. 549–553.
44. Polyanskiy V.A., Belyaev A.K., Grishchenko A.I., Lobachev A.M., Modestov V.S., Pivkov A.V., Tretyakov D.A., Shtukin L.V., Semenov A.S., Yakovlev Yu.A. Modeling of bands of chessboard-like plastic strain localization with regard to the statistical variability of polycrystalline grain parameters. *Fizicheskaya mezzomekhanika*, 2017, vol. 20, no. 6, pp. 40–47.
45. Rekov A.M., Vichuzhanin D.I. The density of deformation distribution in a plane of vt1-00 sample under uniaxial strain. *Vestnik Permskogo natsionalnogo*

REFERENCES

1. Drachev O.I. *Bessilovaya i termosilovaya obrabotka vysokotochnykh detaley* [Forceless and thermal power treatment of high-precision parts]. Staryy Oskol, TNT Publ., 2019. 244 p.
2. Drachev O.I. *Tekhnologiya izgotovleniya malozhestkikh osesimmetrichnykh detaley* [The technique of manufacturing low-rigidity axisymmetric parts]. Moscow, Politekhnik Publ., 2005. 289 p.
3. Drachev O.I., Rastorguev D.A., Starostina M.V. Increase of efficiency of processing of low-rigid shaft at the combined thermopower loading. *Metalloobrabotka*, 2012, no. 3, pp. 30–35.
4. Drachev O.I. The study of thermal power treatment influence on operational characteristics of low-rigidity axi-

- issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika*, 2018, no. 3, pp. 53–60.
19. Zuev L.B. *Avtovolnovaya plastichnost: Lokalizatsiya i kollektivnye mody* [Auto-wave plasticity: Localization and collective modes]. Moscow, FIZMATLIT Publ., 2019. 208 p.
20. Grigorev A.K., Kolbasnikov N.G., Fomin S.G. *Strukturoobrazovanie pri plasticheskoy deformatsii metallov* [Structure-formation at plastic deformation of metals]. Sankt Petersburg, Sankt-Peterburgskiy universitet Publ., 1992. 244 p.

Special aspects of strain localization during thermal power processing

© 2021

Dmitry A. Rastorguev^{*1}, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair “Equipment and Technologies of Machine Building Production”

*Kirill O. Semenov*², postgraduate student of Chair “Equipment and Technologies of Machine Building Production”
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

*E-mail: rast_73@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6298-1068>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3097-4009>

Abstract: The paper considers the issues of ensuring the uniformity of strain of axisymmetric long-dimensional samples during thermal force processing (TFP), which is the simultaneous application of force and temperature effects for comprehensive improvement of geometric characteristics and physical and mechanical parameters of the workpiece material. This technology is used at various stages of technological processes of parts manufacturing, but its main task is to ensure the axis straightness and the specified distribution of residual technological stresses at the procuring stage. The disadvantage of TFP is that the axial deformation proceeds nonuniformly along the workpiece axis. The core process parameter is the deformation, the control of which is a key factor ensuring the TFP efficiency. The authors studied the plastic strain distribution over the sections of long-length workpieces with different deformation degrees. The study involved the assessment of strain uniformity over the workpiece sections, taking into account the stage of the stress-strain relation at the end of the loading cycle. Based on the concepts of plastic deformation as an auto-wave process, the authors selected the range of technological modes corresponding to the most uniform strain distribution along the workpiece axis with complete processing of the entire workpiece volume. This range corresponds to the stage of parabolic hardening of the plastic flow curve with the formation of the maximum number of stationary zones of localized plasticity. Rheological modeling allows identifying the control points that specify the boundaries of the plastic flow curve stages at various loading parameters, including temperature. To improve the reliability of determining the actual deformation under production conditions, the authors proposed modernizing the TFP process monitoring method by fixing the deformation on a limited workpiece section using the optical technique. The statistical analysis of the strain distribution over the sections for the samples confirms the correctness of this approach. The application of the proposed control method will ensure the most uniform distribution of plastic deformation due to the reliable enter of the workpiece deformation to the range of strain values corresponding to the stage of parabolic hardening of the plastic flow curve.

Keywords: residual stresses; plastic strain; thermal power treatment; rheological model; plastic flow curve; locality coefficient; optical control.

Acknowledgements: The study is carried out with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research within the scientific project No. 20-38-90148.

For citation: Rastorguev D.A., Semenov K.O. Special aspects of strain localization during thermal power processing. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 26–34. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-26-34.

Инновационный подход к разработке технологических процессов изготовления изделий в многономенклатурном производстве

© 2021

Решетникова Евгения Павловна^{1,3}, начальник сектора решения задач энергообмена
Бочкарев Петр Юрьевич^{*2,4}, доктор технических наук, профессор,
профессор кафедры «Технология машиностроения и прикладная механика»
Камышинского технологического института

¹Акционерное общество «Научно-производственное предприятие «Алмаз», Саратов (Россия)

²Волгоградский государственный технический университет, Волгоград (Россия)

*E-mail: bpy@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8682-964X>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0587-6338>

Аннотация: Актуальность работы определяется решением важной проблемы – совершенствования разработки технологических процессов (ТП) изготовления изделий в условиях производственных систем традиционных машиностроительных предприятий, осуществляющих переход к автоматизации и интеллектуализации своего производственного цикла. Для решения сформулированной выше задачи предложен инновационный подход, состоящий в разработке рациональных технологических процессов изготовления изделий многономенклатурной производственной системы на основе принятия эффективных проектных технологических решений. Предложенный способ проектирования рациональных технологических процессов изготовления изделий многономенклатурной производственной системы реализуется в разработанной авторами системе автоматизированного планирования многономенклатурных технологических процессов (САПлТП). САПлТП – современный инструмент автоматизации технологической подготовки производства, соответствующий актуальной концепции цифровизации производства. Разработанный авторами комплекс контрольно-измерительных процедур (ККИП), способствующий совершенствованию САПлТП, направлен на модернизацию механообрабатывающих производств с традиционным производственным циклом и обеспечение процесса их цифровой трансформации. ККИП осуществляет автоматизированное проектирование рациональных единичных технологических процессов в мелкосерийном производстве на основе информации о реальных размерных параметрах поверхностей заготовки детали на начальном этапе создания ТП и на основе включения в структуру ТП рационального комплекта контрольно-измерительных средств (СИ), сформированного на базе ККИП, для оценки заданной точности изготовления детали. Представлено методическое и алгоритмическое обеспечение реализации ККИП, включающее в себя разработку методики координатного измерения деталей, служащей структурным элементом рационального ТП, и алгоритма формирования рационального комплекта контрольно-измерительных средств при проектировании рационального ТП.

Ключевые слова: технологический процесс; производственная система; многономенклатурное производство; комплекс контрольно-измерительных процедур; рациональный комплект контрольно-измерительных средств; ККИП; САПлТП.

Для цитирования: Решетникова Е.П., Бочкарев П.Ю. Инновационный подход к разработке технологических процессов изготовления изделий в многономенклатурном производстве // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 35–46. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-35-46.

ВВЕДЕНИЕ

В современных условиях функционирования механообрабатывающих производственных систем возрастает потребность выпуска многономенклатурной продукции высокого качества с целью сохранения конкурентоспособности предприятия. Складывающаяся тенденция развития механообрабатывающей промышленности направлена на интеллектуализацию производственного процесса изготовления изделий [1; 2], которая определяет переход механообрабатывающих предприятий к многономенклатурному производству со сменой характера организации производства и автоматизацией его планирования [3–5].

Существующие подходы к обеспечению качества изготовления изделий механообрабатывающей промышленности не всегда обладают достаточной степе-

нью универсальности [6]. Так, в работе [7] отмечается положительное влияние создания цифровых двойников производственного процесса, что повышает качество процесса проектирования радиоэлектронной продукции. Цифровые двойники позволяют избежать технологических ошибок на стадии реализации производства и существенно снижают экономические риски.

Ведется интенсивная работа по анализируемому вопросу, и предлагаются перспективные решения проблемы совершенствования технологической подготовки производства (ТПП) и повышения эффективности его производственного цикла [8–10]. Так, найденные в литературных источниках решения для проектирования новейших систем планирования производства для его технологической подготовки в целом направлены на совершенствование отдельных этапов производства, что недостаточно обеспечивает согласованность этапов

проектирования и реализации производственного процесса. В то же время обеспечение тесной взаимосвязи этапов проектирования производственного процесса и его реализации способствует повышению эффективности многономенклатурной производственной системы [11; 12].

Для решения вышеупомянутой проблемы – недостаточного исследования согласованности этапов производственного процесса авторы подробно рассматривают решение задачи совершенствования ТПП, а именно совершенствование процесса проектирования технологических процессов (ТП) изготовления изделий при автоматизации планирования производства. С этой целью разработан и реализован комплекс контрольно-измерительных процедур (ККИП), обеспечивающий автоматизацию ТПП и взаимосвязь ее проектных процедур при разработке ТП, а именно учет взаимосвязи

реальных размерных характеристик поверхностей заготовки для проектирования рационального ТП производства конечного изделия [13]. Структура комплекса контрольно-измерительных процедур представлена на рис. 1.

ККИП реализуется в системе автоматизированного планирования многономенклатурных технологических процессов (САПлТП) (рис. 2). Особенностью САПлТП является возможность проектирования множества альтернативных вариантов ТП изготовления изделий и способность выбрать из указанного множества ТП рациональные ТП для изготовления деталей в каждой конкретной производственной ситуации.

Развитием данной работы видится совершенствование проектирования рациональных технологических процессов производственной системы посредством учета взаимосвязи функциональных возможностей

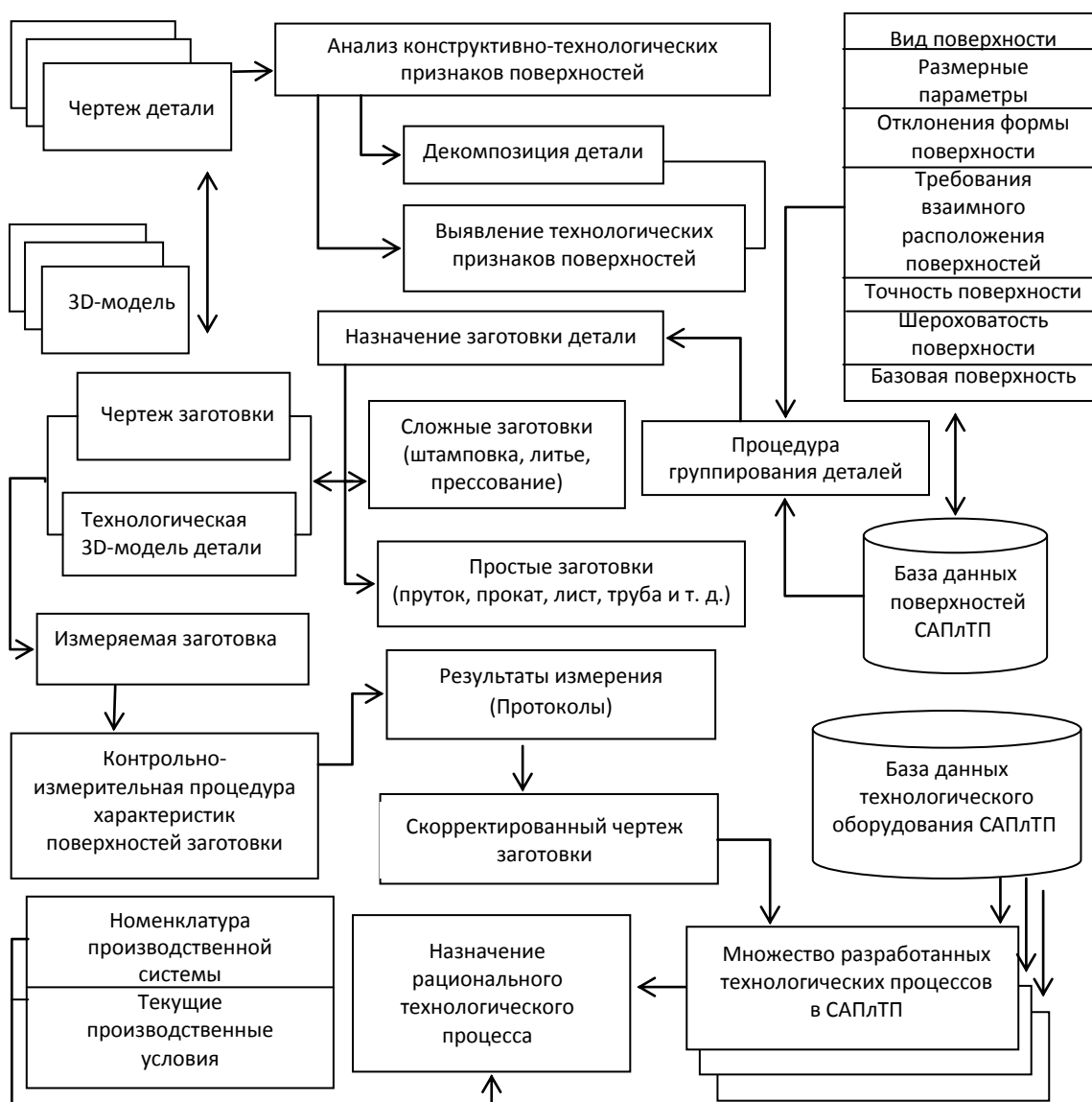


Рис. 1. Структурная схема комплекса контрольно-измерительных процедур
 Fig. 1. Structure diagram of the complex of monitoring and measuring procedures

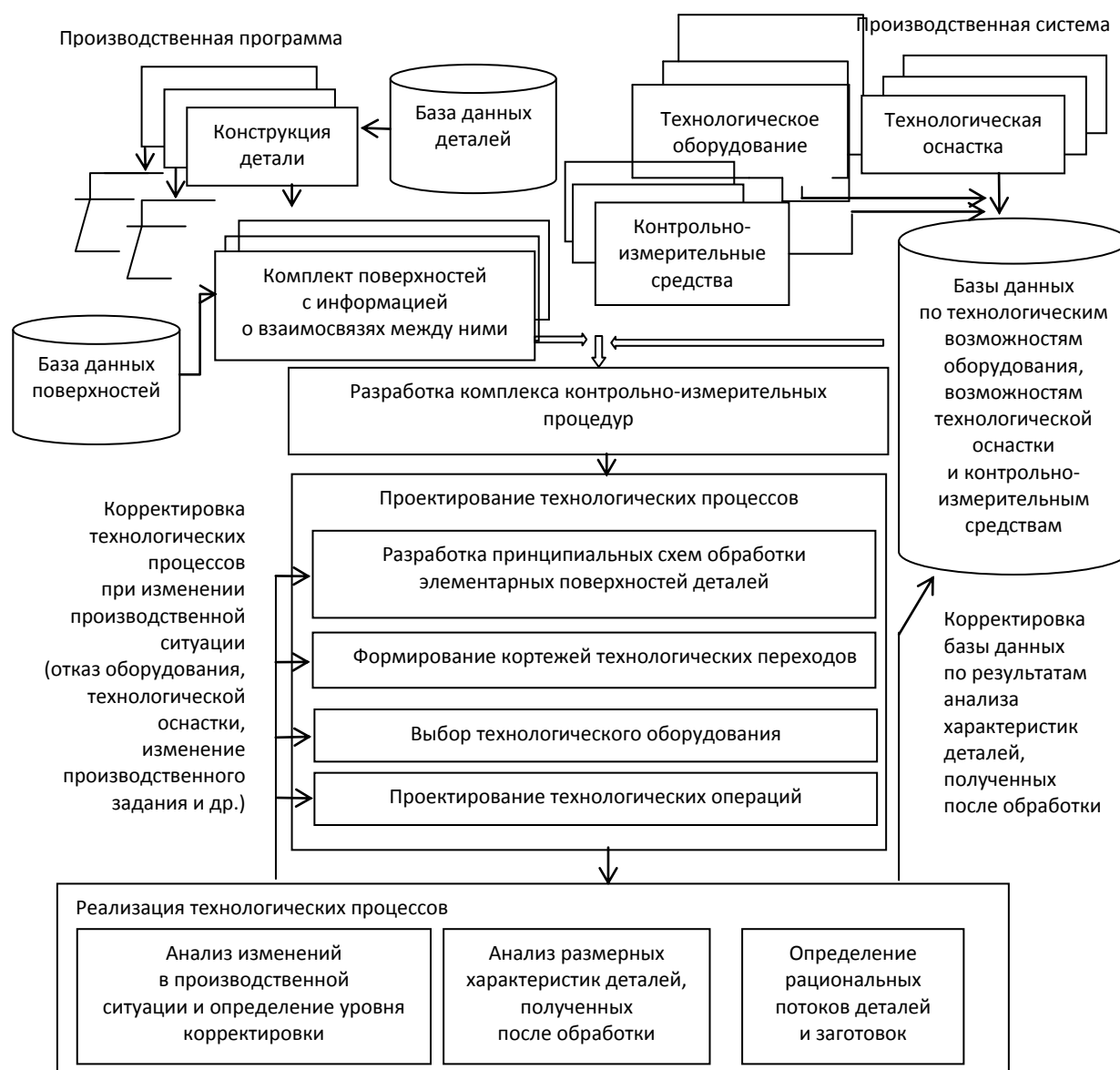


Рис. 2. Принципиальная схема системы планирования многономенклатурных технологических процессов
 Fig. 2. Basic diagram of the System of Planning of Manufacturing Procedures

контрольно-измерительного инструмента с технологическими возможностями обрабатывающего оборудования и конструкторско-технологическими параметрами изготавливаемых изделий.

Цель работы – предложение подхода к разработке рациональных технологических процессов изготовления изделий многономенклатурных производств для повышения эффективности их производственно-го цикла.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Создание комплекса контрольно-измерительных процедур САП/ТП подразумевает последовательное решение задач разработки основных методик и алгоритмов для их реализации.

Первая задача – это разработка методики измерения размерных характеристик поверхностей заготовок изго-

тавливаемых деталей (МИ) и ее формализация. МИ является структурным элементом при проектировании рационального ТП изготовления деталей.

Вторая задача включает разработку методики назначения рационального комплекта контрольно-измерительных средств и ее формализацию при проектировании рационального ТП изготовления деталей.

Решение третьей задачи обеспечивает разработку алгоритмического и программного обеспечения ККИП.

Разработанная МИ в основном предназначена для автоматизированных контрольно-измерительных средств (СИ), производящих контрольно-измерительные процедуры контактным методом. Предложенная МИ рекомендует операторам автоматизированного СИ рациональное количество координатных точек и их целесообразное расположение на анализируемых поверхностях заготовок для сбора измерительной информации.

Вычисление рационального количества координатных точек ($N_{рац}$) при измерениях выполнено посредством метода статистических испытаний. Способ расположения рассчитанного рационального количества точек найден при помощи аппарата комбинаторного анализа. Условие определения возможных вариантов расположения координатных точек (k): способы расположения различны при условии, что состоят из одинакового количества точек (рационального $N_{рац}$), которые расположены в различном порядке.

Процедура назначения комплекта контрольно-измерительных средств производственной системы состоит из:

- генерации множества возможных вариантов контрольно-измерительных средств в комплекты;
- процесса отсева нерациональных вариантов контрольно-измерительных средств из комплектов, сформированных на предыдущем этапе;
- выбора рационального комплекта контрольно-измерительных средств для контрольно-измерительных операций, проектируемого рационального ТП.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Разработка ККИП

Решение первой задачи направлено в основном на оптимизацию контрольно-измерительных процедур, осуществляемых с помощью автоматизированных средств измерения для деталей, измерение которых представляет собой технически сложный и трудоем-

кий процесс. Решение указанной технологической задачи актуально в рамках автоматизации ТПП производства, так как направлено на повышение точности и производительности не только процесса измерения, но и производительности производственного процесса в целом.

В работе рассмотрен модельный пример для определения рационального количества точек поверхности цилиндрической формы.

Анализ размерного параметра максимально возможного (N_M) количеством точек на анализируемой поверхности повышает достоверность измерительной процедуры, однако требует и больших временных ресурсов на ее осуществление, что повышает трудоемкость и себестоимость процедуры. Измерение же размерного параметра анализируемой поверхности минимально возможным (N_P) количеством точек рекомендованным программным обеспечением измерительного средства не всегда оправдано необходимой точностью контрольно-измерительной процедуры. Поэтому предложено следующее решение: количество рациональных координатных точек ($N_{рац}$) исследуемой поверхности определять в интервале значений ($N_P; N_M$) методом статистических испытаний, позволяющим установить значение действительного размерного параметра поверхности с помощью количества точек анализируемой поверхности, определенного случайным образом.

N_P – рекомендованное количество точек, указанное в программных обеспечениях автоматизированных средств измерений;

N_M – максимальное количество точек измеряемой поверхности детали (рис. 3).

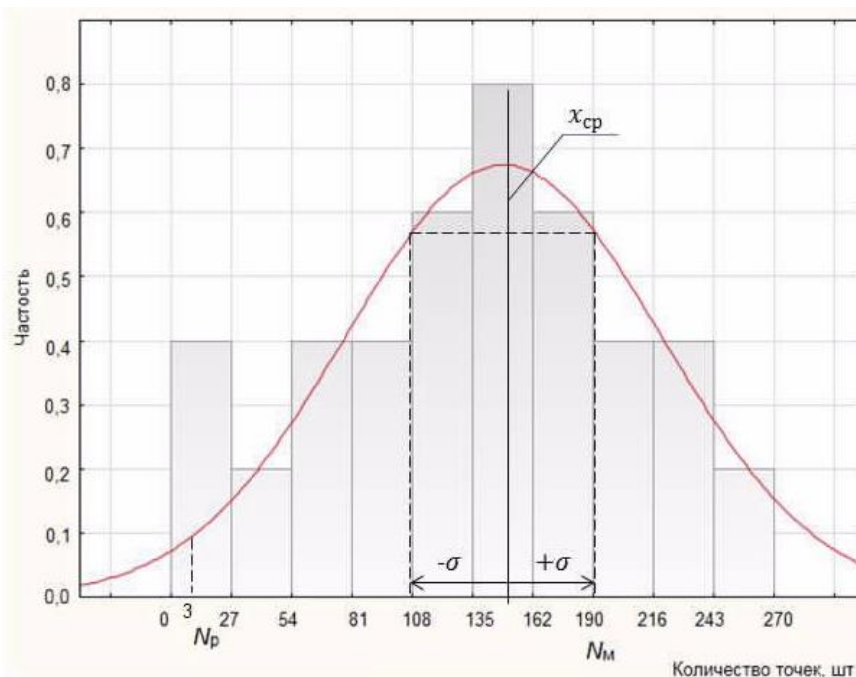


Рис. 3. Определение рационального числа координатных точек поверхности детали цилиндрической формы

Fig. 3. Determination of a rational number of coordinate points of a surface of the cylindrical part

В работе число координатных точек, необходимых для проведения контрольно-измерительной процедуры, принято за случайную величину, что обосновано положением: количество точек при разных условиях проведения измерительной процедуры различно (человеческий фактор, проблема идентичного расположения координатных точек на анализируемых поверхностях даже одинакового их количества и различная технико-экономическая составляющая при различных контрольно-измерительных процедурах). Данные для расчета сведены в таблицу 1.

Данные из таблицы 1 позволяют построить кривую распределения частоты попадания в интервал x_i размерного параметра измеренной поверхности (интервал определяет измеренное значение размерного параметра при условии заданного значения его допуска) от количества координатных точек.

Количество координатных точек, согласно рис. 3, подчиняется закону нормального распределения, так как результирующая погрешность измерения представляет собой сумму большого числа погрешностей, влияние каждой из которых на результирующую погрешность имеет один порядок. Величина (x_{cp}) определяет центр группирования значений $N_{рац}$, среднее квадратическое отклонение (σ) ограничивает интервал со значением $N_{рац}$, минимальная граница которого определяется (σ). $N_{рац}$ принимается с учетом доверительного интервала оценки достоверности результата (α_d). α_d равен 99,73 % (согласно литературным источникам).

Количество возможных вариантов расположения координатных точек анализируемой поверхности вычислено по зависимости

$$k = (N_0 - 1)! \quad (1)$$

По расчетам согласно (1) принимается способ расположения координатных точек, наиболее соответствующий текущим условиям контрольно-измерительной процедуры, а именно максимально возможное заполне-

ние рассчитанным количеством точек $N_{рац}$ измеряемой поверхности с наименьшими временными затратами на процедуру измерения:

$$t_k = \frac{p(N_M)}{g} \rightarrow \min, \quad (2)$$

где t_k – время, затраченное на контрольно-измерительную процедуру;

$p(N_M)$ – замкнутый профиль исследуемой поверхности заготовки;

g – скорость снятия координатных точек оператором средства измерения ($g = \text{const}$).

Определенное по (2) расположение точек накладывается на исследуемую поверхность, и находится способ целесообразного расположения координатных точек поверхности с условием минимальных затрат временных ресурсов на контрольно-измерительную процедуру:

$$S_{N_{рац}}(n) = \sum_{i=1}^{N_{рац}} \sum_{j=1}^{N_{рац}} t_{ij} n_{ij} \rightarrow \min, \quad (3)$$

$$\begin{cases} \sum_{i=1}^{N_{рац}} n_{ij} = 1, \forall j = \overline{1, N_0} \\ \sum_{i=1}^{N_{рац}} n_{ij} = 1, \forall i = \overline{1, N_0} \\ n_{ij} \in [0, 1] \end{cases}$$

$$n_{ij} = \begin{cases} 1, \text{ в цикле есть переход из } i \text{ в } j \\ 0, \text{ перехода нет из } i \text{ в } j \end{cases},$$

Таблица 1. Исходные данные и результаты измерения
Table 1. Initial data and measurement results

Максимальное количество точек поверхности		190		
Количество интервалов		5		
Шаг интервала		38		
Интервал значений координатных точек, x_i		Среднее значение величины количества точек, x_{icp}	Частота попадания размерного параметра в интервал, m_i	Частота попадания размерного параметра в интервал, m_i/n
x_{mini}	$x_{mini} + C$			
3	38	38	30	0,16
39	77	58	22	0,12
78	116	97	49	0,22
117	155	136	80	0,42
156	194	175	9	0,1

где $S_{N_{рац}}$ – принимаемый способ расположения точек на измеряемом объекте;
 $N_{рац} = (n_1, n_2, n_3, \dots, n_k)$ – множество рассчитанного рационального количества координатных точек;
 t_{ij} – время, затрачиваемое на перемещение измерительного наконечника автоматизированного СИ от одной точки поверхности к другой.

В работе [14] авторами представлено подробное описание способа группирования поверхностей с позиции сложности измерения и его формализация на основе аппарата кластерного анализа [15; 16]. Группирование поверхностей при проектировании рационального ТП необходимо для повышения эффективности обработки результатов контрольно-измерительных процедур производственной системы.

Решение задачи 2. Формализация назначения рационального комплекта контрольно-измерительных средств (рис. 4) осуществлена с учетом действующей производственной ситуации при условии минимизации суммарного времени контрольно-измерительной процедуры:

$$T_k = \sum t_k \rightarrow \min ,$$

$$\begin{cases} P(K'') = \sum_{m=1}^z k_m \cdot w_k \rightarrow \max \\ \sum_{m=1}^z k_m \cdot t_k \leq T_k \\ k_m \in \{0,1\}, m = \overline{1, z} \end{cases} , \quad (4)$$

$$k_m = \begin{cases} 1, & \text{если СИ входит в комплект} \\ 0, & \text{если СИ не входит в комплект} \end{cases} ,$$

где T_k – суммарное время контрольно-измерительной процедуры;
 t_k – время работы каждым контрольно-измерительным средством;

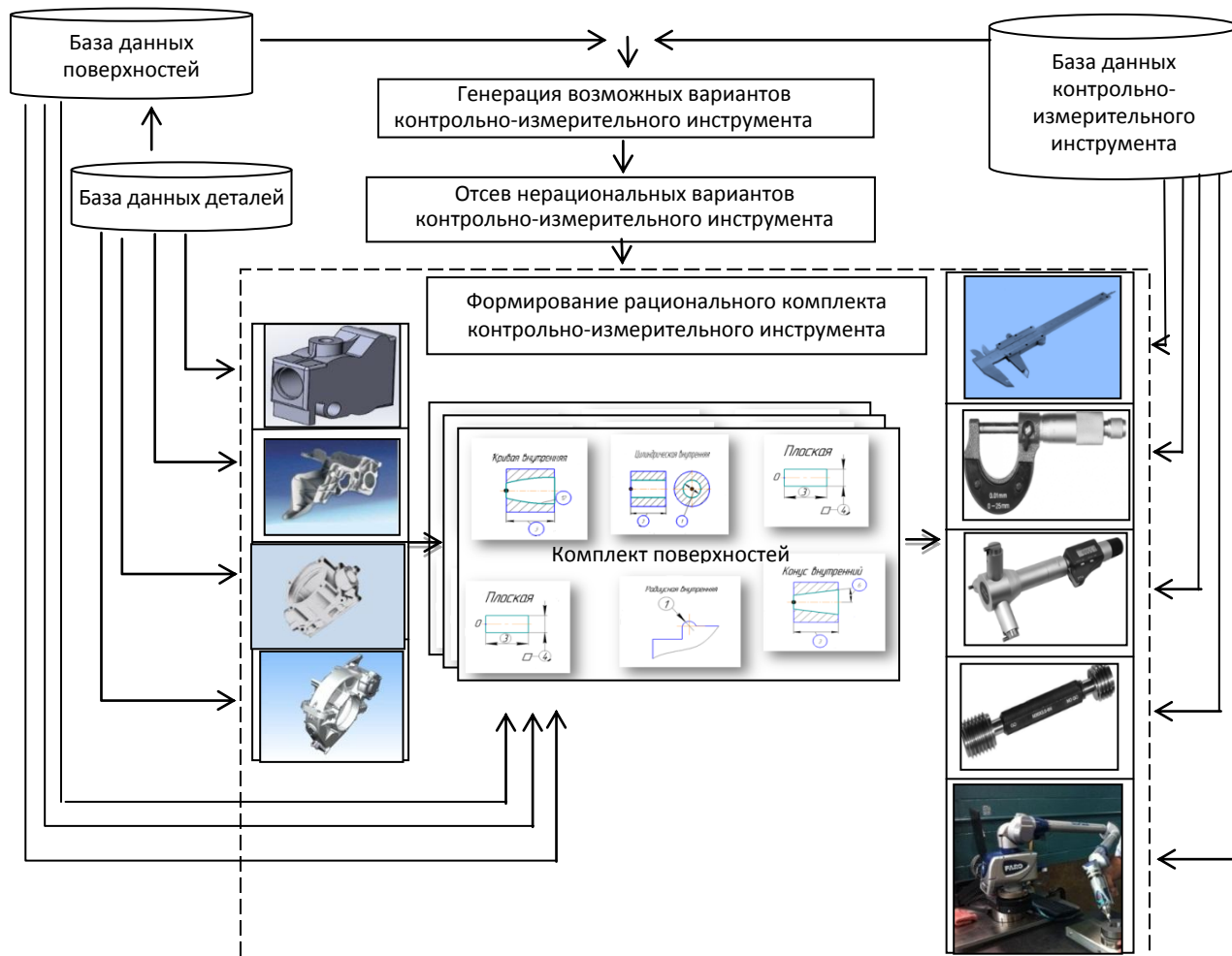


Рис. 4. Формирование рационального комплекта контрольно-измерительных средств производственной системы

Fig. 4. The formation of an efficient set of monitoring and measuring tools of a production system

$P(K'')$ – рациональный комплект контрольно-измерительных средств для текущей производственной ситуации;

k_m – конкретный контрольно-измерительный инструмент, входящий в комплект, $m=1, 2, \dots, z$; z – общее количество контрольно-измерительных средств на контрольно – измерительной процедуре;

$\{w_k\}$ – технические характеристики конкретного контрольно-измерительного инструмента.

Формирование рационального комплекта контрольно-измерительных средств осуществляется на базе ге-

нетического аппарата. Время работы алгоритма ограничено технико-экономической целесообразностью контрольно-измерительной процедуры.

Решение задачи 3. Алгоритмическое обеспечение ККИП включает алгоритм назначения рациональных точек исследуемой поверхности (рис. 5), алгоритм рационального расположения координатных точек на исследуемой поверхности (рис. 6) и алгоритм назначения целесообразного количества контрольно-измерительных средств при проектировании рационального ТП изготовления изделий (рис. 7).

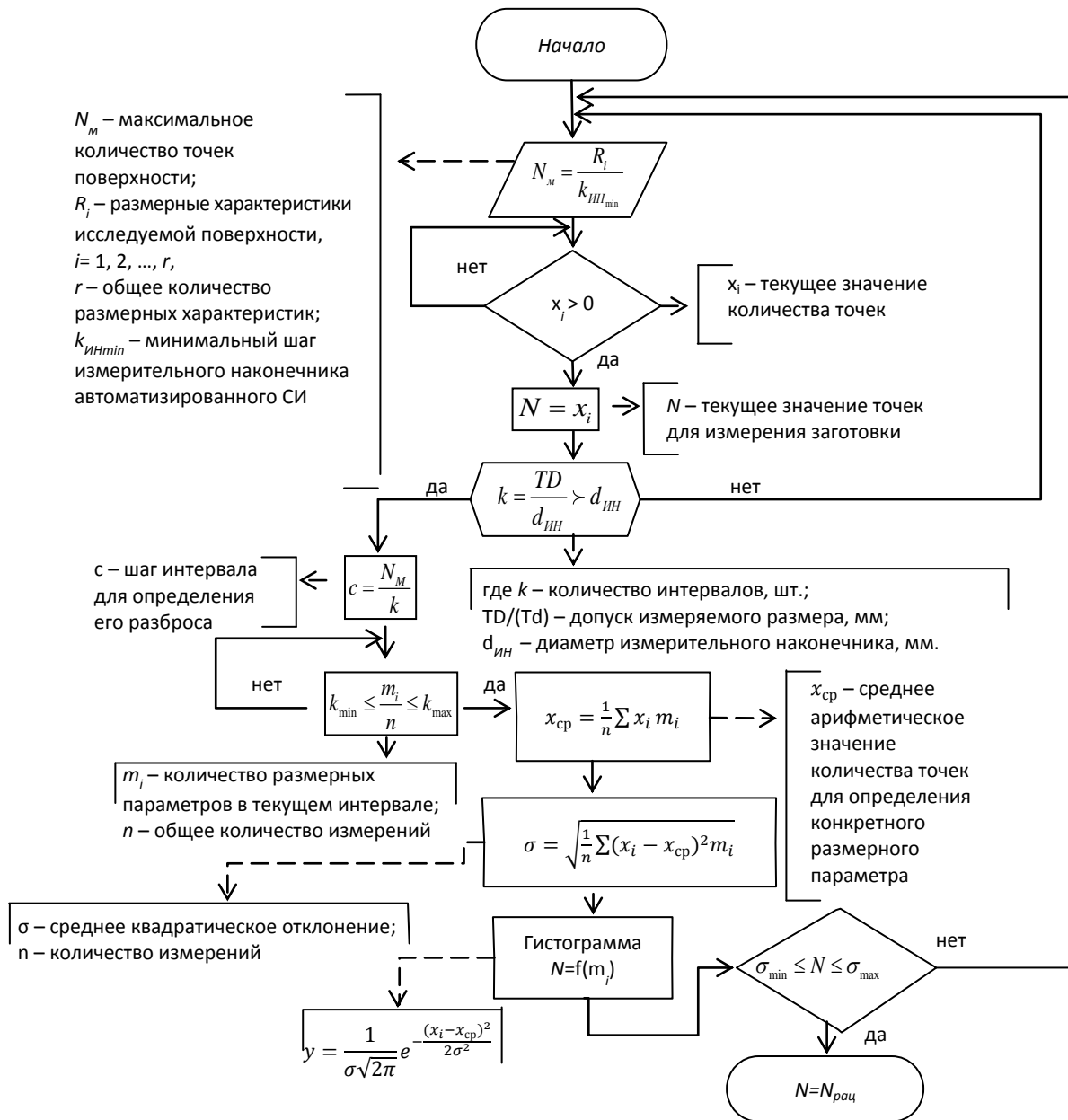


Рис. 5. Алгоритм расчета рационального количества точек для измерения размерного параметра поверхности детали

Fig. 5. The algorithm of calculation of the rational number of points to measure dimensional parameters of a part surface

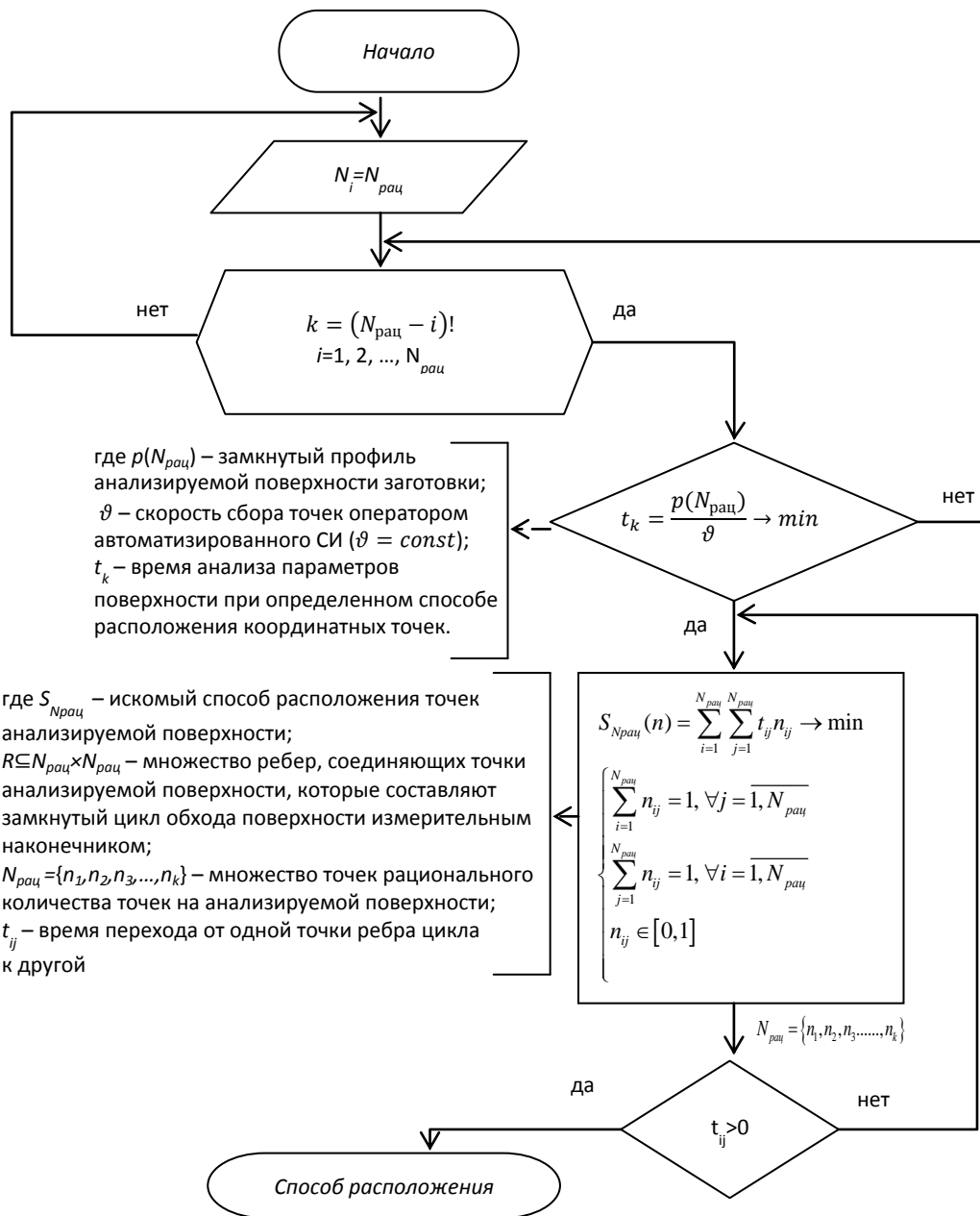


Рис. 6. Алгоритм определения оптимального способа расположения рационального количества точек на измеряемых поверхностях

Fig. 6. The algorithm of identifying an optimal method of location of rational number of points on measured surfaces

Согласно рис. 5 реализация алгоритма включает:

- расчет максимально возможного количества координатных точек на исследуемой поверхности в зависимости от используемого диаметра измерительного наконечника СИ;
- перебор значений из интервала $(0; N_M)$;
- группирование одинаковых значений размерных параметров;
- вычисление количества интервалов k для распределения значений, полученных в предыдущем шаге:

$$k = \frac{TD}{d_{ИИ}}, \quad (5)$$

где k – число интервалов, шт.;

TD (Td) – величина технологического допуска измеряемого размера, мм;

$d_{ИИ}$ – диаметр измерительного наконечника, мм;

- определение размера интервала:

$$c = \frac{N_M}{k}, \quad (6)$$

где c – шаг интервала для определения его разброса;

N_M – максимальное количество точек измеряемой поверхности, шт.;

- заполнение таблицы 1;

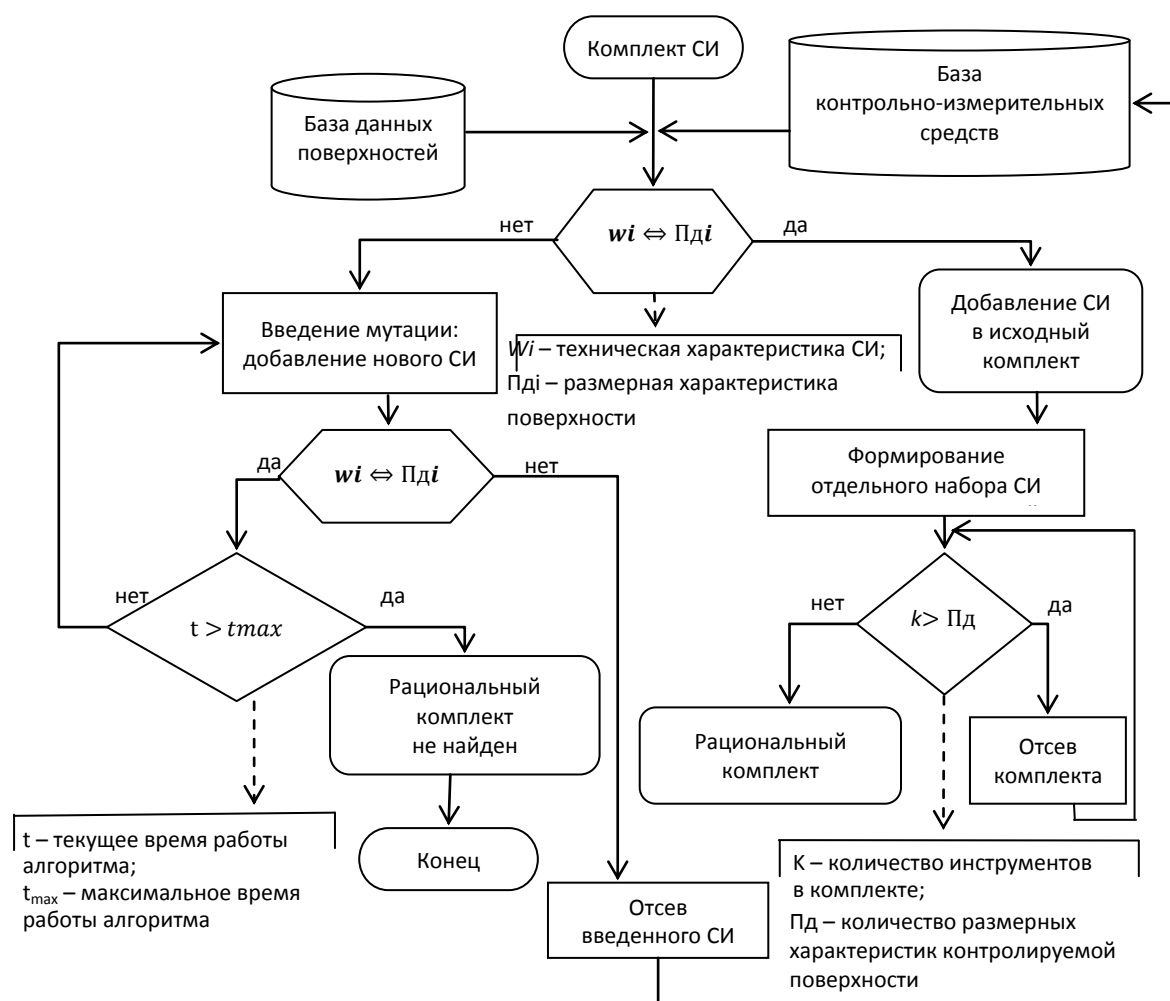


Рис. 7. Алгоритм формирования рационального комплекта контрольно-измерительных средств в САПлТП
Fig. 7. The algorithm of formation of an efficient set of monitoring and measuring tools in the System of Computer-Aided Planning of Manufacturing Procedures

- графическое представление зависимости рассчитанных значений;
- определение рациональной величины количества точек для измеряемого параметра исследуемой поверхности:

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{n} \sum (x_i - x_{cp})^2 m_i}, \quad (7)$$

где σ – среднее квадратическое отклонение. Определяет интервал с рациональной величиной количества точек для измеряемого размерного параметра; n – общее количество измерений. Принимается значение минимальной границы среднее квадратического отклонения с целью сокращения времени контрольно-измерительной процедуры.

Последовательность, представленная на рис. 6, включает:

- расчет рационального числа точек для измеряемой поверхности;
- расчет (1) числа вариантов расположения рационального числа координатных точек на поверхности;

- выбор (2) оптимального варианта расположения координатных точек на измеряемой поверхности.

Формирование рационального комплекта контрольно-измерительной процедуры в производственной системе (рис. 7) осуществлено при помощи аппарата генетического алгоритма [16–18] с критериями минимизации времени контрольно-измерительной процедуры и однородности [19] – с использованием каждого отдельного СИ для наиболее большого количества поверхностей, отвечающих техническим возможностям СИ, и учетом действующих условий производственной системы.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Работоспособность разработанных в рамках ККИП методик и алгоритмов подтверждена промышленным экспериментом в условиях действующих механообрабатывающих производств. Введение проектных контрольно-измерительных процедур позволяет получить информацию о реальных размерных характеристиках заготовки, что способствует проектированию

рационального ТП. На это направлено и применение сформированного с помощью ККИП рационального комплекта контрольно-измерительных средств производственной системы, что способствует сокращению времени контрольно-измерительных процедур, а соответственно, и сокращению времени реализации ТП в целом.

Таким образом, применение ККИП обеспечивает сокращение временных затрат на 25 % и технологического брака в среднем на 5 % многономенклатурной производственной системы [20].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Разработано алгоритмическое обеспечение ККИП, способствующее совершенствованию разработки ТП в традиционных производственных системах и проектированию рационального ТП изготовления изделий в действующих условиях производственной системы механообрабатывающего производства.

Предложенное алгоритмическое и программное обеспечения ККИП в рамках САПР ТП адаптировано к существующим традиционным системам планирования производства и направлено на их модернизацию.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Елисеев Д.Н., Кузнецов И.И., Братухин А.Г. Технологическая подготовка производства конкурентоспособных авиационных двигателей на основе цифровых технологий // *Технология машиностроения*. 2018. № 4. С. 59–67.
2. Turner C.J., Emmanouilidis C., Tomiyama T., Tiwari A., Roy R. Intelligent Decision Support for Maintenance: an Overview and Future Trends // *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*. 2019. Vol. 32. № 10. P. 936–959. DOI: [10.1080/0951192X.2019.1667033](https://doi.org/10.1080/0951192X.2019.1667033).
3. Братухин А.Г., Стрелец Д.Ю. Автоматизированная система технологической подготовки производства конкурентоспособной авиатехники (на примере самолета Sukhoi Superjet 100) // *Технология машиностроения*. 2017. № 9. С. 46–51.
4. Маданов А.В. Анализ технологической подготовки производства авиационных деталей сложной геометрии на станках с числовым программным управлением // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2014. Т. 16. № 1-5. С. 1467–1472.
5. Решетникова Е.П., Бочкарев П.Ю. Разработка комплекса контрольно-измерительных процедур в системе планирования многономенклатурных технологических процессов // *Вестник Поволжского государственного технологического университета*. Серия: Материалы. Конструкции. Технологии. 2018. № 3. С. 80–91.
6. Справочник технолога / под ред. А.Г. Сулова. М.: Инновационное машиностроение, 2019. 800 с.
7. Маркелова Н.В., Поляков С.Л. Влияние технологии цифровых двойников на качество процесса проектирования радиоэлектронной продукции // *Наука и бизнес: пути развития*. 2020. № 9. С. 151–153.
8. Aivaliotis P., Georgoulas K., Chryssolouris G. The use of Digital Twin for predictive maintenance in manufacturing // *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*. 2019. Vol. 32. № 11. P. 1067–1080. DOI: [10.1080/0951192X.2019.1686173](https://doi.org/10.1080/0951192X.2019.1686173).
9. Chryssolouris G., Mavrikios D., Papakostas N., Mourtzis D., Michalos G., Georgoulas K. Digital Manufacturing: History, Perspectives, and Outlook // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture*. 2008. Vol. 223. № 5. P. 451–462. DOI: [10.1243/09544054JEM1241](https://doi.org/10.1243/09544054JEM1241).
10. Справочник технолога – машиностроителя / под ред. А.С. Васильева, А.А. Кутина. М.: Инновационное машиностроение, 2018. 818 с.
11. Митин С.Г., Бочкарев П.Ю. Принципы создания системы автоматизированного проектирования технологических операций в условиях многономенклатурного производства // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2015. № 2-2. С. 117–122.
12. Nazaryev A., Bochkarev P., Reshetnikova E. Integrated approach to process design of manufacturing of high-precision products // *IOP Conference series: Materials science and Engineering*. 2020. Vol. 709. Article number 033085.
13. Решетникова Е.П., Бочкарев П.Ю. Разработка моделей для формализации проектирования контрольно-измерительных процедур технологического процесса изготовления деталей машиностроительных производств // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2020. № 8. С. 46–50.
14. Решетникова Е.П., Бочкарев П.Ю. Концепция группирования деталей механообрабатывающих производств при формировании рационального маршрута технологического процесса их изготовления // *Научные технологии в машиностроении*. 2021. № 3. С. 19–25.
15. Odell P.L., Duran B.S. Mathematical programming and Cluster analysis: a survey // *Cluster Analysis. Lecture notes in Economics and mathematical systems*. Berlin: Heidelberg, 1974. Vol. 100. P. 43–72. DOI: [10.1007/978-3-642-46309-9](https://doi.org/10.1007/978-3-642-46309-9).
16. Maulik U., Bandyopadhyay S. Genetic algorithm-based clustering technique // *Pattern Recognition*. 2000. Vol. 33. № 9. P. 1455–1465. DOI: [10.1016/S0031-3203\(99\)00137-5](https://doi.org/10.1016/S0031-3203(99)00137-5).
17. Mirjalili S. *Evolutionary Algorithms and Neural Networks*. Switzerland: Springer, 2019. Vol. 780. 156 p. DOI: [10.1007/978-3-319-93025-1_4](https://doi.org/10.1007/978-3-319-93025-1_4).
18. Kramer O. *Genetic Algorithms*. Switzerland: Springer, 2017. Vol. 679. 92 p. DOI: [10.1007/978-3-319-52156-5](https://doi.org/10.1007/978-3-319-52156-5).
19. Бокова Л.Г., Королев Р.Д., Бочкарев П.Ю. Использование показателя однородности по используемому оборудованию при оценке производственной технологичности деталей // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2018. № 7. С. 7–13.
20. Решетникова Е.П., Бочкарев П.Ю., Бокова Л.Г. Назначение оптимального комплекта контрольно-измерительного инструмента в механообрабатывающей системе с учетом складывающейся производственной ситуации: свидетельство о регистрации государственной программы для ЭВМ 2018614651.

REFERENCES

1. Eliseev D.N., Kuznetsov I.I., Bratukhin A.G. Process design of production of competitive aircraft engines based on digital technologies. *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2018, no. 4, pp. 59–67.
2. Turner C.J., Emmanouilidis C., Tomiyama T., Tiwari A., Roy R. Intelligent Decision Support for Maintenance: an Overview and Future Trends. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 2019, vol. 32, no. 10, pp. 936–959. DOI: [10.1080/0951192X.2019.1667033](https://doi.org/10.1080/0951192X.2019.1667033).
3. Bratukhin A.G., Strelets D.Yu. Automated system of process design of production of competitive aviation equipment (using the example of Sukhoi Superjet 100 airplane). *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2017, no. 9, pp. 46–51.
4. Madanov A.V. The analysis of technological preparation of production the aviation details of complex geometry on machines with numerical program control. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2014, vol. 16, no. 1-5, pp. 1467–1472.
5. Reshetnikova E.P., Bochkarev P.Yu. Development of control measures and monitoring procedures in the framework of computer-aided multiproduct workflow. *Vestnik Povolzhskogo gosudarstvennogo tekhnologicheskogo universiteta. Seriya: Materialy. Konstruktsii. Tekhnologii*, 2018, no. 3, pp. 80–91.
6. Suslov A.G., ed. *Spravochnik tekhnologa* [The technologist's reference book]. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2019. 800 p.
7. Markelova N.V., Polyakov S.L. The influence of digital twin technology on the quality of the design process of radio electronic products. *Nauka i biznes: puti razvitiya*, 2020, no. 9, pp. 151–153.
8. Aivaliotis P., Georgoulis K., Chryssolouris G. The use of Digital Twin for predictive maintenance in manufacturing. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 2019, vol. 32, no. 11, pp. 1067–1080. DOI: [10.1080/0951192X.2019.1686173](https://doi.org/10.1080/0951192X.2019.1686173).
9. Chryssolouris G., Mavrikios D., Papakostas N., Mourtzis D., Michalos G., Georgoulis K. Digital Manufacturing: History, Perspectives, and Outlook. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture*, 2008, vol. 223, no. 5, pp. 451–462. DOI: [10.1243/09544054JEM1241](https://doi.org/10.1243/09544054JEM1241).
10. Vasilev A.S., Kutina A.A., eds. *Spravochnik tekhnologa – mashinostroitelya* [Reference book of a technologist-mechanic engineer]. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2018. 818 p.
11. Mitin S.G., Bochkarev P.Yu. Principles of creating the system of computer-aided design of production operations in multiproduct manufacturing. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 2-2, pp. 117–122.
12. Nazaryev A., Bochkarev P., Reshetnikova E. Integrated approach to process design of manufacturing of high-precision products. *IOP Conference series: Materials science and Engineering*, 2020, vol. 709, article number 033085.
13. Reshetnikova E.P., Bochkarev P.Yu. Developing models for planning's characterization of the measuring and-control's procedures for technical process of machinery production. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2020, no. 8, pp. 46–50.
14. Reshetnikova E.P., Bochkarev P.Yu. Parts grouping concept of machining production at efficient route formation of engineering process of their manufacturing. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii*, 2021, no. 3, pp. 19–25.
15. Odell P.L., Duran B.S. Mathematical programming and Cluster analysis: a survey. *Cluster Analysis. Lecture notes in Economics and mathematical systems*. Berlin, Heidelberg Publ., 1974. Vol. 100, pp. 43–72. DOI: [10.1007/978-3-642-46309-9](https://doi.org/10.1007/978-3-642-46309-9).
16. Maulik U., Bandyopadhyay S. Genetic algorithm-based clustering technique. *Pattern Recognition*, 2000, vol. 33, no. 9, pp. 1455–1465. DOI: [10.1016/S0031-3203\(99\)00137-5](https://doi.org/10.1016/S0031-3203(99)00137-5).
17. Mirjalili S. *Evolutionary Algorithms and Neural Networks*. Switzerland, Springer Publ., 2019. Vol. 780, 156 p. DOI: [10.1007/978-3-319-93025-1_4](https://doi.org/10.1007/978-3-319-93025-1_4).
18. Kramer O. *Genetic Algorithms*. Switzerland, Springer Publ., 2017. Vol. 679, 92 p. DOI: [10.1007/978-3-319-52156-5](https://doi.org/10.1007/978-3-319-52156-5).
19. Bokova L.G., Korolev R.D., Bochkarev P.Yu. The use of the homogeneity indicator of used equipment in the evaluation production manufacturability of parts. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2018, no. 7, pp. 7–13.
20. Reshetnikova E.P., Bochkarev P.Yu., Bokova L.G. *Naznachenie optimalnogo komplekta kontrolno-izmeritel'nogo instrumenta v mekhanooobratyvatyayushchey sisteme s uchetom skladyvatyayushchey proizvodstvennoy situatsii* [The assignment of an efficient set of monitoring and measuring tool in the mechanical processing system taking into account the unfolding manufacturing situation], *svidetel'stvo o registratsii gosudarstvennoy programmy dlya EVM 2018614651*.

Innovative approach to the development of manufacturing procedures of producing goods in a multiproduct manufacture

© 2021

Evgeniya P. Reshetnikova^{1,3}, Head of sector for solving energy exchange problems

Petr Yu. Bochkarev^{*2,4}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

professor of Chair “Mechanical Engineering and Applied Mechanics” of Kamyshin Technological Institute

¹Join-Stock Company “Research and Development Enterprise “Almaz”, Saratov (Russia)

²Volgograd State Technical University, Volgograd (Russia)

*E-mail: bpy@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8682-964X>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0587-6338>

Abstract: The relevance of the study is in the solution of an important problem – the improvement of the development of engineering procedures for producing goods within the production systems of conventional machine-building enterprises performing the transition to automation and intellectualization of their production cycle. To solve the above-stated task, the authors propose an innovative approach involving the development of efficient manufacturing procedures of producing goods by a multiproduct production system based on making effective project technology solutions. The suggested method of designing effective manufacturing procedures for producing goods by a multiproduct production system is implemented in the System of Computer-Aided Planning of Manufacturing Procedures developed by the authors. The System of Computer-Aided Planning of Manufacturing Procedures is a modern tool for automation of engineering process preparation corresponding to the relevant concept of production digitalization. The set of monitoring and measuring procedures developed by the authors and promoting the improvement of the System of Computer-Aided Planning of Manufacturing Procedures is aimed at the modernization of machining productions with the traditional production cycle and supporting their digital transformation process. The set of monitoring and measuring procedures performs the automated designing of efficient individual manufacturing procedures within a small-series production based on the information about actual dimensional parameters of the part blank surfaces at the initial stage of creation of a manufacturing procedure and based on the integration into the manufacturing procedure structure of an efficient set of monitoring and measuring tools formed on the base of the complex of monitoring and measuring procedures to evaluate the prescribed accuracy of part production. The paper presents methodological and algorithmic provisions of implementing complex of monitoring and measuring procedures, which include the development of the technique of the parts' coordinate metrology serving as a structural element of an efficient manufacturing procedure and the algorithm of formation of the efficient set of monitoring and measuring tools when designing efficient manufacturing procedure.

Keywords: manufacturing procedure; production system; multiproduct manufacture; complex of monitoring and measuring procedures; efficient set of monitoring and measuring tools; System of Computer-Aided Planning of Manufacturing Procedures.

For citation: Reshetnikova E.P., Bochkarev P.Yu. Innovative approach to the development of manufacturing procedures of producing goods in a multiproduct manufacture. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 35–46. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-35-46.

Применение метода акустической эмиссии для мониторинга ультразвуковых усталостных испытаний

© 2021

*Селезнев Михаил Николаевич**^{1,3}, кандидат физико-математических наук,
научный сотрудник института материаловедения

Виноградов Алексей Юрьевич^{2,4}, кандидат физико-математических наук,
профессор факультета механической и промышленной инженерии

¹Технический университет «Фрайбергская горная академия», Фрайберг (Германия)

²Норвежский университет науки и технологии, Тронхейм (Норвегия)

*E-mail: mikhail.seleznev@iwt.tu-freiberg.de

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3158-9930>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9585-2801>

Аннотация: Ультразвуковые усталостные испытания (УЗУИ) являются эффективным методом для быстрого определения усталостных свойств конструкционных материалов при высокоцикловых ($\geq 10^6$ циклов) нагрузках. Однако процесс возникновения и накопления усталостных повреждений при этом способе испытаний остается неопределенным из-за ограничений существующих методов измерения. Используемые в настоящее время методы мониторинга усталостных испытаний позволяют детектировать усталостные трещины, однако лишь на поздних стадиях разрушения. Несмотря на рекордную чувствительность, использование метода акустической эмиссии (АЭ) при УЗУИ крайне затруднено наличием резонансных шумов. Задачей данной работы являлось подавление резонансных шумов и выделение полезного сигнала с целью раннего выявления усталостных повреждений. Образцы алюминиевого сплава AlSi9Cu3 были испытаны циклически при асимметричном нагружении ($R=0,1$) на резонансной частоте 19,5 кГц с беспороговой регистрацией АЭ. Поверхности разрушения были проанализированы с помощью электронной и оптической микроскопии. АЭ обрабатывалась двумя различными методами: (1) метод цифровой фильтрации заключался в детектировании резонансных шумов и удалении их из спектра; (2) метод ϕ -функции заключался в дифференцировании спектрограммы по времени. Обработанные спектрограммы интегрировались по частоте, и события АЭ извлекались из полученных мощностей сигналов пороговым методом. Метод цифровой фильтрации выявил корреляцию сигналов АЭ с усталостным разрушением, тогда как контрольный образец без усталостных повреждений показал нулевое количество сигналов. Метод ϕ -функции продемонстрировал неоднозначные результаты, показав высокую активность АЭ на контрольном образце.

Ключевые слова: многоцикловая усталость; ультразвуковые усталостные испытания; фрактография; алюминий; усталостное разрушение; акустическая эмиссия; цифровая обработка сигналов.

Благодарности: Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

Для цитирования: Селезнев М.Н., Виноградов А.Ю. Применение метода акустической эмиссии для мониторинга ультразвуковых усталостных испытаний // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 47–56. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-47-56.

ВВЕДЕНИЕ

Наряду с усложнением условий эксплуатации, срок службы инженерных конструкций смещается в область высокоцикловой и гигацикловой усталости (ВЦУ и ГЦУ соответственно), что повышает требования к усталостным свойствам. Для удовлетворения этих требований необходимо более глубокое понимание микроструктурных механизмов циклической деформации, зарождения и роста трещин в режимах ВЦУ/ГЦУ [1]. Прогресс в этой области в значительной степени зависит от возможностей современных методов, направленных на выявление начальных усталостных повреждений, что особенно сложно при малых циклических деформациях/напряжениях. Эффективным способом оценки усталостной прочности металлов за пределами ВЦУ является метод ультразвуковых усталостных испытаний (УЗУИ) [2; 3], который в настоящее время активно используется в исследованиях. Однако из-за преимущественно внутреннего зарождения и роста усталостных трещин при малых амплитудах напряжения

в режимах ВЦУ/ГЦУ прямое наблюдение ранних стадий развития трещины крайне затруднительно.

Среди прочих непрямых неразрушающих методов контроля (НМК), разработанных для оценки усталостных повреждений (падение электропотенциала [4], ультразвуковой метод [5; 6] в том числе затухание гистерезиса [7], инфракрасная термография [8] и т. д.), метод акустической эмиссии (АЭ) является одним из наиболее универсальных и чувствительных [9]. Метод АЭ широко используется для определения усталостных свойств различных материалов (металлов [10], бетона [11], композитов [12] и т. д.) и конструкций (детали и узлы самолётов [13], лопастей ветровых турбин [14] и т. д.) при циклических нагрузках. Использование метода АЭ при обычном низкочастотном циклическом нагружении является классической темой в области исследований [15–17], однако работ по применению метода АЭ для мониторинга УЗУИ крайне мало [18].

Наиболее вероятной причиной этого является высокий уровень шума ультразвуковой испытательной

установки, который существенно искажает частотную характеристику АЭ. Этот шум не может быть подавлен полосовыми фильтрами, которыми оснащено большинство коммерческих систем АЭ. Прогресс в вычислительной мощности и средствах поиска данных позволяет реализовать сложную обработку сигнала для извлечения полезной информации из зашумленных форм сигнала АЭ. Одним из примеров такого подхода является метод φ -функции, подавляющий шумы путем дифференцирования сигнала [19].

Цель работы – сравнение метода φ -функции и цифровой фильтрации при обработке АЭ для подавления резонансных шумов и выделения полезного сигнала при мониторинге усталостных повреждений во время УЗУИ.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для усталостных испытаний использовался коммерческий сплав $AlSi9Cu3$ (EN AC 46000). Сплав был переплавлен и отлит в цилиндры, которые затем подверглись горячему изостатическому прессованию (ГИП) для закрытия литейных полостей. Химический состав, измеренный методом оптической эмиссионной спектроскопии (таблица 1), определяет микроструктуру сплава, которая состоит из трех основных фаз: матрицы Al, эвтектики Al-Si и интерметаллида α -Al(Fe, Mn)Si

с морфологией полиэдра, или «китайского иероглифа» (рис. 1) [20]. Крупные и хрупкие частицы α -фазы служат источниками напряжения и инициаторами трещин, в то время как вязкая матрица затупляет трещины и ограничивает скорость их роста. Образцы для УКУИ с резонансной частотой $F_{res}=19,5$ кГц выточены из цилиндров после ГИП (рис. 2). Рабочая часть образцов была отполирована до зеркального блеска, чтобы устранить концентраторы напряжения на поверхности и тем самым способствовать внутреннему зарождению трещины.

Резонансные одноосные усталостные испытания проводились с помощью установки УЗУИ (“ВОКУ”, Австрия) в условиях несимметричного нагружения с положительными средними напряжениями (коэффициент нагружения $R=0,1$) на воздухе (рис. 3). Образцы с резьбой ввинчивались в резонирующий модуль и предварительно нагружались статически с помощью рамы с винтовым приводом (“Hegewald & Peschke”, Германия). Циклическая нагрузка в непрерывном режиме обеспечивалась пьезопроводом, генерирующим стоячие продольные волны, которые усиливались волноводом и управлялись сигналом обратной связи от датчика вибрации. Для поддержания температуры образца на уровне 20 ± 2 °С применялась тепловизионная съемка и охлаждение сжатым воздухом.

Таблица 1. Химический состав (масс.%) исследуемого сплава $AlSi9Cu3$
Table 1. Chemical composition (wt.%) of the studied $AlSi9Cu3$ alloy

Al	Si	Cu	Fe	Mn	Zn	Mg	Sr	Cr
Основа	8,73	2,15	0,99	0,474	0,424	0,213	0,010	0,007

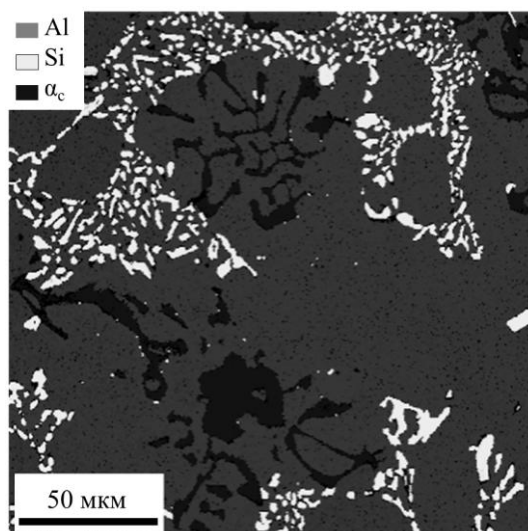
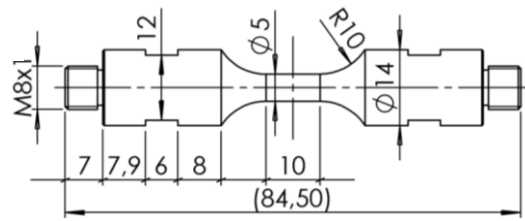
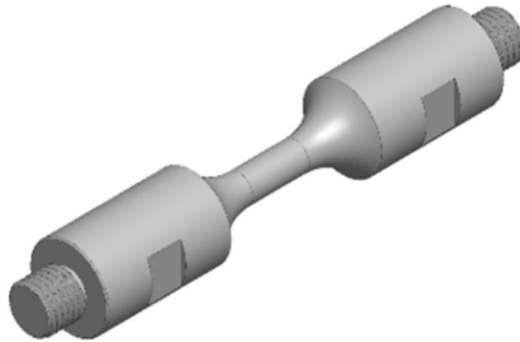


Рис. 1. Микроструктура литого сплава $AlSi9Cu3$, выбранного в качестве материала для испытаний, полученная методом дифракции рассеянных электронов
Fig. 1. Microstructure of the $AlSi9Cu3$ cast alloy selected as a material for testing obtained by the backscattered electron diffraction technique



a



b

Рис. 2. Чертеж (a) и трехмерная модель (b) образца сплава AlSi9Cu3 с резонансной частотой 19,5 кГц для ультразвукового усталостного испытания. Размеры указаны в мм
Fig. 2. A drawing (a) and a 3-D model (b) of the AlSi9Cu3 alloy specimen with the resonant frequency of 19.5 kHz for ultrasonic fatigue testing. The dimensions are specified in mm

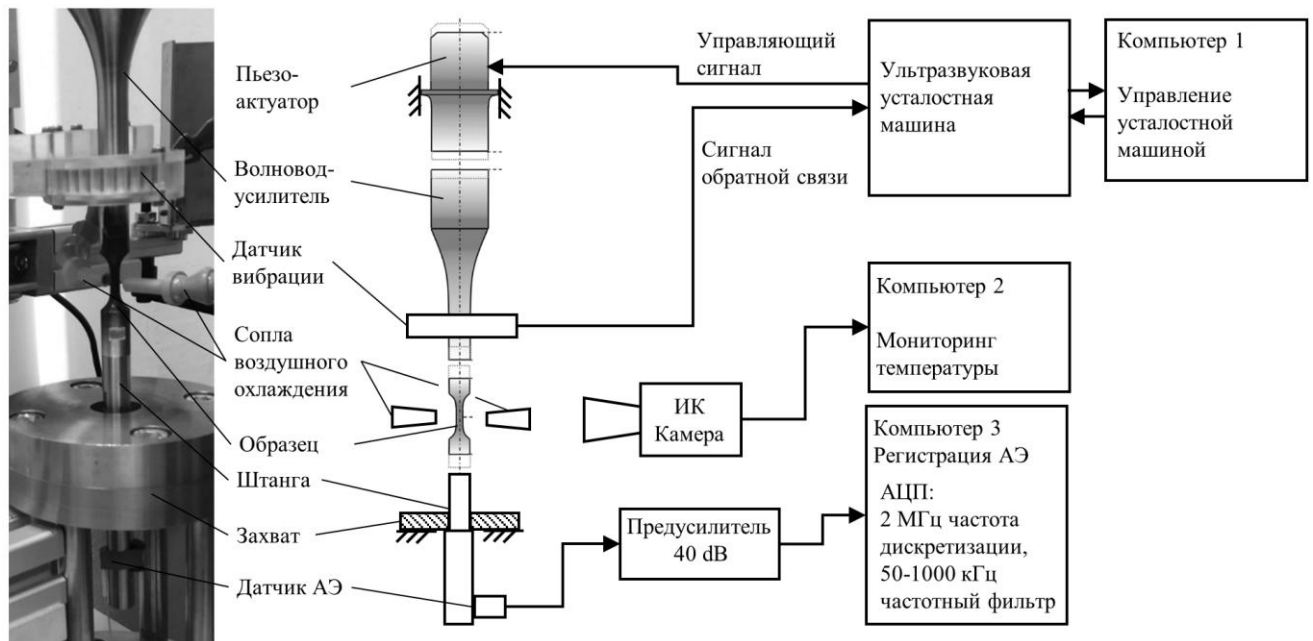


Рис. 3. Принципиальная схема экспериментальной установки: фотографическое изображение резонансного блока (слева), описание деталей (в середине) и блоков управления (справа)

Fig. 3. Basic diagram of experimental setup: photographic image of the resonating unit (at the left), parts description (in the center) and control units (at the right)

Система АЭ на базе PCI-2 компании “Physical Acoustics Corp.” (США) использовалась для регистрации сигнала АЭ волновой формы. Широкополосный датчик АЭ PICO был прикреплен к свободному концу штанги растяжения, соединенной с образцом. Сигнал АЭ усиливался на 40 дБ с помощью предусилителя, пропускаться через полосовой фильтр 50–1000 кГц и регистрировался в непрерывном беспороговом режиме 18-битной платой PCI-2 с частотой дискретизации 2 МГц. Все алгоритмы обработки сигнала были реализованы в программной среде MATLAB.

Было проведено 10 испытаний циклического нагружения при амплитуде напряжения $\sigma_a=70\pm 2$ МПа, что привело к усталостному разрушению вследствие роста поверхностных и внутренних трещин. Число циклов до разрушения N_f варьировалось в пределах $5 \cdot 10^6 - 3 \cdot 10^7$. Усталостное разрушение определялось автоматически системой управления УЗУИ когда амплитуда вибрации оставалась ниже 85 % от заданного уровня в течение

более 100 мс. Несколько испытаний, в которых АЭ не была обнаружена после нескольких миллионов циклов, были прекращены для проверки отсутствия усталостного повреждения. Все усталостные образцы были охлаждены в жидком азоте и разрушены вручную ударной нагрузкой для раскрытия усталостных трещин. Фрактрографический анализ проводился с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) в режиме обратно-рассеянных электронов для выявления мест инициации трещин. Оптическая микроскопия зон усталостного разрушения, различаемых по специфическому цвету, вызванному различиями в скоростях оксидации.

Для удобства обработки больших массивов данных волновая форма АЭ записывалась в виде серии последовательных файлов длительностью 1 мин каждый. Обработка сигнала, применяемая к каждому файлу, кратко описана в блок-схеме, показанной на рис. 4. Оконное преобразование Фурье (ОПФ) использовалось

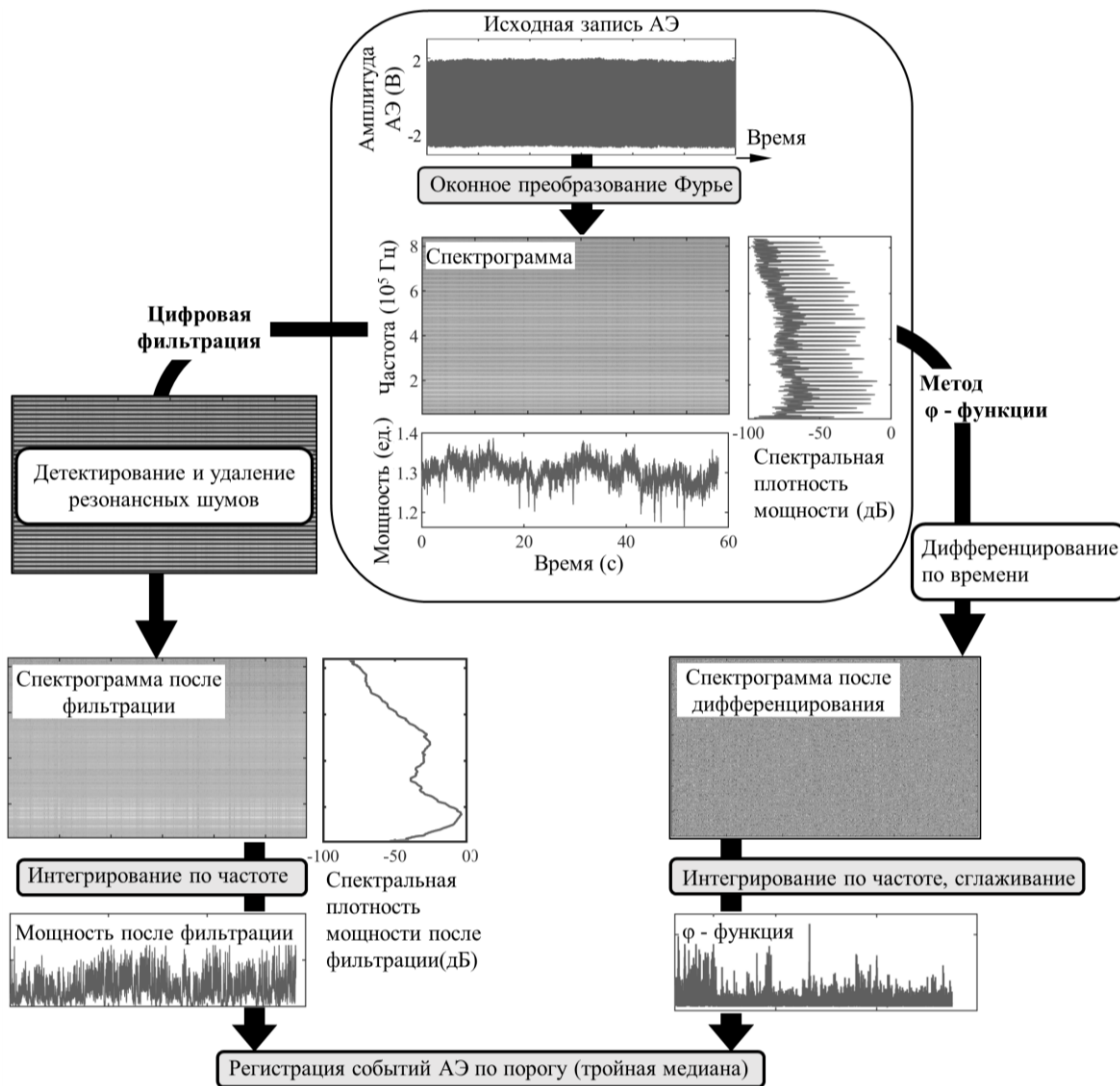


Рис. 4. Блок-схема обработки для анализа непрерывного сигнала акустической эмиссии, полученного при проведении ультразвуковых усталостных испытаний
 Fig. 4. Block-diagram of the processing algorithms for the analysis of an acoustic emission continuous signal produced during ultrasonic fatigue testing

для разложения волновой формы сигнала во временно-частотной области и получения спектрограммы, где каждой точке в координатах «частота – время» соответствует квадрат амплитуды сигнала. Весь поток был разделен на последовательные сегменты по 2048 отсчетов с помощью окна Блэкмана с перекрытием в 80 %, и к каждому сегменту было применено дискретное преобразование Фурье (ДПФ). Полученная «сырая» спектрограмма демонстрирует периодические горизонтальные линии, соответствующие максимумам функции спектральной плотности мощности (СПМ). Эти пики связаны с модами резонанса на частотах $n \times F_{res}$, где n – целое число.

Для увеличения отношения сигнал/шум суммарной мощности АЭ (которая представляет собой сумму частотных составляющих мощности вдоль каждой вертикальной (временной) линии спектрограммы) резонансные пики должны быть отфильтрованы. Это было реализовано двумя методами.

Метод цифровой фильтрации (левая часть рис. 4) заключался в использовании алгоритма обнаружения пиков в СПМ [21], удаления их из спектрограммы и заполнения пробелов линейной регрессией. Спектрограммы и СПМ, адаптивно отфильтрованные таким образом, свободны от острых резонансных пиков, и, следовательно, огибающая мощность может быть использована для обнаружения событий АЭ.

Метод ф-функции (правая часть рис. 4) заключался в дифференцировании спектрограммы по времени и рекурсивном сглаживании полученной огибающей мощности (интегрирование по частоте) [19].

Огибающие мощности обеих методов использовались далее для детектирования событий АЭ. В настоящей работе использовался пороговый метод: величина порога определялась как утроенное значение медианной мощности сигнала в пределах первого зарегистрированного потока АЭ.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Экспериментальные результаты представлены на рис. 5 и логически делятся на три категории:

- 1) зарождение и рост поверхностной трещины (рис. 5 а),
- 2) зарождение и рост внутренней трещины (рис. 5 б),
- 3) отсутствие усталостных трещин (рис. 5 с).

Эти три сценария представлены типичными примерами на рис. 5 в левой, средней и правой колонках соответственно. Графики во втором ряду (рис. 5 d–5 f) демонстрируют поведение резонансных параметров, которые обычно используются при анализе УЗУИ: резонансная частота F_{res} и параметр нелинейности $\beta_{rel} = (A_2 - 2A_1) - (A_2(0) - 2A_1(0))$, где A_1 и A_2 – амплитуды на второй гармонике и основной частоте соответственно, дБ; $A_1(0)$ и $A_2(0)$ – их значения в начале процесса циклической нагрузки [5]. Незадолго до наступления усталостного разрушения F_{res} падает, а значение β_{rel} , напротив, возрастает (сплошная и пунктирная линии на рис. 5 d–5 f соответственно). Эти два параметра могут указывать на усталостное повреждение, хотя и с разной степенью достоверности (например, поведение β_{rel} на рис. 5 d и 5 e). Однако обнаружить ранние стадии усталостного повреждения эти методы не в состоянии в связи с их высокой нестабильностью, восприимчиво-

стью к колебаниям воздушного охлаждения, температуры окружающей среды и т. д.

Как видно на рис. 5 g–5 i, нет однозначной корреляции между поведением огибающей амплитуды АЭ и усталостным повреждением. Применение метода цифровой фильтрации выявило корреляцию между мощностью обнаруженных событий АЭ, а также скоростью их накопления с накоплением усталостных повреждений. В случае усталостного разрушения (рис. 5 а, 5 б) наблюдается ярко выраженная активность АЭ (рис. 5 j, 5 к). Контрольный образец без признаков усталостного повреждения (рис. 5 с) не обнаруживает ни одного сигнала АЭ (рис. 5 l). В большинстве случаев метод цифровой фильтрации выявляет активность АЭ значительно раньше, чем происходят какие-либо заметные изменения в волновой форме сигнала АЭ, F_{res} или β_{rel} (рис. 5 j, 5 к). Хотя резонансные параметры могут служить маркером поздних стадий разрушения, они вряд ли предоставляют какую-либо убедительную информацию о процессе накопления повреждений. Напротив, метод цифровой фильтрации АЭ отчетливо обнаруживает стадийность усталостных процессов при сравнении характерного поведения сигналов АЭ и поверхностей разрушения, представленных на рис. 5.

График накопления мощности АЭ состоит из нескольких почти линейных сегментов с различными наклонами, соответствующих различным этапам накопления усталостных повреждений. Несмотря на почти линейное накопление повреждений на отдельном этапе, общий процесс усталостного разрушения оказывается нелинейным. Согласно механике усталостного разрушения и сопутствующему поведению сигналов АЭ может быть выделено четыре этапа эволюции усталостной трещины (0–III на рис. 5 а, 5 б).

(0) *Стадия зарождения трещины* (отмечена черной точкой на рис. 5 а, 5 б), скорее всего, является результатом накопления микроструктурных повреждений из-за концентрации напряжений на границе раздела между матрицей и полиэдрами α -фазы [22]. При достижении критического повреждения частица (или скопление частиц) хрупко разрушается. Эта стадия соответствует самому низкому наклону кумулятивной мощности примерно до половины времени жизни образца. На этой стадии может наблюдаться относительно высокая активность АЭ (рис. 5 а, стадия 0), что можно объяснить инициацией и торможением многочисленных микротрещин до тех пор, пока не будет достигнута критическая величина микротрещины.

(I) *Гладкая зона* (ГЗ) окружает разрушенные частицы α -фазы и простирается до 0,5 мм от эпицентра (вставки на рис. 5 а, 5 б). Диапазон коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK и соответствующий размер плосконапряженной циклической пластической зоны r_c для перехода от ГЗ к следующей зоне усталостного разрушения можно оценить по формулам Y. Murgamäi [23] и S. Suresh [24] соответственно:

$$\Delta K_{ГЗ} \approx 0,65 \cdot \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{ГЗ} \approx 3,5 \text{ МПа} \sqrt{\text{мм}}} \quad (1)$$

$$r_{cГЗ} \approx \frac{1}{2\pi} \left(\frac{\Delta K_{SA}}{2\sigma_{YS}} \right) \approx 42 \text{ мкм}$$

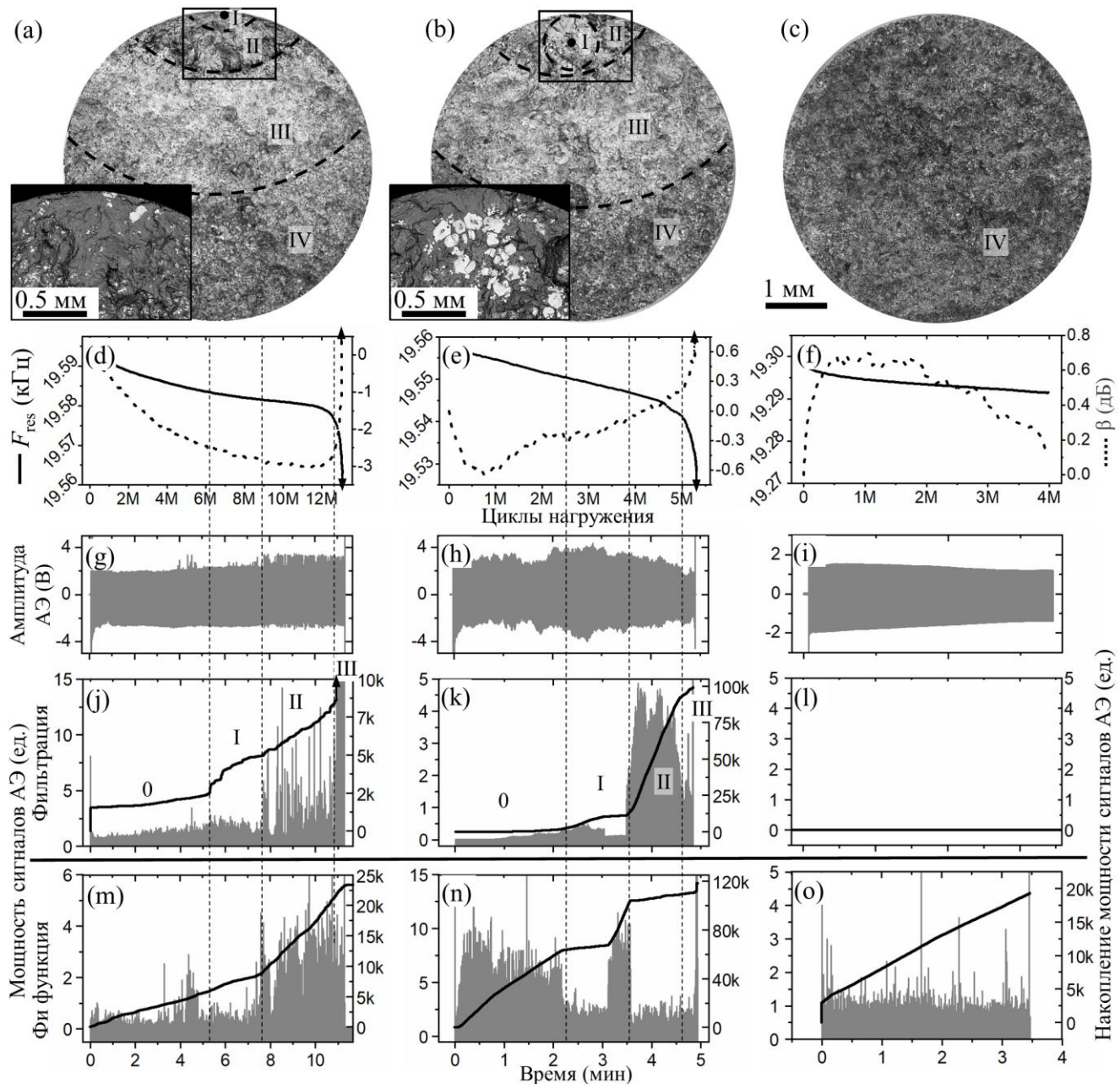


Рис. 5. Сравнение методов обработки АЭ при мониторинге ультразвуковых усталостных испытаний сплава AlSi9Cu3.

Необработанные записи АЭ (g–i) обрабатываются согласно схеме на рис. 4, полученные сигналы/события АЭ и их накопление (j–o, серая огибающая и черная кривая соответственно) сравниваются с резонансными параметрами (d–f) и морфологией разрушения, полученной с помощью оптической (a–c) электронной микроскопии (вставки на a, b).

В левой колонке (a, d, g, j, m) представлен пример типичного зарождения поверхностной трещины; в средней колонке (b, e, h, k, n) – пример зарождения внутренней (подповерхностной) трещины; в правой колонке (c, f, i, l, o) – пример, когда эксперимент был прерван без обнаружения усталостного повреждения. Области морфологии разрушения (a–c), соответствующие стадиям эволюции усталостной трещины (0–III) и зоны долома (IV), коррелируют с результатами цифровой фильтрации (j–l) и плохо коррелируют с результатами ϕ -функции (m–o)

Fig. 5. The comparison of the AE processing methods during the monitoring of ultrasonic fatigue testing of the AlSi9Cu3 alloy.

Raw AE logs (g–i) are processed according to the scheme in fig.4, extracted AE signals/events and their accumulation (j–o, gray envelope and black curve respectively) are compared with the resonant parameters (d–f) and failure morphology analysed using optical (a–c) and electron microscopy (insertions on a, b). The left column (a, d, g, j, m) shows an example of typical initiation of a surface crack; the middle column (b, e, h, k, n) – an example of internal (subsurface) crack initiation; the right column (c, f, i, l, o) – an example when the experiment was interrupted without fatigue failure detection. fracture morphology areas (a–c) corresponding to the stages of fatigue crack evolution (0–III) and forced rupture (IV) correlate to the results of digital filtering (j–l) and poorly correlate to the ϕ -function results (m–o)

где диапазон напряжений $\Delta\sigma=2\sigma_a=140$ МПа; площадь $G_3\approx 0,2$ мм²; предел текучести $\sigma_T=150$ МПа.

Этап ГЗ можно отнести к механически короткой трещине, которая распространяется приблизительно вдоль плоскости максимальных нормальных напряжений, образуя таким образом плоскую поверхность до тех пор, пока r_c не достигнет междендритного расстояния $D=34\pm 4$ мкм, рассчитанного для данного сплава в работе Н. Fisher [25]. Результаты экспериментального измерения D и теоретического рассчитанного r_c хорошо согласуются друг с другом.

(II) Сильно окисленная темная шероховатая область образуется, когда $r_c > D$, т. е. механически короткая трещина может развиваться за пределы одного дендритного рукава, ветвясь и образуя характерный рельеф (рис. 5 а, 5 б, II). Механика разрушения в пределах и за пределами ГЗ также известна для сталей [26; 27]. Согласно данным АЭ, стадия II занимает до 3 млн циклов в случае поверхностной трещины (рис. 5 j, II) и только 1 млн циклов для внутренней (рис. 5 k, II). Это логично, так как, в отличие от поверхностной, при внутренней инициации зона I покрывает значительную часть области роста стабильной усталостной трещины. Это объясняет и меньшее количество циклов, и более высокую активность АЭ при переходе к стадии II, когда внутренняя круговая трещина (т. н. «рыбий глаз») выходит на поверхность.

(III) Низкоокисленная яркая шероховатая область четко отличима от стадии II и характеризуется более быстрой скоростью распространения трещины. Стадия III наступает по достижении КИН критического значения, т. е. $\Delta K_{KP} \geq 5,8$ МПа $\sqrt{м}$ согласно уравнению (1), и обозначает переход от короткой усталостной трещины к длинной. Известные значения ΔK_{KP} у алюминиевых сплавов находятся в диапазоне 2–5 МПа $\sqrt{м}$ [28–30]. Разброс оценок обусловлен применением различных подходов к оценке КИН, как отмечают U. Zerbst и соавторы [31]. Относительно высокое расчетное значение ΔK_{KP} может быть связано с влиянием закрытия трещины, не учтенным в данном анализе. Согласно результатам АЭ, стадия III занимает приблизительно 0,5–1 млн циклов. Начало стадии III (рис. 5 а, 5 б, III) совпадает с резким изменением параметров резонанса (рис. 5 d, 5 е).

(IV) Зона долома при ударной ручной нагрузке образца, охлажденного в жидком азоте, приводит к появлению темной шероховатой поверхности излома почти без окисления (рис. 5 а–5 с, IV).

Разница между сценариями зарождения поверхностной и внутренней трещины видна на кривых накопления мощности событий АЭ после цифровой фильтрации: наибольший наклон, связанный с наибольшей активностью АЭ, относится либо к стадии I (рис. 5 j), либо к стадии II (рис. 5 k) и, вероятно, связан с началом поверхностного разрушения. Поверхностная трещина излучает устойчивые сигналы АЭ высокой амплитуды, легко обнаруживаемые методом цифровой фильтрации. Сигналы АЭ, исходящие от внутренней трещины, характеризуются значительно меньшими амплитудами, по крайней мере до тех пор, пока трещина не достигнет поверхности. Можно предположить, что это связано с эффектом деформации, роль которого в АЭ, однако, неясна и требует специального исследования. Когда внутренняя трещина достигает поверхности, промежу-

тки между «рыбьим глазом» и поверхностью образца интенсивно разрушаются, что способствует резкому увеличению наклона кривой накопления мощности АЭ.

Метод ϕ -функции продемонстрировал неоднозначные результаты. В условиях поверхностной инициации усталостной трещины мощность сигналов АЭ и кривая их накопления (рис. 5 m) выглядят схоже с таковыми при цифровой фильтрации (рис. 5 j). Однако в случае внутренней инициации трещины метод ϕ -функции демонстрирует непонятное поведение АЭ: мощность сигналов затухает от начала к концу эксперимента с локальным всплеском активности в середине испытаний (рис. 5 n). Наконец, метод ϕ -функции показывает высокую активность АЭ на контрольном образце без усталостных повреждений (рис. 5 о). Причиной неприменимости метода ϕ -функции при УЗУИ может являться нестационарность передаточной функции АЭ. Тогда как в основе данного метода лежит условие стационарности передаточной функции, работа установки УЗУИ происходит в режиме постоянной автонастройки резонансных колебаний по сигналу обратной связи. Таким образом, метод ϕ -функции выявляет не только сигналы АЭ, идущие от образца, но и колебания параметров автонастройки системы (рис. 5 о).

ВЫВОДЫ

Применение мониторинга АЭ при УЗУИ может быть полезно для раннего обнаружения усталостных повреждений. Резонансный шум, связанный с методикой УЗУИ, может быть успешно устранен путем обработки сигнала, включающей ОПФ, цифровую фильтрацию спектрограмм и последующую детекцию событий АЭ по порогу. Обнаруживаемые таким образом события АЭ хорошо коррелируют с накоплением усталостных повреждений. Кривая накопления мощности событий АЭ демонстрирует стадийное поведение, различное при поверхностной и внутренней инициации усталостных трещин. Таким образом, накопление мощности АЭ может служить количественным параметром повреждения, подчеркивающим фундаментальную нелинейность накопления усталостных повреждений. Предложенный метод мониторинга АЭ при УЗУИ металлических образцов позволяет однозначно обнаружить усталостное повреждение раньше, чем традиционно используемые резонансные методы. Предложенная методика обработки сигналов применима не только к сплавам на основе алюминия и непрерывным резонансным испытаниям, но и к другим металлическим материалам и режиму импульсных резонансных испытаний.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mughrabi H. Fatigue, an everlasting materials problem – Still en vogue // Procedia Engineering. 2010. Vol. 2. № 1. P. 3–26.
2. Stanzl-Tschegg S.E. Time Saving Method for Measuring VHC Fatigue and Fatigue Crack Growth Data with the Ultrasonic Fatigue Technique // Procedia Structural Integrity. 2016. Vol. 2. P. 3–10.
3. Zimmermann M. Very High Cycle Fatigue // Handbook of Mechanics of Materials. Singapore: Springer, 2018. P. 1–38.

4. Si Y., Rouse J.P., Hyde C.J. Potential difference methods for measuring crack growth: A review // *International Journal Fatigue*. 2020. Vol. 136. Article number 105624.
5. Kumar A., Torbet C.J., Jones J.W., Pollock T.M. Nonlinear ultrasonics for in situ damage detection during high frequency fatigue // *Journal Applied Physics*. 2009. Vol. 106. № 2. Article number 024904.
6. Jhang K.-Y. Nonlinear ultrasonic techniques for nondestructive assessment of micro damage in material: A review // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2009. Vol. 10. № 1. P. 123–135.
7. Lage Y., Cachao H., Reis L., Fonte M., De Freitas M., Ribeiro A. A damage parameter for HCF and VHCF based on hysteretic damping // *International journal of fatigue*. 2014. Vol. 62. P. 2–9.
8. Krewerth D., Lippmann T., Weidner A., Biermann H. Application of full-surface view in situ thermography measurements during ultrasonic fatigue of cast steel G42CrMo4 // *International journal of fatigue*. 2015. Vol. 80. P. 459–467.
9. Wadley H.N.G., Mehrabian R. Acoustic Emission for Materials Processing: a Review // *Materials Science and Engineering*. 1984. Vol. 65. № 2. P. 245–263.
10. Chai M., Zhang J., Zhang Z., Duan Q., Cheng G. Acoustic emission studies for characterization of fatigue crack growth in 316LN stainless steel and welds // *Applied acoustics*. 2017. Vol. 126. P. 101–113.
11. Noorsuhada M.N. An overview on fatigue damage assessment of reinforced concrete structures with the aid of acoustic emission technique // *Construction and Building Materials*. 2016. Vol. 112. P. 424–439.
12. Saedifar M., Zarouchas D. Damage characterization of laminated composites using acoustic emission: A review // *Composites Part B: Engineering*. 2020. Vol. 195. Article number 108039.
13. Holford K.M., Eaton M.J., Hensman J.J., Pullin R., Evans S.L., Dervilis N., Worden K. A new methodology for automating acoustic emission detection of metallic fatigue fractures in highly demanding aerospace environments: An overview // *Progress Aerospace Sciences*. 2017. Vol. 90. P. 1–11.
14. Du Y., Zhou S., Jing X., Peng Y., Wu H., Kwok N. Damage detection techniques for wind turbine blades: A review // *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2020. Vol. 141. Article number 106445.
15. Vinogradov A., Patlan V., Hashimoto S. Spectral analysis of acoustic emission during cyclic deformation of copper single crystals // *Philosophical Magazine A: Physics of Condensed Matter, Structure, Defects and Mechanical Properties*. 2001. Vol. 81. № 6. P. 1427–1446.
16. Chai M., Zhang Z., Duan Q. A new qualitative acoustic emission parameter based on Shannon's entropy for damage monitoring // *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2018. Vol. 100. P. 617–629.
17. Kotzem D., Arold T., Niendorf T., Walther F. Damage tolerance evaluation of E-PBF-manufactured inconel 718 strut geometries by advanced characterization techniques // *Materials*. 2020. Vol. 13. № 1. P. 247–248.
18. Shiwa M., Furuya Y., Yamawaki H., Ito K., Enoki M. Fatigue process evaluation of ultrasonic fatigue testing in high strength steel analyzed by acoustic emission and Non-linear ultrasonic // *Materials Transactions*. 2010. Vol. 51. № 8. P. 1404–1408.
19. Agletdinov E., Merson D., Vinogradov A. A new method of low amplitude signal detection and its application in acoustic emission // *Applied Sciences (Switzerland)*. 2020. Vol. 10. № 1. Article number 73.
20. Becker H., Bergh T., Vullum P.E., Leineweber A., Li Y. Effect of Mn and cooling rates on α -, β - and δ -Al-Fe-Si intermetallic phase formation in a secondary Al-Si alloy // *Materialia*. 2019. Vol. 5. Article number 100198.
21. Scholkmann F., Boss J., Wolf M. An efficient algorithm for automatic peak detection in noisy periodic and quasi-periodic signals // *Algorithms*. 2012. Vol. 5. № 4. P. 588–603.
22. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. II: Non-metallic inclusions // *Engineering Failure Analysis*. 2019. Vol. 98. P. 228–239.
23. Murakami Y. *Metal Fatigue Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. USA: Elsevier Ltd., 2002. 369 p.
24. Suresh S. *Fatigue of materials*. 2nd ed. Cambridge: University Press, 1998. 679 p.
25. Fischer H. Untersuchungen zum einfluss einer schmelzekonditionierung von AlSi9Cu3 auf die mikrostrukturelle ausprägung und die ermüdungslebensdauer. TU Bergakademie Freiberg, 2020. 58 p.
26. Seleznev M., Weidner A., Biermann H. On the formation of ridges and burnished debris along internal fatigue crack propagation in 42CrMo4 steel // *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures*. 2020. Vol. 43. № 7. P. 1567–1582.
27. Seleznev M., Merson E., Weidner A., Biermann H. Evaluation of very high cycle fatigue zones in 42CrMo4 steel with plate-like alumina inclusions // *International Journal of Fatigue*. 2019. Vol. 126. P. 258–269.
28. Toda H., Sinclair I., Buffiere J.-Y., Maire E., Khor K.H., Gregson P., Kobayashi T. A 3D measurement procedure for internal local crack driving forces via synchrotron X-ray microtomography // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. № 5. P. 1305–1317.
29. Davidson D., Chan K., McClung R., Hudak S. Small fatigue cracks // *Comprehensive Structural Integrity*. 2007. Vol. 4. P. 129–164.
30. Xu L., Wang Q., Zhou M. Micro-crack initiation and propagation in a high strength aluminum alloy during very high cycle fatigue // *Materials Science and Engineering A*. 2018. Vol. 715. P. 404–413.
31. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects // *Engineering Failure Analysis*. 2019. Vol. 97. P. 777–792.

REFERENCES

1. Mughrabi H. Fatigue, an everlasting materials problem – Still en vogue. *Procedia Engineering*, 2010, vol. 2, no. 1, pp. 3–26.
2. Stanzl-Tschegg S.E. Time Saving Method for Measuring VHC Fatigue and Fatigue Crack Growth Data with the Ultrasonic Fatigue Technique. *Procedia Structural Integrity*, 2016, vol. 2, pp. 3–10.

3. Zimmermann M. Very High Cycle Fatigue. *Handbook of Mechanics of Materials*. Singapore, Springer Publ., 2018, pp. 1–38.
4. Si Y., Rouse J.P., Hyde C.J. Potential difference methods for measuring crack growth: A review. *International Journal Fatigue*, 2020, vol. 136, article number 105624.
5. Kumar A., Torbet C.J., Jones J.W., Pollock T.M. Nonlinear ultrasonics for in situ damage detection during high frequency fatigue. *Journal Applied Physics*, 2009, vol. 106, no. 2, article number 024904.
6. Jhang K.-Y. Nonlinear ultrasonic techniques for nondestructive assessment of micro damage in material: A review. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2009, vol. 10, no. 1, pp. 123–135.
7. Lage Y., Cachao H., Reis L., Fonte M., De Freitas M., Ribeiro A. A damage parameter for HCF and VHCF based on hysteretic damping, *International journal of fatigue*, 2014, vol. 62, pp. 2–9.
8. Krewerth D., Lippmann T., Weidner A., Biermann H. Application of full-surface view in situ thermography measurements during ultrasonic fatigue of cast steel G42CrMo4. *International journal of fatigue*, 2015, vol. 80, pp. 459–467.
9. Wadley H.N.G., Mehrabian R. Acoustic Emission for Materials Processing : a Review. *Materials Science and Engineering*, 1984, vol. 65, no. 2, pp. 245–263.
10. Chai M., Zhang J., Zhang Z., Duan Q., Cheng G. Acoustic emission studies for characterization of fatigue crack growth in 316LN stainless steel and welds. *Applied acoustics*, 2017, vol. 126, pp. 101–113.
11. Noorsuhada M.N. An overview on fatigue damage assessment of reinforced concrete structures with the aid of acoustic emission technique. *Construction and Building Materials*, 2016, vol. 112, pp. 424–439.
12. Saedifar M., Zarouchas D. Damage characterization of laminated composites using acoustic emission: A review. *Composites Part B: Engineering*, 2020, vol. 195, article number 108039.
13. Holford K.M., Eaton M.J., Hensman J.J., Pullin R., Evans S.L., Dervilis N., Worden K. A new methodology for automating acoustic emission detection of metallic fatigue fractures in highly demanding aerospace environments: An overview. *Progress Aerospace Sciences*, 2017, vol. 90, pp. 1–11.
14. Du Y., Zhou S., Jing X., Peng Y., Wu H., Kwok N. Damage detection techniques for wind turbine blades: A review. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2020, vol. 141, article number 106445.
15. Vinogradov A., Patlan V., Hashimoto S. Spectral analysis of acoustic emission during cyclic deformation of copper single crystals. *Philosophical Magazine A: Physics of Condensed Matter, Structure, Defects and Mechanical Properties*, 2001, vol. 81, no. 6, pp. 1427–1446.
16. Chai M., Zhang Z., Duan Q. A new qualitative acoustic emission parameter based on Shannon's entropy for damage monitoring. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2018, vol. 100, pp. 617–629.
17. Kotzem D., Arold T., Niendorf T., Walther F. Damage tolerance evaluation of E-PBF-manufactured inconel 718 strut geometries by advanced characterization techniques. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 1, pp. 247–248.
18. Shiwa M., Furuya Y., Yamawaki H., Ito K., Enoki M. Fatigue process evaluation of ultrasonic fatigue testing in high strength steel analyzed by acoustic emission and Non-linear ultrasonic. *Materials Transactions*, 2010, vol. 51, no. 8, pp. 1404–1408.
19. Agletdinov E., Merson D., Vinogradov A. A new method of low amplitude signal detection and its application in acoustic emission. *Applied Sciences (Switzerland)*, 2020, vol. 10, no. 1, article number 73.
20. Becker H., Bergh T., Vullum P.E., Leineweber A., Li Y. Effect of Mn and cooling rates on α -, β - and δ -Al-Fe-Si intermetallic phase formation in a secondary Al-Si alloy. *Materialia*, 2019, vol. 5, article number 100198.
21. Scholkmann F., Boss J., Wolf M. An efficient algorithm for automatic peak detection in noisy periodic and quasi-periodic signals. *Algorithms*, 2012, vol. 5, no. 4, pp. 588–603.
22. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. II: Non-metallic inclusions. *Engineering Failure Analysis*, 2019, vol. 98, pp. 228–239.
23. Murakami Y. *Metal Fatigue Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. USA, Elsevier Ltd. Publ., 2002. 369 p.
24. Suresh S. *Fatigue of materials*. 2nd ed. Cambridge, University Press Publ., 1998. 679 p.
25. Fischer H. *Untersuchungen zum einfluss einer schmelz-konditionierung von AlSi9Cu3 auf die mikrostrukturelle ausprägung und die ermüdungslebensdauer*. TU Bergakademie Freiberg, 2020. 58 p.
26. Seleznev M., Weidner A., Biermann H. On the formation of ridges and burnished debris along internal fatigue crack propagation in 42CrMo4 steel. *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures*, 2020, vol. 43, no. 7, pp. 1567–1582.
27. Seleznev M., Merson E., Weidner A., Biermann H. Evaluation of very high cycle fatigue zones in 42CrMo4 steel with plate-like alumina inclusions. *International Journal of Fatigue*, 2019, vol. 126, pp. 258–269.
28. Toda H., Sinclair I., Buffiere J.-Y., Maire E., Khor K.H., Gregson P., Kobayashi T. A 3D measurement procedure for internal local crack driving forces via synchrotron X-ray microtomography. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, no. 5, pp. 1305–1317.
29. Davidson D., Chan K., McClung R., Hudak S. Small fatigue cracks. *Comprehensive Structural Integrity*, 2007, vol. 4, pp. 129–164.
30. Xu L., Wang Q., Zhou M. Micro-crack initiation and propagation in a high strength aluminum alloy during very high cycle fatigue. *Materials Science and Engineering A*, 2018, vol. 715, pp. 404–413.
31. Zerbst U., Madia M., Klinger C., Bettge D., Murakami Y. Defects as a root cause of fatigue failure of metallic components. I: Basic aspects. *Engineering Failure Analysis*, 2019, vol. 97, pp. 777–792.

The application of acoustic emission method for ultrasonic fatigue testing monitoring

© 2021

*Mikhail N. Seleznev**^{1,3}, PhD (Physics and Mathematics),
the researcher of the Institute of Materials Engineering

Aleksey Yu. Vinogradov^{2,4}, PhD (Physics and Mathematics),
Professor of the Department of Engineering Design and Materials

¹*Freiberg University of Mining and Technology, Freiberg (Germany)*

²*Norwegian University of Science and Technology, Trondheim (Norway)*

*E-mail: mikhail.seleznev@iwt.tu-freiberg.de

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3158-9930>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9585-2801>

Abstract: The ultrasonic fatigue testing (USFT) is an effective method for rapid determination of the fatigue properties of structural materials under high cycle ($\geq 10^6$ cycles) loading. However, the occurrence and accumulation of fatigue damage with this test method remain uncertain due to the limitations of the existing measurement methods. Currently used monitoring methods allow detecting the fatigue cracks, but only in the late stages of failure. Despite the superior sensitivity to localized processes in materials, the use of the acoustic emission (AE) method in ultrasonic testing is extremely difficult due to the presence of resonant noise. This work aimed to suppress resonant noise and extract the signal for early detection of fatigue damage. The authors tested the samples of the AlSi9Cu3 aluminum alloy under the asymmetric cyclic loading ($R=0.1$) at a resonant frequency of 19.5 kHz with a non-threshold AE registration. The fracture surfaces were analyzed by electron and optical microscopy. The authors processed AE by two different methods: (1) the digital filtering method consisted of detecting resonant noise and removing it from the spectrum; (2) the ϕ -function method consisted of differentiating the spectrogram by time. The processed spectrograms were integrated by the frequency with further extraction of the AE events using the threshold method. The digital filtering method revealed a correlation between AE signals and fatigue damage, whereas the undamaged control sample showed no signals. The ϕ -function technique demonstrated ambiguous results, showing high AE activity on the control sample.

Keywords: high cycle fatigue; ultrasonic fatigue testing; fractography; aluminum alloys; fatigue failure; acoustic emission; digital signal processing.

Acknowledgments: The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021), Togliatti, September 13–17, 2021.

For citation: Seleznev M.N., Vinogradov A.Yu. The application of acoustic emission method for ultrasonic fatigue testing monitoring. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 47–56. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-47-56.

Эффективная мощность сжатой сварочной дуги с разнополярными импульсами тока

© 2021

Сидоров Владимир Петрович^{*1}, доктор технических наук, профессор,
профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

Советкин Дмитрий Эдуардович², старший преподаватель
кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: Vladimir.sidorov.2012@list.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6191-2888>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6942-4501>

Аннотация: Выполнен обзор работ по исследованию эффективной мощности сварочных дуг с неплавящимся электродом в аргоне прямой и обратной полярности. Показано, что эффективный КПД дуги сложно использовать для определения эффективной мощности. В большей степени, чем к свободной дуге, это относится к сжатой дуге. На основе анализа данных по эффективным мощностям полярностей и эффективному КПД сжатой дуги, горящей на проточный калориметр из меди, рассчитаны удельные эффективные мощности полярностей и напряжения дуг. Максимальные значения на обратной полярности достигают 23,2 Вт/А, на прямой полярности – 14,2 Вт/А. Установлено, что снижение удельных эффективных мощностей полярностей с ростом тока в диапазоне 100–150 А хорошо описывается линейными зависимостями. Имеет место линейное снижение напряжения дуги прямой полярности с увеличением тока, а напряжение дуги обратной полярности остается постоянным. Разброс данных по удельным эффективным мощностям полярностей примерно в два раза меньше, чем разброс эффективных КПД. С помощью двумерной математической модели столба сжатой дуги на закрытом участке выполнен расчет мощности, поглощаемой плазмообразующим аргонном и стенками сопла. Получены зависимости мощности, переносимой аргонном от длины канала сопла и тока дуги. Удельная эффективная мощность потока аргона при исследованных плотностях тока и расхода аргона слабо зависит от тока дуги и составляет примерно 5,5 Вт/А. Вклад мощности плазмообразующего аргона в эффективную мощность сжатой дуги увеличивается с ростом тока.

Ключевые слова: плазменная сварка; импульсы тока; полярность; эффективная мощность; калориметрирование; напряженность поля; теплосодержание плазмы; давление дуги.

Для цитирования: Сидоров В.П., Советкин Д.Э. Эффективная мощность сжатой сварочной дуги с разнополярными импульсами тока // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 57–66. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-57-66.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время изучению энергетических характеристик сварочной дуги в аргоне при сварке алюминиевых и магниевых сплавов разнополярными прямоугольными импульсами тока вольфрамовым электродом (VP-GTAW – *variable polarity-gas tungsten argon welding*) уделяется серьезное внимание [1–3]. В отечественной литературе такой способ получил название «дуга с РПИ» или «с ПФИ» (прямоугольной формы импульсов) [4]. Во всех сварочных установках регулируется длительность импульсов полярностей, а в некоторых также и их амплитуда. Частота импульсов может изменяться от 50 до 150 Гц. В зарубежной литературе принято дугу прямой полярности сокращенно обозначать EN (*electrod negative*), а обратной полярности – EP (*electrod positive*) (рис. 1). Важной характеристикой такой дуги является отношение длительности обратной полярности t_{EP} к длительности периода t_C : $\varphi = t_{EP}/t_C$.

VP-GTAW-сварке присуще разрушение окисной пленки алюминия и положительное влияние пульсаций тока на структуру сварного шва. В работах [3–5] этот эффект объясняется пульсирующим характером давления дуги. Важным направлением исследования характеристик данного вида дуги является изучение ее эф-

фективной мощности, необходимой для расчета температур в свариваемых изделиях. В большинстве случаев эффективную мощность сварочных дуг принято рассчитывать с помощью эффективного КПД η . Для этого необходима информация и о напряжении дуги. Коэффициенту η при сварке сталей вольфрамовым электродом на прямой полярности дуги присущ существенный разброс, который в работе [6] оценен в диапазоне $\eta=0,68-0,79$. С учетом естественных различий напряжения дуги, обусловленных неоднородностью свойств и размеров электродов дуги, суммарный разброс значений эффективной мощности дуги можно оценить не менее чем в $\pm 8\%$. Такой диапазон не отвечает современным требованиям к точности инженерных расчетов температур при сварке. Дуге VP-GTAW присуща значительная асимметрия напряжений дуг и чередование приэлектродных областей дуги на изделии и электроде с высокой частотой. Определение общей эффективной мощности такой комбинации дуг представляет достаточно сложную задачу. При этом приходится учитывать, что характеристики дуг постоянного тока на алюминиевых сплавах изучены значительно в меньшей степени, чем на сталях.

Так, в работе [7] для сравнения тепловой эффективности полярностей использованы зависимости ширины

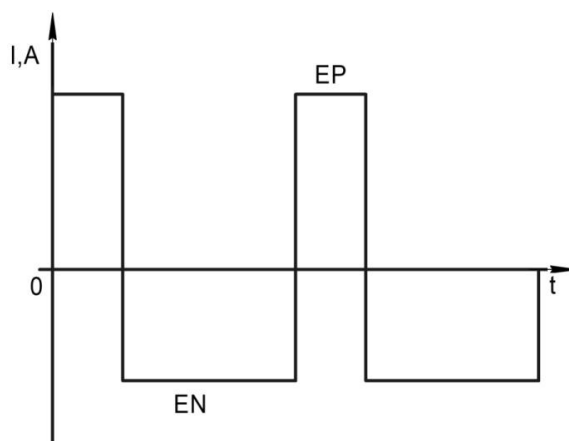


Рис. 1. Циклограмма тока в VP-GTAW дуге
Fig. 1. The cyclogram of current in the VP-GTAW arc

шва и провара от соотношения φ при проплавлении пластины толщиной 10 мм из сплава 5083 дугой VP-GTAW. Отмечено линейное увеличение ширины шва и глубины проплавления при увеличении φ , причем отношение размеров оставалось неизменным. Это является косвенным свидетельством того, что с увеличением φ эффективная мощность дуги растет.

В монографии [4] при частоте импульсов 50 Гц в процессе изменения φ наблюдалось изменение КПД пределах $\eta=0,47-0,60$. Для вольфрамового электрода диаметром $d=2$ мм КПД имел минимум $\eta=0,52$ при $\varphi=0,2$, для больших значений d аналогичный минимум вероятен при больших значениях отношения t_{EP}/t_C . Максимальные значения η имели место при минимуме отношения $\alpha=t_{EP}/t_C$, поэтому авторы рекомендуют при сварке использовать небольшие значения φ . Следует отметить, что использованию больших значений φ мешают ограничения по стойкости вольфрамовых электродов. Авторами обнаружено существенное повышение термического КПД η_t для такого же диапазона токов у электродов $d=2,4$ мм при $t_{EP}=3,75$ мс. Как и в работе [7], авторы [4] пришли к выводу о незначительном влиянии частоты импульсов на тепловую эффективность дуги. Следует отметить, что во многих исследованиях эффективного КПД отсутствуют данные о напряжении дуги, что делает полученные данные непригодными для инженерной практики.

Дуга EP с неплавящимся электродом на сплавах алюминия практически не исследована, поэтому интерес представляют данные работы [8] для свободной дуги, горящей на низкоуглеродистую сталь на токах 30–60 А. Ее эффективный КПД авторы оценили в $52\pm 4\%$. При этом напряжение дуги составляло 23 В, и расчет удельной эффективной мощности на 1 А тока q_1 дает нам значения $q_1=12\pm 4\%$ Вт/А. Аналогичный показатель в диапазоне токов 140–180 А дуги EN составляет, согласно данным [8], $q_1=8,7$ Вт/А. Таким образом, на обратной полярности на стали при малых токах на 1 А выделяется почти на 40 % больше эффективной мощности, чем на прямой, но в разных токовых диапазонах. Энергетические характеристики дуг обратной полярности на стали и алюминии во многом подобны, о чем свидетельствуют, например, близкие значения напря-

жений дуг, а также разницы напряжений в полупериодах в однофазной дуге, приводящие к появлению постоянной составляющей тока [9].

В [10] разработана численная математическая модель VP-GTAW-сварки алюминиевого сплава. Сила тока импульсов $I=150$ А, напряжение дуги принималось усредненным $U=16$ В. Расчеты выполняли для трех значений $\varphi=0,15, 0,30, 0,45$. КПД дуги прямой полярности принимался $\eta_{EN}=0,7$, а КПД обратной полярности имел два разных значения относительно прямой полярности от $\eta_{EP}=1,143\cdot\eta_{EN}$ и $\eta_{EP}=1,286\cdot\eta_{EN}$. С увеличением φ более выражен рост площади проплавления при $\eta_{EP}=1,286\cdot\eta_{EN}$, который составил 46 % против 23 %. При таком подходе КПД дуги обратной полярности достигает 0,9, что вызывает сомнения.

В работе [11] при численном моделировании роли баланса полярностей в ее тепловой эффективности использовали четыре значения $\varphi=0,15-0,45$ с шагом $\varphi=0,1$. Равные токи импульсов составляли $I=280$ А. Эффективный КПД на прямой полярности принимался $\eta_{EN}=0,25$, а на обратной полярности задавали пять значений от $\eta_{EP}=0,55$ до $\eta_{EP}=0,95$ с шагом 0,1. В диапазоне $\varphi=0,15-0,35$ площадь поперечного сечения проплавления основного металла оставалась на одном уровне. Наши расчеты для экспериментальных $\varphi=0,15-0,35$ дали среднее алгебраическое отклонение (САО) [12] экспериментальных значений площадей проплавления САО=1,5 %, а расчетные значения имеют при тех же параметрах САО=3,6 %. При дальнейшем увеличении соотношения до $\varphi=0,45$ экспериментальная площадь провара резко увеличилась на 25 %, а расчетная — на 22,5 %. Можно предположить, что влияние доли φ времени обратной полярности EP на эффективную мощность не столь значительно, и требуется более высокая точность при проведении экспериментов. Выбор КПД полярностей в этой работе, как и в [10], представляется произвольным.

В [13] численное моделирование дуги VP-GTAW использовалось для оценки эффективности проплавления алюминиевого сплава AA1060. Пластины толщиной 4 мм сваривались на скорость 2,5 мм/с. Средний ток дуги $I=170$ А за период не изменялся при изменении

токов импульсов EN и EP и отношения φ . Для расчета эффективной мощности использовали одинаковый η обеих дуг $\eta_{EN}=\eta_{EP}=0,72$. Фиксировались средние значения токов и напряжений дуг в импульсах. Полученные эффективные мощности импульсов использовали для расчета ширины шва при расчете размеров сварочной ванны. По итогам моделирования, как и на экспериментальных шлифах, было обнаружено, что ширина шва с обратной стороны пластин иногда больше, чем его ширина в ее срединной области. Такое явление авторы объяснили действием эффекта Марангони. Для этого учитывалась зависимость силы поверхностного натяжения жидкого алюминия от температуры. Сходимость расчетных и опытных размеров по шлифам шва в работе [13] хорошая, однако на фотографии лицевой стороны шва при $\varphi=0,3$ видно существенное изменение ширины шва по его длине.

В работе [14] на основе анализа экспериментальных данных по напряжениям дуг прямой и обратной полярности были предложены формулы для расчета удельной эффективной мощности от действия приэлектродных областей дуги на алюминий, которые хорошо описывают скорость плавления алюминиевой проволоки при наплавке свободной дугой прямой и обратной полярности. Они дали верную оценку разности эффективных мощностей дуг при сварке сжатой дугой алюминиевых сплавов при различном балансе полярностей φ при VP-GTAW.

В [15] экспериментально исследована эффективная мощность дуги обратной полярности с плавящимся электродом при наплавке на алюминиевый сплав и выполнена оценка структуры этой мощности, состоящей из вклада мощностей катодной области, каплей электродного металла и плазменной струи. В работах [15; 16] были дополнительно проанализированы данные работы [13] и получены формулы для расчета эффективной мощности для каждой полярности с учетом плазменных потоков в дуге.

В [17] выполнено исследование тепловой эффективности при плазменной сварке разнополярными прямо-

угольными импульсами тока. Этот способ сварки в литературе обозначается как VP-PAW. Эксперименты проводились от специального источника питания, позволяющего отдельно изменять токи импульсов и длительности их протекания. Длительность прямой полярности не изменялась и составляла $t_{EN}=21$ мс, а длительности обратной полярности задавали два значения $t_{EP}=2$ мс и $t_{EP}=8$ мс. В большинстве экспериментов изменяли ток импульсов одной полярности, не изменяя ток импульсов другой. Диаметр сопла плазматрона составлял 3 мм, расстояние от конца электрода до начала сопла – 5 мм, расстояние от сопла до детали – 5 мм. Расход плазмообразующего аргона составлял 1,5 л/мин, защитного аргона – 15 л/мин. Дуга горела на медный охлаждаемый проточной водой калориметр. В результате решения составленных систем уравнений для полной эффективной мощности дуги были рассчитаны эффективные мощности и эффективные КПД дуг обеих полярностей. Данные работы представляют значительный интерес в связи с возможностью определить по ним важную характеристику дуги – удельную эффективную мощность, которой до сих пор не уделялось должного внимания, а также учесть вклад сжатия дуги и роль переноса энергии плазмообразующим аргоном в общую эффективную мощность. На рис. 2 для примера приведены полученные в работе [17] результаты определения эффективных КПД для одной из серий опытов. Аналогичные зависимости приводятся в [17] для эффективных мощностей. Это позволяет рассчитать напряжения дуг во время импульсов и удельную эффективную мощность на 1 А тока. На графиках (рис. 2) наблюдается существенный разброс значений эффективного КПД, который для полярности EN составляет более 10 %, а для полярности EP – около 15 %. Из проведенного обзора и анализа видно, что основной трудностью при определении эффективной мощности дуги VP-GTAW является наличие теплопередачи изделию от столба дуги, в основном за счет плазменного потока, роль которого в конкретных условиях сложно оценить. Прямые калориметрические исследования такой дуги нам

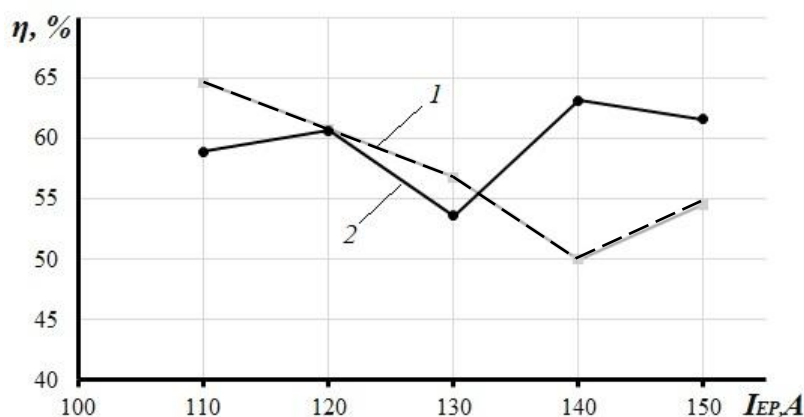


Рис. 2. Зависимости эффективного КПД от тока импульсов обратной полярности [17].

Кривая 1 – для EP, кривая 2 – для EN, $EN=100$ А

Fig. 2. The dependencies of effective efficiency on the current of the reverse polarity pulses [17].

Curve 1 – for EP, Curve 2 – for EN, $EN=100$ А

неизвестны. С учетом этого данные работы [17] представляют особый интерес, так как в теплопередаче к изделию участвует управляемый плазменный поток, параметры которого можно определить с большей достоверностью, чем для свободной дуги.

Цель работы – уточнение степени асимметрии удельных эффективных мощностей в сжатой дуге VP-PAV при ее действии на металл с низкой температурой плавления по результатам калориметрирования дуги, полученным в работе [17], и оценка вклада в эту мощность плазменного потока.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Рассчитывали удельную эффективную мощность дуг прямой и обратной полярности, их напряжение и сравнивали разброс экспериментальных данных по эффективному КПД дуги с разбросом по удельной эффективной мощности. Кроме того, был выполнен расчет эффективной мощности, передаваемой изделию потоком плазмообразующего аргона, для оценки его вклада и зависимости этой мощности от тока дуги с помощью созданной ранее математической модели выделения энергии в столбе сжатой дуги. В [17] приведены данные по диаметру канала сопла и расходу плазмообразующего аргона, но нет данных о длине цилиндрического участка сопла. Поэтому расчет энергетических характеристик столба дуги на сжатом участке производили для нескольких длин сопла – от 1 до 4 мм. Расчет производился по методике [18]. При оценке влияния мощности, переносимой плазмообразующим аргоном, использовали формулу для расчета среднего теплового потенциала S_c по длине канала сопла:

$$S_c = 1,47 \cdot 10^{-2} \left(\frac{I}{R_c} \right)^4 \left\{ \left[1 - \exp \left[\frac{12\pi\lambda z}{c_p \cdot G_n} \right] \right] \right\}^{\frac{2}{3}}, \quad (1)$$

где S_0 – средний тепловой потенциал начальной проводимости аргоновой плазмы, Вт/см;

I – ток дуги, А;

R – радиус цилиндрического канала сопла, см;

λ – теплопроводность аргона;

c_p – удельная теплоемкость аргона (Дж/гС);

G_n – расход аргона, г/с;

z – координата по оси сопла от начального сечения, см.

Тепловой потенциал аргона S – интеграл от зависимости коэффициента теплопроводности λ аргона от температуры [19], позволяющий учесть его нелинейность в дифференциальном уравнении баланса энергии:

$$S = \int_0^T \lambda(T) dT. \quad (2)$$

Напряженность электрического поля в канале сопла определяется по формуле

$$E(z) = 0,37 \cdot \frac{I^{\frac{1}{3}}}{R^{\frac{4}{3}} \left[1 - \exp \left(-\frac{\pi z}{10G_n} \right) \right]^{\frac{1}{3}}}. \quad (3)$$

Коэффициент 10 в формуле (3) заменяет отношение $12\lambda/c_p$ в формуле (1), которое мало зависит от теплового потенциала аргона S .

Полное напряжение в канале сопла рассчитывается интегрированием выражения (3) в пределах от 0 до $z=L_c$, где L_c – длина цилиндрического участка канала сопла, см.

Теплоотвод на единицу длины стенки сопла (Вт/см) определяется по формуле

$$Q_s = 8\pi S_c(z). \quad (4)$$

Полная мощность, отводимая в сопло плазмотрона на цилиндрическом участке сопла, также определяется интегрированием (4) в пределах от 0 до $z=L_c$.

Мощность, поглощаемая плазмообразующим аргоном на сжимающем участке сопла, равна разности электрической мощности P_c и мощности теплоотвода в сопло Q_c :

$$P_T = P_c - Q_c. \quad (5)$$

При расчете P_T по формулам (1)–(5) вводилась поправка на то, что плазмообразующий аргон, проникая в столб дуги, должен приобрести температуру, обеспечивающую его начальную электропроводимость. Для этого его энтальпия должна составлять 3120 Дж/г [19]. Для расхода аргона $G_n=0,0445$ г/с, использованного в работе [17], такая поправка составляет 139 Вт.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 3 и рис. 4 представлены зависимости удельной эффективной мощности и КПД для опытов.

На рис. 4 отношение удельных эффективных мощностей при токе 110 А составляет $q_{1EP}/q_{1EN}=1,61$, при токе 140 А – $q_{1EP}/q_{1EN}=1,64$, то есть практически не изменяется. Данные по q_1 были обработаны с помощью стандартной компьютерной программы для определения коэффициентов линейной зависимости. Полученные формулы и их статистическая характеристика САО приведены в таблице 1.

С помощью полученных формул полную удельную эффективную мощность сжатой дуги VP-GTAW в диапазоне токов 100–150 А можно описать формулой

$$q_1 = (35,06 - 0,11 \cdot I_{EP})\varphi + (19,65 - 5 \cdot 10^{-2} I_{EN})(1 - \varphi). \quad (6)$$

Обращает на себя внимание, что в опытах по влиянию тока I_{EN} на эффективные мощности ток обратной полярности поддерживался в 1,5 раза большим, чем ток прямой полярности. По-видимому, это объясняется тем, что дуга обратной полярности допускает большие критические токи возникновения аварийного режима двойной дуги. Этому способствует то, что условием возникновения двойной дуги является формирование ее катодной области. При сварке на прямой полярности катодная область возникает в наиболее удаленном от электрода сечения сопла, в котором минимальна толщина изолирующей прослойка между соплом и столбом дуги. При сварке на обратной полярности катодная область возникает в ближнем к электроду сечении сопла,

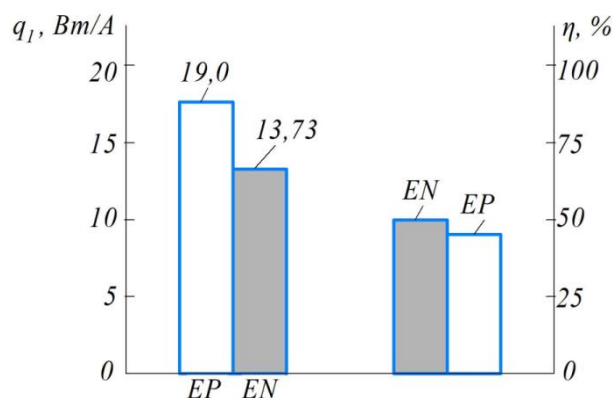


Рис. 3. Диаграммы удельных эффективных мощностей (слева) и КПД дуг. $I_{EN}=I_{EP}=100$ A
 Fig. 3. Diagrams of specific effective powers (at the left) and effective efficiency of arcs. $I_{EN}=I_{EP}=100$ A

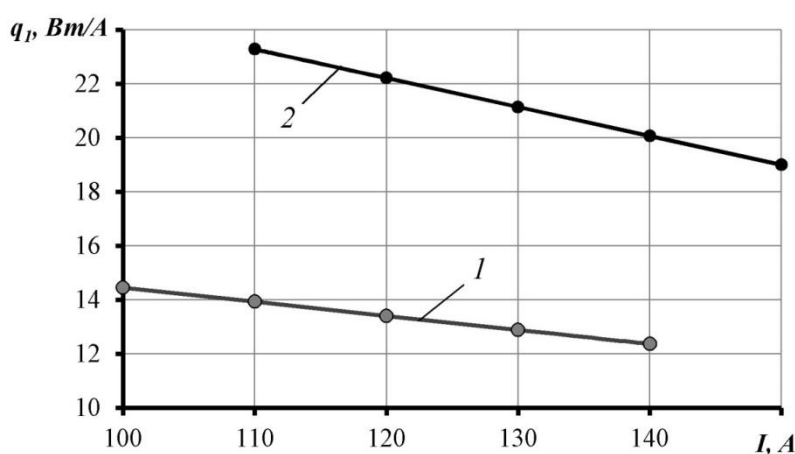


Рис. 4. Изменение удельной эффективной мощности при увеличении тока импульсов.
 1 – EN, $I_{EP}=150$ A, 2 – EP, $I_{EN}=100$ A

Fig. 4. Changes in the specific effective power at the increase in pulse current.
 1 – EN, $I_{EP}=150$ A, 2 – EP, $I_{EN}=100$ A

Таблица 1. Формулы для расчета удельной эффективной мощности и их точность
 Table 1. Formulas for the specific effective power calculation and their accuracy

Полярность	Формула	САО для формулы, %	САО для среднего, %
EN	$q_1 = 19,65 - 5 \cdot 10^{-2} I$	4,56	7,88
EP	$q_1 = 35,06 - 5 \cdot 10^{-2} I$	3,98	6,28

в котором толщина изолирующей прослойки максимальна. Это позволяет увеличивать ток обратной полярности в сжатой дуге, несмотря на ограничения по стойкости неплавящегося электрода, и тем самым выравнивать вклад эффективных мощностей полярностей. При этом, по-видимому, увеличиваются пульсации динамического напора плазмообразующего газа. Кроме

того, следует учитывать, что критические токи аварийного режима увеличиваются вследствие нестационарности дуги во времени. На влияние этого фактора указано в работе [20].

В работе [17] также были выполнены эксперименты по одновременному изменению токов импульсов прямой и обратной полярности. Шаг изменения токов

составлял 20 А. Ток импульсов обратной полярности был больше, чем ток импульсов прямой полярности. Для расчета удельной эффективной мощности применили формулы, приведенные в таблице 1. Результаты по удельной эффективной мощности и их анализ приведены в таблице 2.

На рис. 5 представлены расчетные зависимости мощностей, входящих в формулу (5).

Режим сжатой дуги во многом характеризуется плотностью тока и плотностью расхода плазмообразующего газа в канале сопла. На данном режиме плотность тока 1416 А/см², а плотность расхода 0,63 г/(см²с). Оба значения характерны для процесса плазменной сварки. На данном режиме напряженность электрического поля по длине канала сопла увеличивается незначительно, поэтому падение напряжения почти пропорционально длине канала сопла. Теплоотвод в сопло увеличивается более интенсивно и возрастает на длине сопла $L_c=0,3$ см почти в 7 раз. На начальном участке сопла энергия поглощается преимущественно плазмообразующим аргоном, но в дальнейшем мощности выравниваются. При определенной длине канала газ почти не поглощает энергии, а удельный тепловой поток в сопло

также не изменяется. Почти вся электрическая энергия в рассматриваемом сечении сопла отводится в сопло теплопроводностью. В дальнейших расчетах использовали полученные расчетные данные при длине канала $L_c=0,3$ см. При такой длине КПД поглощения мощности столба дуги плазмообразующим аргоном составляет 52 %, а теплоотвода в сопло – 48 %. Средняя напряженность электрического поля в канале сопла 5,2 В/мм, при длине канала 4 мм она снижается до 3,1 В/мм за счет большего нагрева плазмообразующего аргона.

С помощью разработанной компьютерной программы на языке С# были рассчитаны зависимости мощностей Q_c и P_T от тока дуги (рис. 6). Влияние тока на напряженность электрического поля при данном расходе аргона невелико. Приращение напряжения в канале составило $1,44 \cdot 10^{-2}$ В/А. По данным рис. 6 можно судить о возможных пульсациях мощности, переносимой газом, и динамического напора в случае использования импульсов с разными токами. Как удельная мощность теплоотвода в сопло, так и удельная мощность на нагрев аргона незначительно возрастают с ростом силы тока. Доля мощности, расходуемой на нагрев газа, увеличивается с 53,5 до 56 %. Приращение энтальпии

Таблица 2. Значения удельной эффективной мощности (Вт/А) при совместном изменении токов импульсов
Table 2. The specific effective power values (W/A) at joint variation of pulse currents

Показатели	EN			EP		
	80	100	120	110	130	150
Опыт	13,23	12,87	13,18	21,58	22,16	19,06
Расчет	15,65	14,65	13,65	23,29	21,15	19,01
Δ , %	18,3	13,8	3,6	7,9	-4,6	0,3
CAO, %	11,9			4,2		

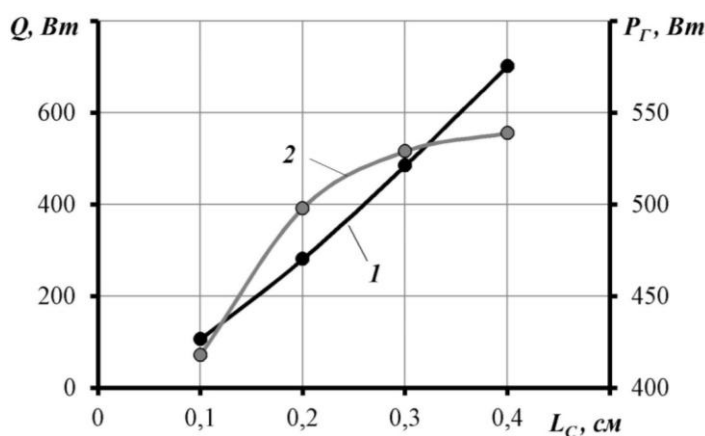


Рис. 5. Зависимость 1 теплоотвода в сопло Q и мощности 2, переносимой плазмообразующим аргоном P_T , от длины сопла. $d_c=3$ мм, $I=100$ А, $G=0,0445$ г/с

Fig. 5. The dependence of heat removal 1 to the nozzle Q and the power 2 transferred by the plasma-forming argon P_T on the nozzle length. $d_n=3$ mm, $I=100$ A, $G=0,0445$ g/s

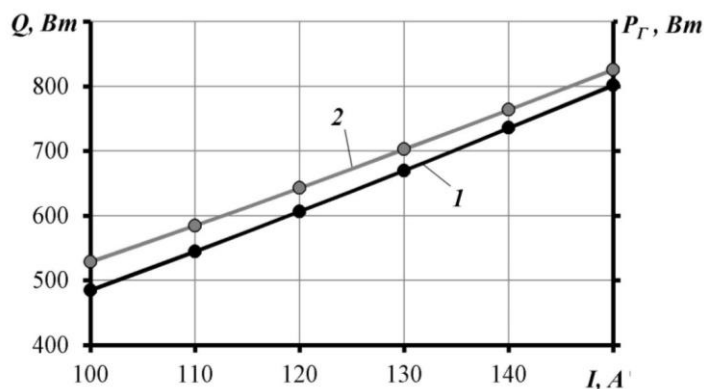


Рис. 6. Зависимости мощности в плазмообразующий аргон P_g (1) и сопло Q (2) от тока. $L_c=3$ мм
 Fig. 6. The dependences of power to the plasma-forming argon P_g (1) and to the nozzle Q (2) on the current. $L_n=3$ mm

плазмообразующего аргона на выходе из сопла $H=826/0,0445=18562$ Дж/г.

Рассчитано предполагаемое изменение удельной мощности приэлектродных областей дуги при изменении тока. Для этого из расчетных удельных мощностей сжатой дуги (рис. 4) вычитали удельную мощность, переносимую к изделию плазмообразующим аргоном, используя формулу (5). Так как мощность, переносимая аргоном, на данном режиме мало зависит от тока и составляет ≈ 5 Вт/А, то для обеих полярностей имеет место снижение удельных приэлектродных мощностей при увеличении тока импульсов. При этом необходимо учитывать, что в опытах были использованы различные токи импульсов и их длительность. Имеет место более значительная инерция в передаче энергии изделию плазмообразующим газом по сравнению с энергией приэлектродных областей. Поэтому мощность, переносимая плазмообразующим газом к изделию, по всей видимости, определяется средним током импульсов за период.

Кроме того, были проанализированы изменения напряжения полярностей дуг в зависимости от тока (таблица 3) и получены коэффициенты линейной зависимости напряжения от тока импульса.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как следует из диаграмм (рис. 3), КПД дуги обратной полярности немного ниже, чем прямой полярности, но удельная эффективная мощность на 38 % больше.

Диаграммы (рис. 3) наглядно показывают, что эффективный КПД дуги не дает верного представления о проплавляющей способности дуги из-за большой асимметрии напряжений дуг. Причиной является то, что напряжение и КПД сжатой дуги в значительно большей степени зависят от ряда параметров, которые не присущи свободной дуге. К таким параметрам относятся диаметр и длина формирующего канала сопла, расход плазмообразующего газа, расстояние от конца электрода до входного сечения сопла. Наиболее вероятной причиной снижения удельных эффективных мощностей с ростом тока (рис. 4) является снижение катодного и анодного падений напряжения, так как вклад мощности от потока плазмообразующего аргона не изменяется.

Из таблицы 1 следует, что САО для полученных эмпирических формул значительно меньше, чем для среднего значения. Это указывает на то, что полученные формулы более адекватно описывают изменение удельных эффективных мощностей с изменением токов импульсов. Несмотря на снижение удельной эффективной мощности с ростом тока полная эффективная мощность для дуги обратной полярности увеличивается с 2552 до 2850 Вт. Аналогичная зависимость имеет место для дуги прямой полярности.

Данные таблицы 2 показывают, что точность описания удельных эффективных мощностей снижается по сравнению с тем, когда меняется ток импульсов только одной полярности. Сходимость расчетных и опытных значений для обратной полярности близка к сходимости описания данных таблицы 1, в то время как для

Таблица 3. Анализ данных по напряжениям полярностей
 Table 3. The analysis of data on the polarity voltages

Полярность	Формула	САО для формулы, %	САО для среднего, %
EN	$U = 18,14 - 0,051 \cdot I$	0,85	3,5
EP	$U = 35,58 - 0,01 \cdot I$	2,16	2,2

прямой полярности сходимость уменьшается более чем в 2 раза. Это может свидетельствовать о взаимном влиянии токов импульсов одной полярности на характеристики дуги другой полярности. Это также подтверждается сопоставлением данных диаграммы на рис. 3 с расчетными значениями для обратной полярности. Расчет по формуле таблицы 1 дает при 100 А $q_{EP}=24,9$ Вт/А, в то время как опытное значение только 19,0 Вт/А. Поэтому вопрос о влиянии токов импульса одной полярности на характеристики другой требует дополнительного изучения. По данным таблицы 2 установить точно средние токи дуги за период, которые влияют на мощность, переносимую плазмообразующим газом, нельзя, так как данные [17] получены для разных длительностей полярности EP .

Поскольку САО напряжений для прямой полярности отличаются в 4 раза (таблица 3), а для обратной полярности практически одинаковы, то можно утверждать, что формула для EN адекватна, а отклонения напряжения дуги на обратной полярности носят случайный характер. Напряжение в этом случае складывается от действия ряда противоположных факторов. Изменение тока на обеих полярностях приводит к снижению удельной эффективной мощности (рис. 4). Но на прямой полярности это сопровождается небольшим повышением напряжения дуги, а на обратной полярности такого повышения нет. Это означает, что снижение удельной эффективной мощности за счет прианодной области относительно значимее, чем для катодной. Это подтверждается данными рис. 4. Согласно его значениям на прямой полярности снижение удельной эффективной мощности происходит в 1,68 раза, в то время как на обратной в 1,46 раза.

Представляет интерес сравнение полученных результатов с данными работы [21] по изучению влияния тока и напряжения сжатой дуги на эффективный КПД. Баланс полярностей в опытах [21] не изменялся и составлял 50 % для каждой. Дуга горела на пластины из алюминиевого сплава 6061 толщиной 6,3 мм. При напряжении дуги $U=26$ В полная удельная эффективная мощность снизилась с $q_1=17$ Вт/А при токе 100 А до $q_1=10,6$ Вт/А при токе 130 А. При токе 110 А увеличение напряжения дуги с 22 до 32 В привело к повышению с $q_1=9,8$ Вт/А до 17,5 Вт/А. Вид первой зависимости качественно совпадает с полученными нами для медной детали зависимостями q_1 от тока дуги на рис. 4.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Удельная эффективная мощность импульсов сжатой дуги на обратной полярности значительно выше, чем прямой полярности. Удельные эффективные мощности уменьшаются с увеличением тока дуги по линейной зависимости. Значительный вклад в удельную эффективную мощность составляет мощность, переносимая плазмообразующим аргоном, определяемая средним током дуги за период.

2. Эффективный КПД не может служить для оценки проплавляющей способности дуги и менее приемлем в этом отношении для определения эффективной мощности сжатой дуги в связи со значительной зависимостью напряжения дуги от ее параметров.

3. Использование импульсов тока различной величины в сжатой дуге приводит к изменению энергии, поглощаемой плазмообразующим газом, что должно приводить к пульсациям давления сжатой дуги.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гринюк А.А., Коржик В.Е., Шевченко Е.Н., Бабич А.А., Пелешенко С.И., Чайка В.Г., Тищенко А.Ф., Ковбасенко Г.В. Основные тенденции развития плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов // Автоматическая сварка. 2015. № 11. С. 39–50. DOI: [10.15407/tpwj2015.11.04](https://doi.org/10.15407/tpwj2015.11.04).
2. Wang L.L., Wei J.H., Xue J.X., DebRoy T. A pathway to microstructural refinement through double pulsed gas metal arc welding // Scripta Materialia. 2017. Vol. 134. P. 61–65. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2017.02.034](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.02.034).
3. Wang Y., Qi B., Cong B., Zhu M., Lin S. Keyhole welding of AA2219 aluminum alloy with double-pulsed variable polarity gas tungsten arc welding // Journal of Manufacturing Processes. 2018. Vol. 34. P. 179–186. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.06.006](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.06.006).
4. Савинов А.В., Лапин И.Е., Лысак В.И. Дуговая сварка неплавящимся электродом. М.: Машиностроение, 2011. 477 с.
5. Wang Y., Qi B., Cong B., Yang M., Liu F. Arc characteristics in double-pulsed VP-GTAW for aluminum alloy // Journal of Materials Processing Technology. 2017. Vol. 249. P. 89–95. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2017.05.027](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.027).
6. Haelsig A., Kusch M., Mayer P. New findings on the efficiency of gas shielded arc welding // Welding in the World. 2012. Vol. 56. № 11–12. P. 98–104. DOI: [10.1007/BF03321400](https://doi.org/10.1007/BF03321400).
7. Yarmuch M.A.R., Patchett B.M. Variable AC polarity GTAW fusion behavior in 5083 aluminum // Welding Journal. 2007. Vol. 86. № 7. P. 196–200.
8. Nasiri M.B., Behzadinejad M., Latifi H., Martikeinen J. Investigation on the influence of various welding parameters on the arc thermal efficiency of the GTAW process by calorimetric method // Journal of Mechanical Science and Technology. 2014. Vol. 28. № 8. P. 3255–3261. DOI: [10.1007/s12206-014-0736-8](https://doi.org/10.1007/s12206-014-0736-8).
9. Короткова Г.М. Источники питания переменного тока для сварки неплавящимся электродом алюминиевых сплавов. Тольятти: ТГУ, 2009. 335 с.
10. Jeong H., Park K., Cho J. Numerical analysis of variable polarity arc weld pool // Journal of Mechanical Science and Technology. 2016. Vol. 30. № 9. P. 4307–4313. DOI: [10.1007/s12206-016-0845-7](https://doi.org/10.1007/s12206-016-0845-7).
11. Jeong H., Park K., Baek S., Cho J. Thermal efficiency decision of variable polarity aluminum arc welding through molten pool analysis // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2019. Vol. 138. P. 729–737.
12. Драйпер Н., Смит Г. Прикладной регрессионный анализ. М.: Диалектика, 2016. 912 с.
13. Wang L.L., Wei J.H., Wang Z.M. Numerical and experimental investigations of variable polarity gas tungsten arc welding // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2018. Vol. 95. № 5–8. P. 2421–2428. DOI: [10.1007/s00170-017-1387-6](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1387-6).
14. Сидоров В.П., Советкин Д.Э., Борисов Н.А. О плавлении алюминиевого электрода аргоновой дугой

- прямой полярности // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2019. № 4. С. 52–57. DOI: [10.18323/2073-5073-2019-4-52-57](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2019-4-52-57).
15. Сидоров В.П., Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Советкин Д.Э. Эффективная мощность сварочной дуги обратной полярности при наплавке алюминия плавящимся электродом // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 4. С. 34–42. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-4-34-42](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-4-34-42).
 16. Сидоров В.П., Советкин Д.Э. Эффективная мощность разнополярной дуги в аргоне с вольфрамовым электродом при сварке алюминия // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. 2021. Т. 23. № 1. С. 5–12. DOI: [10.15593/2224-9877/2021.1.01](https://doi.org/10.15593/2224-9877/2021.1.01).
 17. Jiang F., Li Ch., Chen Sh. Experimental investigation on heat transfer of different phase in variable polarity plasma arc welding // *Welding in the World*. 2019. Vol. 63. № 4. P. 1153–1162. DOI: [10.1007/s40194-019-00722-3](https://doi.org/10.1007/s40194-019-00722-3).
 18. Сидоров В.П., Столбов В.И., Куркин И.П. Определение эффективной мощности источника нагрева при сварке плазменной трёхфазной дугой // Сварочное производство. 1988. № 5. С. 30–32.
 19. Физика и техника низкотемпературной плазмы. М.: Атомиздат, 1972. 352 с.
 20. Рыкалин Н.Н., Николаев А.В., Асонов А.Н. Электрические и энергетические характеристики плазменной дуги при модуляции тока // Автоматическая сварка. 1975. № 11. С. 1–5.
 21. Evans D.M., Huang D., McClure J.C., Nunes A.C. Arc efficiency of Plasma Arc Welding // *Welding Journal*. 1998. Vol. 77. № 2. P. 53–58.
 7. Yarmuch M.A.R., Patchett B.M. Variable AC polarity GTAW fusion behavior in 5083 aluminum. *Welding Journal*, 2007, vol. 86, no. 7, pp. 196–200.
 8. Nasiri M.B., Behzadinejad M., Latifi H., Martikeinen J. Investigation on the influence of various welding parameters on the arc thermal efficiency of the GTAW process by calorimetric method. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2014, vol. 28, no. 8, pp. 3255–3261. DOI: [10.1007/s12206-014-0736-8](https://doi.org/10.1007/s12206-014-0736-8).
 9. Korotkova G.M. *Istochniki pitaniya peremennogo toka dlya svarki neplavyashchimsya elektrodom alyuminievyykh splavov* [AC power supplies for TIG welding of aluminum alloys]. Togliatti, TGU Publ., 2009. 335 p.
 10. Jeong H., Park K., Cho J. Numerical analysis of variable polarity arc weld pool. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2016, vol. 30, no. 9, pp. 4307–4313. DOI: [10.1007/s12206-016-0845-7](https://doi.org/10.1007/s12206-016-0845-7).
 11. Jeong H., Park K., Baek S., Cho J. Thermal efficiency decision of variable polarity aluminum arc welding through molten pool analysis. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2019, vol. 138, pp. 729–737.
 12. Draper N., Smit H. *Prikladnoy regressionny analiz* [Applied Regression Analysis]. Moscow, Dialektika Publ., 2016. 912 p.
 13. Wang L.L., Wei J.H., Wang Z.M. Numerical and experimental investigations of variable polarity gas tungsten arc welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 95, no. 5-8, pp. 2421–2428. DOI: [10.1007/s00170-017-1387-6](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1387-6).
 14. Sidorov V.P., Sovetkin D.E., Borisov N.A. Concerning the melting of an aluminium electrode by the argon arc of straight polarity. *Science Vector of Togliatti State University*, 2019, no. 4, pp. 52–57. DOI: [10.18323/2073-5073-2019-4-52-57](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2019-4-52-57).
 15. Sidorov V.P., Kovtunov A.I., Bochkarev A.G., Sovetkin D.E. Effective power of the reverse polarity welding arc when surfacing aluminum with a consumable electrode. *Science Vector of Togliatti State University*, 2020, no. 4, pp. 34–42. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-4-34-42](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-4-34-42).
 16. Sidorov V.P., Sovetkin D.E. Effective power of bipolar argon arc with a tungsten electrode for aluminum welding. *Bulletin of Perm National Research Polytechnic University. Mechanical engineering, Materials Science*, 2021, vol. 23, no. 1, pp. 5–12. DOI: [10.15593/2224-9877/2021.1.01](https://doi.org/10.15593/2224-9877/2021.1.01).
 17. Jiang F., Li Ch., Chen Sh. Experimental investigation on heat transfer of different phase in variable polarity plasma arc welding. *Welding in the World*, 2019, vol. 63, no. 4, pp. 1153–1162. DOI: [10.1007/s40194-019-00722-3](https://doi.org/10.1007/s40194-019-00722-3).
 18. Sidorov V.P., Stolbov V.I., Kurkin I.P. Determination of the effective power of the heating source when welding with a plasma three-phase arc. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1988, no. 5, pp. 30–32.
 19. *Fizika i tekhnika nizkotemperaturnoy plazmy* [Low-temperature plasma physics and technology]. Moscow, Atomizdat Publ., 1972. 352 p.
 20. Rykalin N.N., Nikolaev A.V., Asonov A.N. Electrical and energy characteristics of a plasma arc with current modulation. *Automatic welding*, 1975, no. 11, pp. 1–5.
 21. Evans D.M., Huang D., McClure J.C., Nunes A.C. Arc efficiency of Plasma Arc Welding. *Welding Journal*, 1998, vol. 77, no. 2, pp. 53–58.

REFERENCES

1. Grinyuk A.A., Korzhik V.E., Shevchenko E.N., Babich A.A., Peleshenko S.I., Chayka V.G., Tishchenko A.F., Kovbasenko G.V. Main tendencies in development of plasma-arc welding of aluminum alloys. *Automatic Welding*, 2015, no. 11, pp. 39–50. DOI: [10.15407/tpwj.2015.11.04](https://doi.org/10.15407/tpwj.2015.11.04).
2. Wang L.L., Wei J.H., Xue J.X., DebRoy T. A pathway to microstructural refinement through double pulsed gas metal arc welding. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 134, pp. 61–65. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2017.02.034](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.02.034).
3. Wang Y., Qi B., Cong B., Zhu M., Lin S. Keyhole welding of AA2219 aluminum alloy with double-pulsed variable polarity gas tungsten arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, vol. 34, pp. 179–186. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.06.006](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.06.006).
4. Savinov A.V., Lapin I.E., Lysak V.I. *Dugovaya svarka neplavyashchimsya elektrodom* [Arc welding with a non-consumable electrode]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2011. 477 p.
5. Wang Y., Qi B., Cong B., Yang M., Liu F. Arc characteristics in double-pulsed VP-GTAW for aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 249, pp. 89–95. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2017.05.027](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.05.027).
6. Haelsig A., Kusch M., Mayer P. New findings on the efficiency of gas shielded arc welding. *Welding in the World*, 2012, vol. 56, no. 11-12, pp. 98–104. DOI: [10.1007/BF03321400](https://doi.org/10.1007/BF03321400).

Effective power of a constricted welding arc with heteropolar current pulses

© 2021

*Vladimir P. Sidorov**¹, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
professor of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”

*Dmitry E. Sovetkin*², senior lecturer of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

*E-mail: Vladimir.sidorov.2012@list.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6191-2888>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6942-4501>

Abstract: The authors reviewed the research works on the effective power of direct and reverse polarity welding arcs with a non-consumable electrode in argon. The study shows that it is difficult to use the arc effective efficiency for effective power determination. It applies to the constricted arc more than to the free one. Based on data analysis for the effective power of polarities and the effective efficiency of a constricted arc burning toward the cooper heat flow calorimeter, the authors calculated the specific effective power of polarities and arc stresses. The maximum values are 23.2 W/A for the reverse polarity arc; and 14.2 W/A for the direct polarity arc. The study identified that the decrease in the specific effective power of polarities at the current increase within 100–150 A is well described by linear dependencies. With the current increase, there is a linear decrease in the direct polarity arc stress, while the reverse polarity arc stress remains constant. The spread of data for the specific effective power of polarities is about two times less than the spread for effective efficiency. Using a 2D mathematical model of the constricted arc column in a closed area, the authors calculated the power absorbed by plasma-forming argon and nozzle walls. As a result, the authors obtained the dependencies of the power transferred by argon on the nozzle channel length and the arc current. The specific effective power of argon flow for analyzed current densities and argon consumption shows poor dependence on the arc current and is equal to 5.5 W/A approximately. The power contribution of plasma-forming argon to the effective power of the constricted arc increases with the current increase.

Keywords: plasma welding; current pulses; polarity; effective power; calorimetry; field density; plasma heat content; arc force.

For citation: Sidorov V.P., Sovetkin D.E. Effective power of a constricted welding arc with heteropolar current pulses. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 57–66. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-57-66.

Влияние прокатки и кручения под высоким давлением в камере Бриджмена на количественные характеристики полос сдвига в аморфном сплаве на основе Zr

© 2021

Хрипливец Ирина Андреевна, аспирант кафедры физического материаловедения
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва (Россия)

* E-mail: misshriplivets@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9494-9000>

Аннотация: Аморфные сплавы на основе металлических компонентов демонстрируют уникальную способность реализовать пластическую деформацию под воздействием внешних механических напряжений. В результате воздействия больших степеней пластической деформации в сплавах можно наблюдать полосы сдвига (ПС) в виде грубых линий на шлифованной поверхности образца. Концепция формирования полос сдвига в аморфных металлических стеклах сильно отличается от процессов пластической деформации в кристаллических металлах и сплавах. В отличие от кристаллических металлов, аморфные металлические стекла могут существовать в спектре структурных состояний с сопутствующими механическими, термодинамическими и физическими свойствами материалов. Формирование и эволюция полос сдвига контролируют текучесть и пластичность почти всех металлических стекол при комнатной температуре, и во многих случаях образование доминирующих полос сдвига быстро приводит к разрушению. В литературе отсутствует строгое количественное описание основных параметров ПС, которое могло бы адекватно описать в аналитической форме процесс пластической деформации аморфных сплавов аналогично дислокационной и дисклинационной теориям пластической деформации кристаллов. Остается открытым вопрос, как переход от макроскопической деформации к интенсивным пластическим деформациям аморфных сплавов влияет на основные характеристики ПС. В работе с помощью метода оптической профилометрии детально изучены количественные характеристики ступенек, образованных полосами сдвига на поверхности деформированных образцов массивного аморфного сплава $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$ после кручения под высоким давлением (КВД), а также после прокатки. Установлено, что дизайн полос сдвига зависит от способа деформирования. Показано, что величина деформации оказывает определяющее влияние на мощность полос сдвига (высоту ступенек). Переход от деформации прокаткой ($\epsilon=0,4$) к пластической деформации при КВД ($\epsilon=2,6$) приводит к трехкратному увеличению мощности полос сдвига и среднего расстояния между ними.

Ключевые слова: аморфные сплавы; полосы сдвига; МПД; камера Бриджмена; пластическая деформация; прокатка; КВД.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90014.

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

Для цитирования: Хрипливец И.А. Влияние прокатки и кручения под высоким давлением в камере Бриджмена на количественные характеристики полос сдвига в аморфном сплаве на основе Zr // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 67–74. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-67-74.

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные металлические сплавы обладают уникальной способностью пластически деформироваться при приложении внешних механических нагрузок.носителем пластического течения при относительно низких температурах являются сильно локализованные полосы сдвига (ПС), реализующие по существу дислокационно подобную моду пластической деформации твердого тела [1; 2].

Полосы сдвига характеризуются очень высокой степенью локализации пластического сдвига (толщина ПС порядка 30–70 нм [3]). В работе [4] показано, что полосы сдвига в металлических стеклах на основе циркония имеют толщину, равную 20 нм, которая полностью согласуется с более ранней работой [5]. Аморфное состояние внутри полосы сдвига обладает более низкими значениями плотности [3; 6], степени ближнего упорядочения [7] и модуля Юнга [8]. Дальнейшие исследова-

ния авторов [9–11] показали, что аналогично дислокационному течению в кристаллах при криогенных температурах полосы сдвига в аморфных сплавах формируют на поверхности образцов систему ступенек сдвигового происхождения; эти данные также подтверждаются другими работами [12–14]. Довольно большое количество исследований посвящено изучению полос сдвига, возникающих при воздействии обычной макроскопической деформации. Например, авторами [15] было изучено влияние размера образца на расстояние между полосами сдвига, а также на пластичность при изгибе аморфных пластин и показано, что увеличение толщины образца разрушительно влияет на формирование полос сдвига. Авторы [15] выдвинули предположение, что чем меньше расстояние между полосами сдвига, тем больше пластическая гибкость объемных металлических стекол. В [16] изучено поведение ПС в аморфных пластинах при изгибе для образцов с разными толщинами и показано, что расстояние между

полосами сдвига при увеличении толщин образца увеличивается, что приводит к развитию трещин. Отсутствие пластичности при растяжении и изгибе авторы [17] объясняют нестабильностью локализации полос сдвига. Поскольку пластическая деформация во время испытания на растяжение распределяется неоднородно, одна полоса сдвига может легко привести к разрушению. При испытании на изгиб в аморфных сплавах на основе циркония разного содержания компонентов авторы [17] наблюдали сдвиги смещения в области сжатия образцов и показали, что в зависимости от состава сплава расстояние между полосами сдвига различно, варьируется от 30 до 60 мкм. В работах [18; 19] обнаружили, что смещение сдвига может быть около нескольких микрон.

Анализ полученных к настоящему времени результатов свидетельствует о том, что многие проблемы, связанные с полосами сдвига, остаются пока не решенными. Во-первых, отсутствует строгое количественное описание основных параметров полос сдвига, которые могут достаточно полно описывать в аналитическом виде процесс пластической деформации аморфных сплавов аналогично дислокационной и дисклинационной теориям пластической деформации кристаллов. Во-вторых, полностью отсутствует информация о том, насколько переход от обычной макроскопической деформации к мегапластическим деформациям (МПД) аморфных сплавов влияет на основные характеристики полос сдвига.

Цель исследования – детальная статистическая оценка основных параметров полос сдвига при кручении под высоким давлением (КВД) и при прокатке объемного аморфного сплава на основе Zr и установление влияния способа и величины пластических деформаций на количественные характеристики этих параметров.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе исследовался сплав $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$, полученный путем сплавления в вакуумной дуговой печи шихтовых материалов чистотой не менее 99,9 %. Из слитков были изготовлены аморфные пластины (ширина 1 см, толщина 2,5 мм, длина 5 см) в результате быстрого охлаждения расплава на вращающемся медном диске. Из пластин вырезали диски толщиной $(0,70 \pm 0,05)$ мм и диаметром 8 мм, которые были разрезаны пополам по диаметру. Торцевая поверхность среза тщательно шлифовалась и полировалась. После этого на две подготовленные торцевые поверхности образца наносился защитный лак. Обе половинки образца помещали в камеру Бриджмена, нижняя наковальня которой имела углубление диаметром 8,8 мм и высотой $(0,55 \pm 0,05)$ мм.

Образцы подвергали КВД в камере Бриджмена при комнатной температуре, квазигидростатическом давлении 6 ГПа и скорости вращения подвижной наковальни 6,3 рад/мин. Эксперименты проводили только при приложении давления, а также при дополнительном кручении при $n=1/64$ ($e=0,7$), $1/32$ ($e=1,3$) и $1/8$ ($e=2,6$), где n – число полных оборотов подвижной наковальни камеры Бриджмена; e – истинная деформация. Столь малые значения n были выбраны для наблюдения ранних стадий образования полос сдвига. Кроме того, образцы аморфного сплава того же состава в виде ленты толщиной 40 мкм подвергали многократной прокатке. Ленты аморф-

ного сплава предварительно помещались между двумя стальными листами толщиной 1 мм. Степень обжатия аморфного сплава при прокатке составила 35 % ($e=0,4$).

Изучение торцевой поверхности образцов после КВД и поверхности ленты после прокатки проводилось методом оптической профилометрии на приборе WYKO NT 1100, которая позволяет проследить эволюцию формирования ступенек от полос сдвига на поверхности образца при пластической деформации. В работе использовалась панорамная съемка вдоль плоскости торцевого среза образца и вдоль направления прокатки. Разрешающая способность профилометра в режиме вертикальной сканирующей интерферометрии (VSI) составляет 0,1 нм. Дизайн ступенек на полированной поверхности образцов исследовался также с помощью световой микроскопии (микроскоп Micromet 5101). Количество измерений при оценке параметров ступенек полос сдвига составило не менее 100 для каждого режима деформации.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 1 представлены панорамные изображения ступенек скольжения в образцах изученного сплава после КВД при комнатной температуре, соответствующие воздействию только квазигидростатического давления без кручения (рис. 1 а) и КВД при $n=1/64$ (рис. 1 б), $n=1/32$ (рис. 1 с) и $n=1/8$ (рис. 1 д). На рис. 1 а наблюдается две системы ступенек полос сдвига. Первая система ступенек (СС-I) представляет собой грубые волнистые линии, почти параллельные горизонтальной кромке шлифа. Вторая система ступенек (СС-II) соответствует двум взаимно перпендикулярным тонким «кристаллографическим» ступенькам полос сдвига, расположенным под углом $\varphi=45^\circ$ и 135° к горизонтальной кромке шлифа. Природа сформировавшихся ступенек полосы сдвига на рис. 1 а связана с возникновением сжимающих напряжений под воздействием высокого давления, которые привели к эффекту одноосного сжатия ($e=0,2$). При КВД ($n=1/64$) система ступенек СС-I не претерпевает ни качественных, ни количественных изменений, а система ступенек СС-II становится явно доминирующей (рис. 1 б). При $n=1/32$ основной вклад в дислокационно подобное скольжение также вносят ступеньки полос сдвига СС-II (рис. 1 с). Наконец, в случае $n=1/8$ наблюдаются эффекты многократного ветвления ступенек полос сдвига обоих типов, сопровождающегося появлением волнистых ступенек произвольной ориентации и возрастанием их интенсивности (рис. 1 д). После холодной прокатки в плоскости ленты видны ступеньки полос сдвига, расположенные почти перпендикулярно направлению прокатки (рис. 1 е).

На рис. 2 представлены профилограммы с поверхности образцов до и после деформационных воздействий, а также измеренные с их помощью распределения по размерам высоты ступенек h и расстояния между соседними ступеньками r . Обратное значение параметра r характеризует объемную плотность полос сдвига V ($r \sim V^{-1}$). На профилограммах исходного образца до деформации каких-либо ступенек практически не наблюдается (рис. 2 а). В случае воздействия только высокого давления (рис. 2 б) и КВД (рис. 2 с–е) количество ступенек типа СС-I остается постоянным при различных режимах обработки, а для ступенек типа СС-II наблюдается

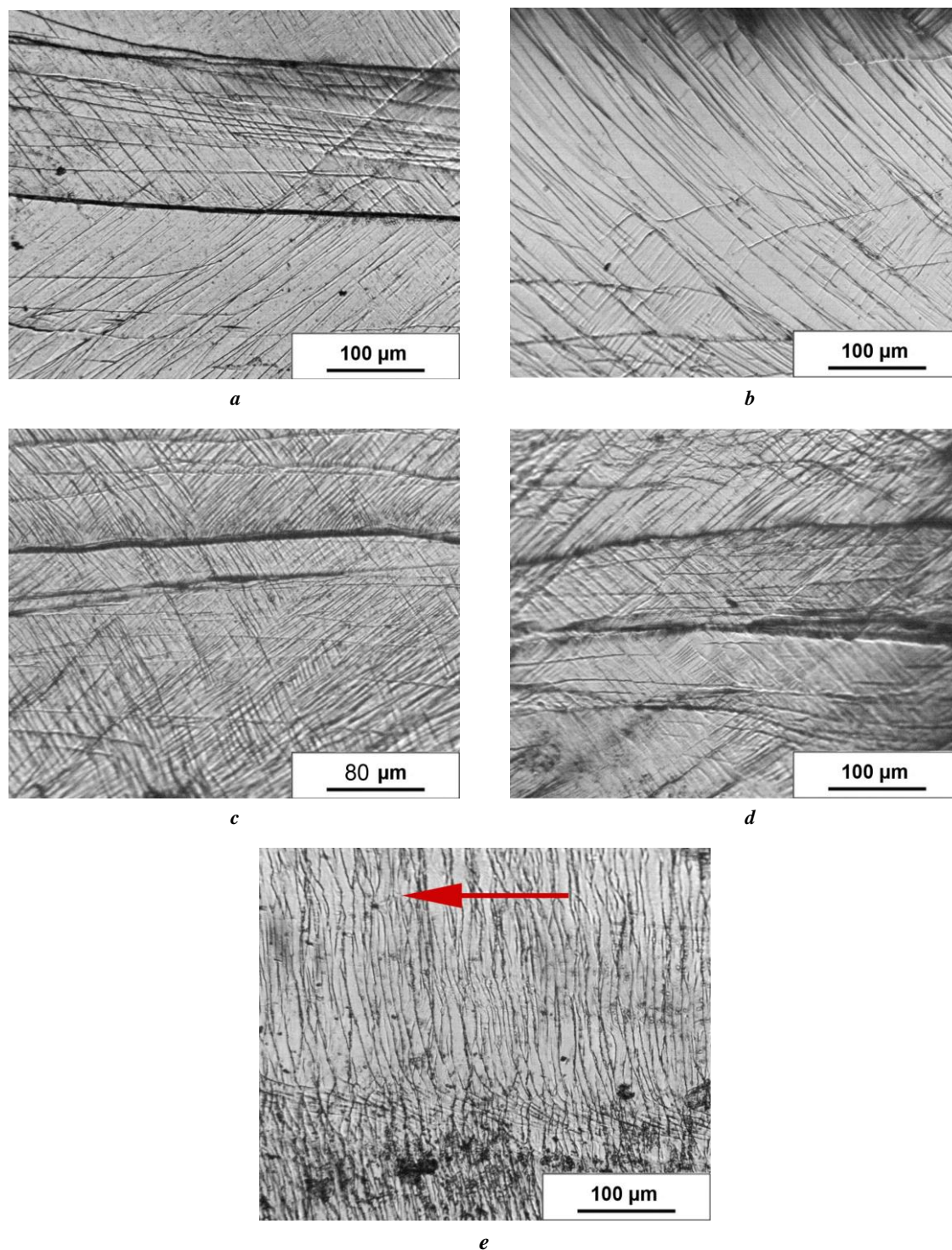


Рис. 1. Панорамные картины ступенек ПС после КВД при $n=0$ (a); $n=1/64$ (b); $n=1/32$ (c); $n=1/8$ (d) и после прокатки с обжатием 35 % (e); стрелкой показано направление прокатки. Световая микроскопия
Fig. 1. Panoramic pictures of SB steps after HPT at $n=0$ (a); $n=1/64$ (b); $n=1/32$ (c); $n=1/8$ (d) and after rolling with the reduction of 35 % (e); the arrow shows the rolling direction. Light microscopy

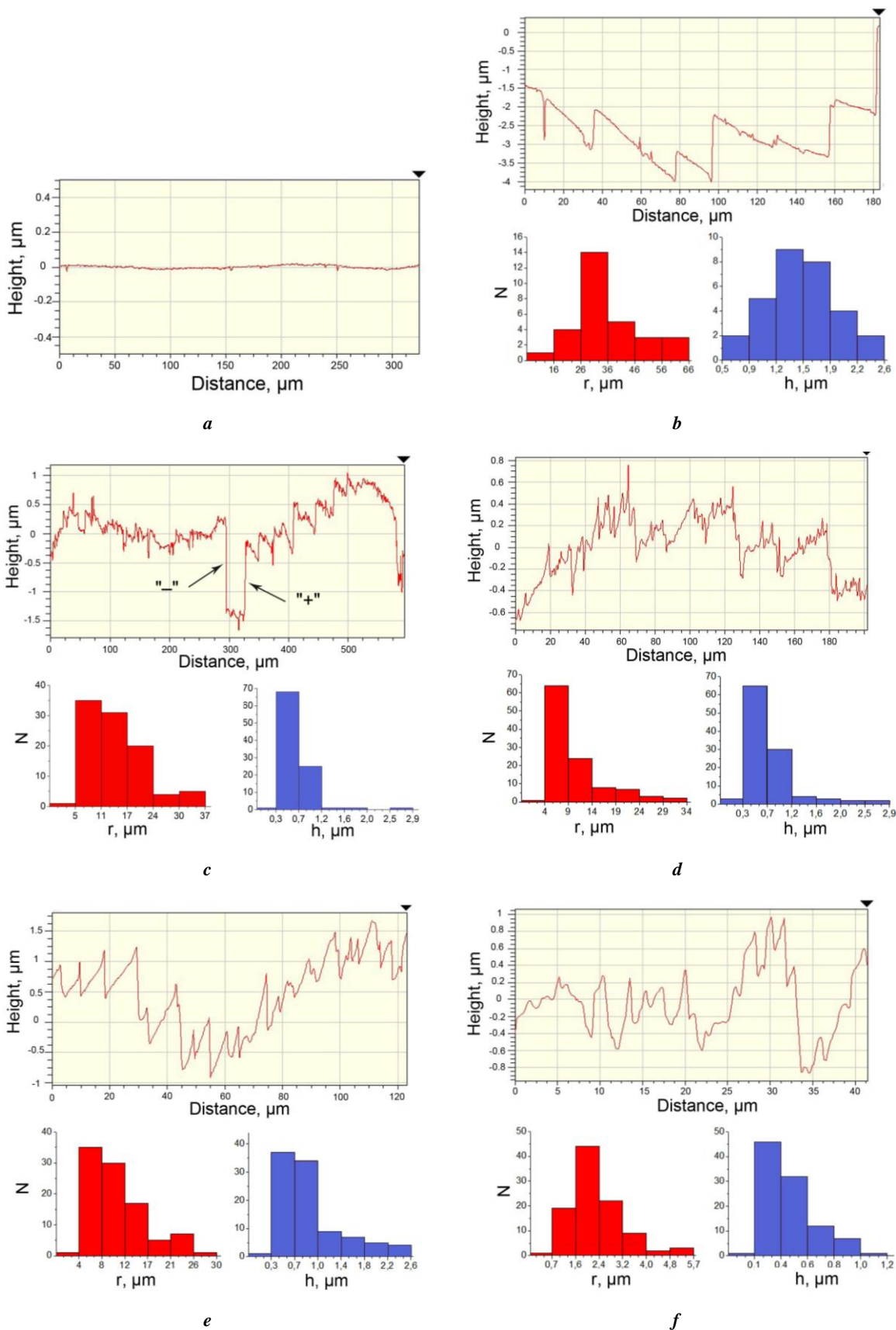


Рис. 2. Профилеграммы и гистограммы значений r (красные) и значений h (синие) для исходного состояния (а), для КВД при $n=0$ (b); $n=1/64$ (c); $n=1/32$ (d); $n=1/8$ (e) и после прокатки с обжатием 35 % (f).

Стрелками показаны полосы сдвига с положительным (+) и отрицательным (-) направлением сдвига

Fig. 2. Profilingrams and histograms of r (red) and h (blue) values for the initial state (a), for HPT at $n=0$ (b); $n=1/64$ (c); $n=1/32$ (d); $n=1/8$ (e) and after rolling with the reduction of 35 % (f). Arrows indicate SB of positive (+) and negative (-) displacement directions

заметный рост значения h . Гистограммы для образцов, где доминируют системы ступенек СС-I (рис. 2 б), описываются распределениями, близкими к гауссовым, а для образцов, где доминируют системы ступенек СС-II, и для образцов после прокатки – близкими к логонормальным распределениям (рис. 2 с–f).

На рис. 3 представлены зависимости среднего и наиболее вероятного значения (моды) параметров h (а) и r (б) для ступенек полос сдвига, сформировавшихся при холодной прокатке в сравнении со ступеньками полос сдвига, сформировавшимися при возрастающем значении e для КВД в камере Бриджмена. Наблюдается очевидная тенденция к росту значений h по мере возрастания e (рис. 3 б). Однако для значений r тенденция к некоторому снижению (к росту объемной плотности полос сдвига) наблюдается только для деформаций в режиме КВД. Для образцов после прокатки при малой деформации ($e=0,4$) получена аномально высокая плотность полос сдвига ($r=2$ мкм) (рис. 3 а). Характер распределения основных характеристик полос сдвига претерпевает определенные изменения по мере роста значения n при КВД (рис. 2 с–е). При $n=1/64$ распределение параметра h является относительно узким (0,3–1,2 мкм). По мере роста n распределение заметно расширяется в сторону больших значений, достигая интервала 0,3–2,6 мкм. Максимальное значение h_{max} , которое было зафиксировано для системы ступенек СС-II, составляет 2,9 мкм.

Обнаруженные ступеньки, безусловно, являются следствием локальных дислокационно подобных сдвигов. В зависимости от характера пластического течения полосы сдвига могут быть количественно описаны с помощью различных структурных параметров. Важнейшим из них является мощность полос сдвига, которая определяется высотой ступеньки в области выхода полосы сдвига на поверхность образца, отнесенной к толщине полосы сдвига. Мощность полос сдвига можно описать величиной истинной деформации внутри полосы сдвига с помощью выражения [20]

$$e_{ПС} = \ln(h/t), \quad (1)$$

где t – толщина полосы сдвига;

h – высота ступеньки полосы сдвига.

Различные системы полос сдвига, наблюдавшиеся нами при сжатии (воздействие только давления), при КВД и при прокатке, имеют, как видно, различную мощность. Если предположить в соответствии с многочисленными экспериментами [1; 3; 4], что $t \approx 50$ нм, то максимальное значение деформации внутри полосы сдвига $e_{ПС}$ в соответствии с формулой (1) находится в интервале 4,0–4,2. Это значение очень близко к тому, которое реализуется при КВД в камере Бриджмена при $n \approx 1/4$ для геометрических размеров образца, использованных в нашем эксперименте. Таким образом, в процессе КВД образец претерпевает большую пластическую деформацию, которая является следствием образования в аморфной матрице деформационных «зарядов» очень большой мощности.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В экспериментах было использовано три схемы напряженного состояния: сжатие, КВД и прокатка. Оказалось, что в каждом из этих случаев формируется доминирующая система полос сдвига. В случае сжатия это система грубых полос сдвига типа СС-I ($\varphi=0$), в случае КВД – две системы тонких и «кристаллографических» полос сдвига типа СС-II ($\varphi=45^\circ$ и 135°), а в случае прокатки – система полос сдвига с аномально высокой объемной плотностью. При этом для КВД увеличение общей деформации e приводит главным образом к возрастанию мощности полос сдвига и в меньшей степени – к возрастанию объемной плотности полос сдвига. Более того, при прокатке плотность полос сдвига оказалась максимальной при минимальном значении e . По-видимому, плотность полос сдвига зависит от природы материала и параметров пластического деформирования.

Дизайн профилограмм на рис. 2 показывает, что знак поверхностных ступенек может быть как положительным, так и отрицательным (показаны стрелками на рис. 2 с). По существу, это означает, что полосы сдвига по аналогии с дислокациями обладают способностью осуществлять различные по знаку локальные деформации (со знаком «+» или со знаком «-»). Наличие полос сдвига с противоположным направлением сдвига

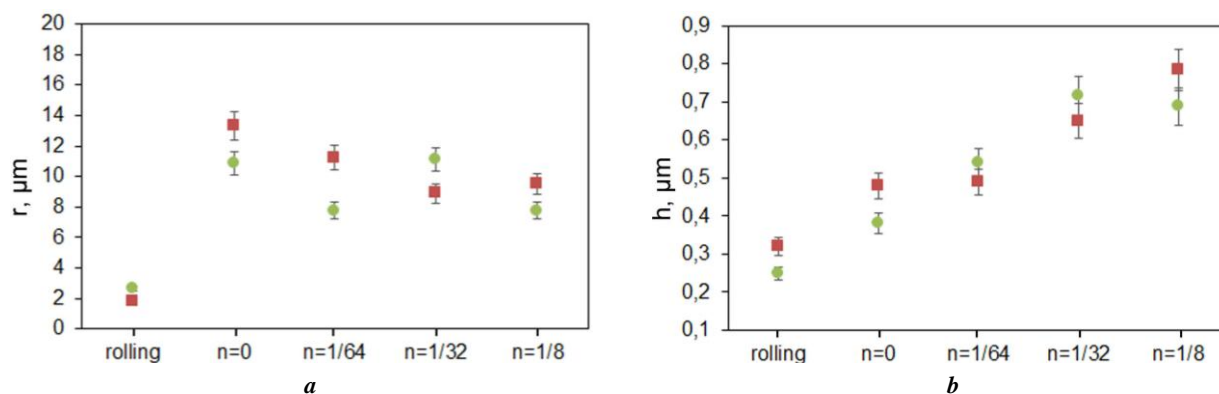


Рис. 3. Зависимости средних значений (■) и значений мод (●) для параметров ПС r (а) и h (б) в случае прокатки и КВД (для различных значений n)

Fig. 3. Dependences of mean values (■) and mode values (●) for the r (а) and h (б) SB parameters in the cases of rolling and HPT (for various n values)

существенно повышает степень аккомодации дальнедействующих полей напряжений и способствует более высокой пластичности аморфных сплавов.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Дизайн полос сдвига в массивном аморфном сплаве $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$ зависит от способа деформирования (одноосное сжатие, кручение под высоким давлением (КВД), прокатка). Переход от деформации при прокатке с обжатием 35 % к мегапластической деформации (МПД) при КВД ($n=1/8$) приводит примерно к трехкратному увеличению высоты ступенек (мощности) полос сдвига и расстояния между ними и снижению их объемной плотности. Максимальное значение высоты ступеньки полос сдвига, обнаруженное в процессе КВД, составляет 2,6–2,9 мкм, что соответствует мощности полосы сдвига, равной $e_{ПС}=4,0\text{--}4,2$. Величина деформации при МПД оказывает определяющее влияние на мощность полос сдвига. В то же время объемная плотность полос сдвига определяется, по-видимому, природой материала и условиями его деформирования. Полосы сдвига в аморфной матрице по аналогии с дислокациями в кристаллах способны осуществлять пластический сдвиг в двух взаимно противоположных по знаку направлениях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. Shear bands in metallic glasses // *Materials Science and Engineering R-Reports*. 2013. Vol. 74. № 4. P. 71–132. DOI: [10.1016/j.mser.2013.04.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001).
- Zhang Q.S., Zhang W., Xie G.Q., Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. Stable flowing of localized shear bands in soft bulk metallic glasses // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. № 3. P. 904–909. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.10.005](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.005).
- Donovan P.E., Stobbs W.M. The structure of shear bands in metallic glasses // *Acta Metallurgica*. 1981. Vol. 29. № 8. P. 1419–1436.
- Zhang Y., Greer A.L. Thickness of shear bands in metallic glasses // *Applied Physics Letters*. 2006. Vol. 89. № 7. Article number 071907.
- Masumoto T., Maddin R. The mechanical properties of palladium 20 at/o silicon alloy quenched from the liquid state // *Acta Metallurgica*. 1971. Vol. 19. № 7. P. 725–741. DOI: [10.1016/0001-6160\(71\)90028-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(71)90028-9).
- Rösner H., Peterlechner M., Kübel C., Schmidt V., Wilde G. Density changes in shear bands of a metallic glass determined by correlative analytical transmission electron microscopy // *Ultramicroscopy*. 2014. Vol. 142. P. 1–9. DOI: [10.1016/j.ultramic.2014.03.006](https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2014.03.006).
- Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. Plastic deformation of nanostructured materials. Boca Raton: CRC Press, 2017. 320 p.
- Abrosimova G., Aronin A., Fokin D., Orlova N., Postnova E. The decrease of Young's modulus in shear bands of amorphous Al₈₇Ni₈La₅ alloy after deformation // *Materials Letters*. 2019. Vol. 252. P. 114–116. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.05.099](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.05.099).
- Gunderov D., Astanin V. Influence of HPT deformation on the structure and properties of amorphous alloys //

- Metals*. 2020. Vol. 10. № 3. Article number 415. DOI: [10.3390/met10030415](https://doi.org/10.3390/met10030415).
- Maass R., Samver K., Arnold W., Volkert C.A. A single shear band in a metallic glass: Local core and wide soft zone // *Applied Physics Letters*. 2014. Vol. 105. № 17. Article number 171902.
- Louzguine-Luzgin D.V., Zadorozhnyy V.Yu., Chen N., Ketov S.V. Evidence of the existence of two deformation stages in bulk metallic glasses // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2014. Vol. 396–397. P. 20–24.
- Glezer A.M., Louzguine-Luzgin D.V., Khriplivets I.A., Sundeev R.V., Gunderov D.V., Bazlov A.I., Pogozhev Y.S. Effect of high-pressure torsion on the tendency to plastic flow in bulk amorphous alloys based on Zr // *Materials Letters*. 2019. Vol. 256. Article number 126631. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.126631](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126631).
- Mazilkin A., Straumal B., Kilmametov A., Straumal P., Baretzky B. Phase transformations induced by severe plastic deformation // *Materials Transactions*. 2019. Vol. 60. № 8. P. 1489–1499. DOI: [10.2320/matertrans.MF201938](https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201938).
- Glezer A.M., Plotnikova M.R., Sundeev R.V., Shurygina N.A. Self-Blocking of shear bands and delocalization of plastic flow in amorphous alloys upon megaplastic deformation // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2013. Vol. 77. № 11. P. 1391–1396. DOI: [10.3103/S1062873813110129](https://doi.org/10.3103/S1062873813110129).
- Conner R.D., Johnson W.L., Paton N.E., Nix W.D. Shear bands and cracking of metallic glass plates in bending // *Journal of applied physics*. 2003. Vol. 94. № 2. P. 904–911.
- Conner R.D., Li Y., Nix W.D., Johnson W.L. Shear band spacing under bending of Zr-based metallic glass plates // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. № 8. P. 2429–2434.
- He Q., Xu J. Locating Malleable Bulk Metallic Glasses in Zr–Ti–Cu–Al Alloys with Calorimetric Glass Transition Temperature as an Indicator // *Journal of Materials Science and Technology*. 2012. Vol. 28. № 12. P. 1109–1122.
- Flores K.M., Dauskardt R.H. Local heating associated with crack tip plasticity in Zr–Ti–Ni–Cu–Be bulk amorphous metals // *Journal of Materials Research*. 1999. Vol. 14. № 3. P. 638–643.
- Wright W.J., Saha R., Nix W.D. Deformation mechanisms of the Zr₄₀Ti₁₄Ni₁₀Cu₁₂Be₂₄ bulk metallic glass // *Materials Transactions*. 2001. Vol. 42. № 4. P. 642–649.
- Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications // *Progress in Materials Science*. 2008. Vol. 53. № 6. P. 893–979. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2008.03.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.03.002).

REFERENCES

- Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. Shear bands in metallic glasses. *Materials Science and Engineering R-Reports*, 2013, vol. 74, no. 4, pp. 71–132. DOI: [10.1016/j.mser.2013.04.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2013.04.001).
- Zhang Q.S., Zhang W., Xie G.Q., Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. Stable flowing of localized shear bands in soft bulk metallic glasses. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 3, pp. 904–909. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.10.005](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.005).

3. Donovan P.E., Stobbs W.M. The structure of shear bands in metallic glasses. *Acta Metallurgica*, 1981, vol. 29, no. 8, pp. 1419–1436.
4. Zhang Y., Greer A.L. Thickness of shear bands in metallic glasses. *Applied Physics Letters*, 2006, vol. 89, no. 7, article number 071907.
5. Masumoto T., Maddin R. The mechanical properties of palladium 20 at/o silicon alloy quenched from the liquid state. *Acta Metallurgica*, 1971, vol. 19, no. 7, pp. 725–741. DOI: [10.1016/0001-6160\(71\)90028-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(71)90028-9).
6. Rösner H., Peterlechner M., Kübel C., Schmidt V., Wilde G. Density changes in shear bands of a metallic glass determined by correlative analytical transmission electron microscopy. *Ultramicroscopy*, 2014, vol. 142, pp. 1–9. DOI: [10.1016/j.ultramicro.2014.03.006](https://doi.org/10.1016/j.ultramicro.2014.03.006).
7. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A., Kurzina I.A. *Plastic deformation of nanostructured materials*. Boca Raton, CRC Press Publ., 2017. 320 p.
8. Abrosimova G., Aronin A., Fokin D., Orlova N., Postnova E. The decrease of Young's modulus in shear bands of amorphous Al₈₇Ni₈La₅ alloy after deformation. *Materials Letters*, 2019, vol. 252, pp. 114–116. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.05.099](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.05.099).
9. Gunderov D., Astanin V. Influence of HPT deformation on the structure and properties of amorphous alloys. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 3, article number 415. DOI: [10.3390/met10030415](https://doi.org/10.3390/met10030415).
10. Maass R., Samver K., Arnold W., Volkert C.A. A single shear band in a metallic glass: Local core and wide soft zone. *Applied Physics Letters*, 2014, vol. 105, no. 17, article number 171902.
11. Louzguine-Luzgin D.V., Zadorozhnyy V.Yu., Chen N., Ketov S.V. Evidence of the existence of two deformation stages in bulk metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2014, vol. 396-397, pp. 20–24.
12. Glezer A.M., Louzguine-Luzgin D.V., Khriplivets I.A., Sundeev R.V., Gunderov D.V., Bazlov A.I., Pogozhev Y.S. Effect of high-pressure torsion on the tendency to plastic flow in bulk amorphous alloys based on Zr. *Materials Letters*, 2019, vol. 256, article number 126631. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.126631](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126631).
13. Mazilkin A., Straumal B., Kilmametov A., Straumal P., Baretzky B. Phase transformations induced by severe plastic deformation. *Materials Transactions*, 2019, vol. 60, no. 8, pp. 1489–1499. DOI: [10.2320/matertrans.MF201938](https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201938).
14. Glezer A.M., Plotnikova M.R., Sundeev R.V., Shurygina N.A. Self-Blocking of shear bands and delocalization of plastic flow in amorphous alloys upon megaplastic deformation. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2013, vol. 77, no. 11, pp. 1391–1396. DOI: [10.3103/S1062873813110129](https://doi.org/10.3103/S1062873813110129).
15. Conner R.D., Johnson W.L., Paton N.E., Nix W.D. Shear bands and cracking of metallic glass plates in bending. *Journal of applied physics*, 2003, vol. 94, no. 2, pp. 904–911.
16. Conner R.D., Li Y., Nix W.D., Johnson W.L. Shear band spacing under bending of Zr-based metallic glass plates. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, no. 8, pp. 2429–2434.
17. He Q., Xu J. Locating Malleable Bulk Metallic Glasses in Zr–Ti–Cu–Al Alloys with Calorimetric Glass Transition Temperature as an Indicator. *Journal of Materials Science and Technology*, 2012, vol. 28, no. 12, pp. 1109–1122.
18. Flores K.M., Dauskardt R.H. Local heating associated with crack tip plasticity in Zr–Ti–Ni–Cu–Be bulk amorphous metals. *Journal of Materials Research*, 1999, vol. 14, no. 3, pp. 638–643.
19. Wright W.J., Saha R., Nix W.D. Deformation mechanisms of the Zr₄₀Ti₁₄Ni₁₀Cu₁₂Be₂₄ bulk metallic glass. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42, no. 4, pp. 642–649.
20. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*, 2008, vol. 53, no. 6, pp. 893–979. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2008.03.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.03.002).

The influence of rolling and high-pressure torsion in the Bridgman chamber on the quantitative characteristics of shear bands in an amorphous Zr-based alloy

© 2021

Irina A. Khriplivets, postgraduate student of Chair of Physical Materials Science
National University of Science and Technology MISIS, Moscow (Russia)

* E-mail: misshriplivets@mail.ruORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9494-9000>

Abstract: Amorphous alloys based on metal components demonstrate a unique ability to realize plastic deformation under the influence of external mechanical stresses. Influenced by substantial degrees of plastic deformation in alloys, one can observe shear bands (SB) in the form of rough lines on the polished surface of the sample. The concept of shear band formation in amorphous metallic glasses varies greatly from plastic deformation processes in crystalline metals and alloys. Unlike crystalline metals, amorphous metallic glasses can exist in a spectrum of structural states with accompanying mechanical, thermodynamic, and physical properties of materials. The formation and evolution of shear bands control the fluidity and plasticity of almost all metallic glasses at room temperature, and in many cases, the formation of dominant shear bands rapidly leads to failure. The literature does not contain any rigorous quantitative description of SB main parameters, which could adequately describe in the analytical form the process of plastic deformation of amorphous alloys, similar to the dislocation and disclination theories of plastic deformation of crystals. An open question remains how the transition from macroscopic deformation to severe plastic deformations of amorphous alloys affects the key SB characteristics. In this work, using the method of optical profilometry, the author studied in detail the quantitative characteristics

of the steps formed by shear bands on the surface of deformed samples of the massive amorphous alloy $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18.5}Ni_{7.5}Al_{10}$ after high-pressure torsion (HPT) and after rolling. The study identified that the design of shear bands depends on the deformation method and showed that the magnitude of deformation had the controlling effect on the shear bands thickness (the height of the steps). The transition from deformation by rolling ($e=0.4$) to plastic deformation during HPT ($e=2.6$) leads to the threefold increase in the power of shear bands and the average distance between them.

Keywords: amorphous alloys; shear bands; SPD; Bridgman chamber; plastic deformation; rolling; HPT.

Acknowledgments: The study is carried out with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research (grant 20-32-90014).

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 13–17, 2021.

For citation: Khriplivets I.A. The influence of rolling and high-pressure torsion in the Bridgman chamber on the quantitative characteristics of shear bands in an amorphous Zr-based alloy. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 67–74. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-67-74.

Микроструктура и прочность соединений листов никеля, полученных ультразвуковой сваркой

© 2021

*Шаяхметова Эльвина Рафитовна**¹, аспирант, стажер-исследователь
*Мурзинова Мария Александровна*², кандидат технических наук, доцент,
старший научный сотрудник
*Назаров Айрат Ахметович*³, доктор физико-математических наук,
заместитель директора по научной работе

Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа (Россия)

*E-mail: elvina1408@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1659-9922>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4418-3529>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7241-9386>

Аннотация: Ультразвуковая сварка (УЗС) является одним из методов получения твердофазных соединений тонких металлических листов, который в перспективе может использоваться для получения слоистых композиционных материалов, для аддитивного производства и реновации металлических изделий. Качество соединений зависит как от условий обработки, так и от свойств свариваемых металлов и сплавов. В настоящее время мало изучены условия УЗС, свойства и структура сварных соединений прочных металлов, в частности никеля. В работе исследовалось влияние величины сжимающей нагрузки на разрушающие усилия и структуру соединений отожженных листов никеля толщиной 0,5 мм, полученных точечной УЗС. УЗС проводили при частоте колебаний 20 кГц амплитудой 15 мкм, длительность обработки составляла 2 с. Величину сжимающей нагрузки варьировали от 3,5 до 7 кН. Показано, что с увеличением сжимающей нагрузки в рассмотренном диапазоне значений усилия разрушения сварных соединений возрастают, достигают максимума, а затем снижаются. Наиболее высокие разрушающие усилия – 1950 Н – демонстрировали соединения, полученные при сжимающей нагрузке 6 кН. Вблизи контакта свариваемых поверхностей наблюдается зона термомеханического влияния с градиентной микроструктурой. В слое толщиной 10–20 мкм происходит преобразование исходной крупнозернистой структуры никеля в ультрамелкозернистую с размером зерен менее 1 мкм. Ультрамелкозернистый слой граничит с кристаллитами, размеры которых составляют несколько микрометров и увеличиваются по мере удаления от поверхности контакта свариваемых листов. Результаты механических испытаний и структурных исследований сравниваются с данными, полученными после УЗС сплавов никеля, алюминия и меди.

Ключевые слова: ультразвуковая сварка; никель; ультрамелкозернистая структура.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН. Микроструктурные исследования и механические испытания проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Статья подготовлена по материалам докладов участников X Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2021), Тольятти, 13–17 сентября 2021 года.

Для цитирования: Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А., Назаров А.А. Микроструктура и прочность соединений листов никеля, полученных ультразвуковой сваркой // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 75–81. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-75-81.

ВВЕДЕНИЕ

Разработка экологически чистых и энергосберегающих технологий является одним из важнейших направлений развития науки и техники. Ультразвуковая сварка (УЗС) металлов относится именно к таким технологиям, поскольку сварные швы выполняются без расходуемых материалов (электродов, припоя или присадок), которые обычно используются при соединении металлов, и с гораздо меньшим потреблением энергии, чем при других видах сварки [1; 2]. К достоинствам УЗС относится и высокая производительность процесса: обычно длительность ультразвукового воздействия не превышает нескольких секунд. К недостаткам метода следует отнести ограниченность габаритов соединяемых материалов: УЗС позволяет приваривать листы

толщиной до 1–2 мм и проволоки диаметром до нескольких мм [3–5].

Ультразвуковая сварка – это метод соединения металлов в твердом состоянии. УЗС осуществляется путем приложения высокочастотных сдвиговых колебаний к привариваемой заготовке, прижатой к другой детали статической нагрузкой. Первые работы в области УЗС металлов были выполнены в середине XX века и обобщены в работах [5; 6]. Было показано, что УЗС позволяет получать соединения между многими металлами и сплавами. Однако соединения удовлетворительного качества были получены между мягкими металлами, такими как алюминий [2; 7; 8] или медь [3; 9; 10], что и предопределило использование УЗС при изготовлении контактов из тонких фольг и проволок этих металлов [3; 10].

В последние годы интерес к УЗС существенно возрос, что объясняется появлением мощных и стабильных ультразвуковых генераторов, которые позволяют увеличивать толщину свариваемых листов или площадь сварного соединения, получать соединения, в том числе разнородные, прочных металлов и сплавов [10]. Кроме того, на основе шовной ультразвуковой сварки металлических листов недавно был создан новый метод аддитивной технологии – ультразвуковая консолидация, которая позволяет получать объемные металлические изделия, слоистые композиционные материалы и металломатричные композиты с внедренными упрочняющими волокнами или частицами. Впервые ультразвуковая аддитивная технология (УАТ) была предложена в работе Д. Уайта [11]. Ее преимущество перед другими методами аддитивного производства заключается в использовании листовых полуфабрикатов, а также в том, что в процессе УАТ не происходит плавление материала. Это существенно повышает скорость изготовления изделий и снижает энергоемкость технологии по сравнению с методами, использующими порошки или проволоку [12]. На сегодняшний день проведено довольно много исследований по ультразвуковой консолидации для получения объемных образцов путем шовной сварки однородных и разнородных пар металлов, таких как Al-Al [13], Cu-Cu [14], Ti-Al [15] и др. В работе [16] авторами был получен композит с матрицей из сплава алюминия, армированный волокнами SiC. Ультразвуковая аддитивная технология является многообещающей для создания композитных материалов путем внедрения различных армирующих волокон между металлическими слоями [12], а также может быть использована в технологиях реновации металлических изделий [17]. Последние достижения в этой области были обобщены сотрудниками фирмы Fabrisonic, впервые изготовившей оборудование для УАТ, в статье [12].

Механизм ультразвуковой сварки заключается в том, что в зоне контакта под действием сжимающей силы и ультразвуковых колебаний происходят разрушение окисных слоев, пластическая деформация выступов на поверхности, разогрев, сближение соединяемых поверхностей и их схватывание [2; 5; 6]. Площадь схватывания во многом определяет прочность полученного соединения и зависит от условий сварки: частоты и амплитуды колебаний, длительности обработки, величины сжимающей силы, а также от механических и физических свойств свариваемых металлов. Частота колебаний при УЗС обычно определяется характеристиками используемой установки и, как правило, находится в интервале 20–40 кГц, а амплитуда колебаний и время сварки составляют 10–50 мкм и 0,5–2 с соответственно [3]. Величина сжимающей силы может варьироваться в широких пределах в зависимости от установки, толщины привариваемого листа и его прочности. Повышение температуры в зоне контакта и высокоскоростная знакопеременная сдвиговая деформация приводят к структурным изменениям в свариваемых материалах, которые не только влияют на прочность соединений [8; 9; 18], но и лежат в основе механизма формирования соединения [19]. Время сварки и подводимая мощность определяют энергию сварки, и, как правило, в цитированных выше работах в основном исследовано влияние энергии сварки на прочность соединений, полученных

ультразвуковой сваркой. Установлено, что прочность сварного шва, обычно измеряемая путем испытаний на срез, увеличивается с увеличением энергии сварки.

Несмотря на значительное количество структурных исследований, физические принципы формирования соединений при УЗС окончательно не установлены. Отмечается возможность образования соединений как за счет механического перемешивания слоев металлов в зоне контакта (обычно при высоких энергиях сварки) [2], так и за счет развития деформационных и диффузионных процессов [19]. Так, например, в работе [17] на основании исследований консолидации алюминиевых сплавов 6061O авторы предположили, что во время сварки крупнозернистых листов из-за теплоты, выделяемой за счет трения и пластической деформации, происходит непрерывная динамическая рекристаллизация.

Необходимо отметить, что перечисленные исследования выполнены преимущественно на сплавах алюминия и меди. Исследования более прочных металлов весьма ограничены. В частности, ультразвуковой сварке никеля посвящена одна работа [20], в которой разработан соответствующий инструмент и исследована прочность соединения листов толщиной 0,1 мм, полученных при различных значениях амплитуды ультразвука и сжимающего давления. Исследования структурных изменений при сварке, которые являются определяющими для качества соединения, отсутствуют.

Цель исследования – оценка влияния статической сжимающей нагрузки на прочность соединений листов никеля, полученных УЗС, и их микроструктуру.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследования был выбран отожженный лист никеля технической чистоты марки НП2 толщиной 0,5 мм. Из листа были вырезаны заготовки длиной 50 мм и шириной 20 мм. Участки заготовок, в которых предполагалось соединение, очищались путем шлифовки наждачной бумагой, затем промывались изопропиловым спиртом и сушились. Первый лист клался на наковальню, на которой были нанесены бороздки, перпендикулярные направлению колебаний, на нее «внахлест» клался второй лист так, чтобы соприкасались очищенные участки, и образцы прижимались наконечником сварочного инструмента к наковальне. Сварочный наконечник имел зубчатую поверхность прямоугольной формы размерами 4,5×6 мм². Давление на наконечник осуществлялось прессом, передающим статическую нагрузку примерно на середину сварочного инструмента, где находился узел колебаний. Величину статической сжимающей нагрузки (P) варьировали от 3,5 до 7 кН. Резонансная частота колебательной системы составляла 20 кГц. Амплитуда колебаний сварочного наконечника в процессе сварки контролировалась емкостным виброметром и составляла 15 мкм, время сварки – 2 с. В результате сварки были получены образцы соединения, один из которых изображен на рис. 1.

Испытания сварных соединений на срез осуществлялись путем растяжения образцов в клиновых захватах на машине Instron 5982 при комнатной температуре со скоростью движения траверсы 0,5 мм/мин. Для каждого режима сварки было испытано не менее трех образцов.

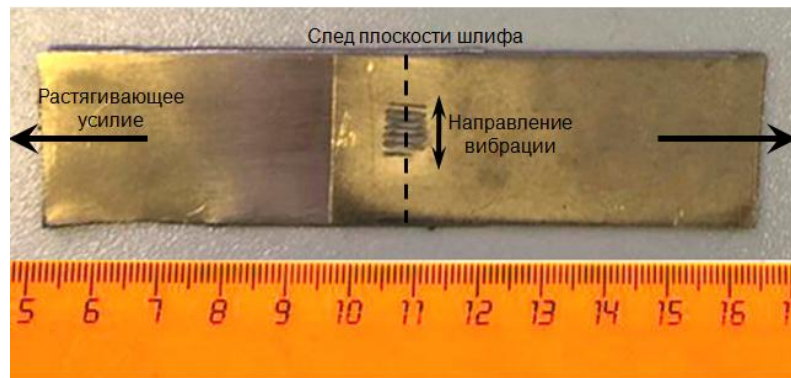


Рис. 1. Общий вид сваренного образца
Fig. 1. General view of a welded sample

За погрешность измерений принимали величину стандартной ошибки. Микроструктуру исследовали в поперечном сечении исходных заготовок и сварных соединений на сканирующем электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 LMH FEG в режиме обратно рассеянных электронов. На финишном этапе обработки шлифы механически полировали на суспензии с размерами частиц абразива 0,05 мкм, не подвергая травлению, которое может существенно увеличивать размеры пор и несплошностей в сварном соединении. Количественный микроструктурный анализ выполняли в соответствии с требованиями ГОСТ 21073-75, за величину зерна (d) принимали его диаметр.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

В таблице 1 представлены результаты механических испытаний. Видно, что увеличение P от 3,5 до 7 кН приводит к немоному изменению свойств полученных сварных соединений. Наиболее высокие значения усилий разрушения сварной точки достигаются, если УЗС проводили при величинах сжимающей нагрузки P от 4,5 до 6 кН.

Структурные наблюдения показали (рис. 2), что получить бездефектные соединения при выбранных условиях сварки не удалось: в зоне контакта присутствуют несплошности, размеры которых в поперечном направлении составляют 1–3 мкм, а в продольном могут достигать 30 мкм. В зоне контакта происходят существенные структурные изменения. На рис. 2 а показана микроструктура исходного листа, где наблюдаются крупные зерна ($d_{cp}=20\pm 3$ мкм), содержащие границы двойников. На рис. 2 б, 2 с представлена микроструктура

в зоне соединения образцов, полученных при $P=4,5$ и 6,0 кН соответственно. В обоих случаях вблизи зоны контакта сваренных заготовок присутствует слой шириной 10–20 мкм с ультрамелкозернистой структурой ($d < 1$ мкм). Рядом с ультрамелкозернистым слоем наблюдаются разориентированные кристаллиты размерами до 10 мкм. По мере удаления от зоны контакта их размер возрастает, приближаясь к размеру зерен в исходном листе.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Перед тем как перейти к обсуждению полученных результатов, поясним, что оценка прочности соединений, полученных точечной сваркой, по величине усилий разрушения сварной точки на сдвиг/срез является нормативным методом испытаний [21], поскольку при таком виде нагружения накоплено наибольшее количество экспериментальных данных, а сами испытания предельно просты. Сравнение таких экспериментальных данных считают допустимым, если толщина свариваемых листов и размеры сварных точек близки.

Обнаруженное в настоящей работе немоное изменение прочности соединений листов никеля с увеличением сжимающей нагрузки (таблица 1) качественно согласуется с результатами, полученными после УЗС сплавов алюминия и меди [22; 23]. Рост прочности при возрастании P обычно объясняют увеличением площади схватывания в зоне контакта. Причина снижения прочности при больших сжимающих усилиях имеет разную природу для двух различающихся мод разрушения соединения при испытаниях на срез. Когда при сварке значительно уменьшается толщина листов, на краях сварной точки происходит концентрация

Таблица 1. Влияние величины сжимающей нагрузки на усилия разрушения соединений листов никеля, полученных УЗС

Table 1. The influence of the compressive load magnitude on the lap shear strength of joints of nickel sheets produced by USW

P (кН)	3,5	4,5	5,0	6,0	7,0
Усилие разрушения (Н)	1640±24	1841±28	1820±35	1953±30	1660±95

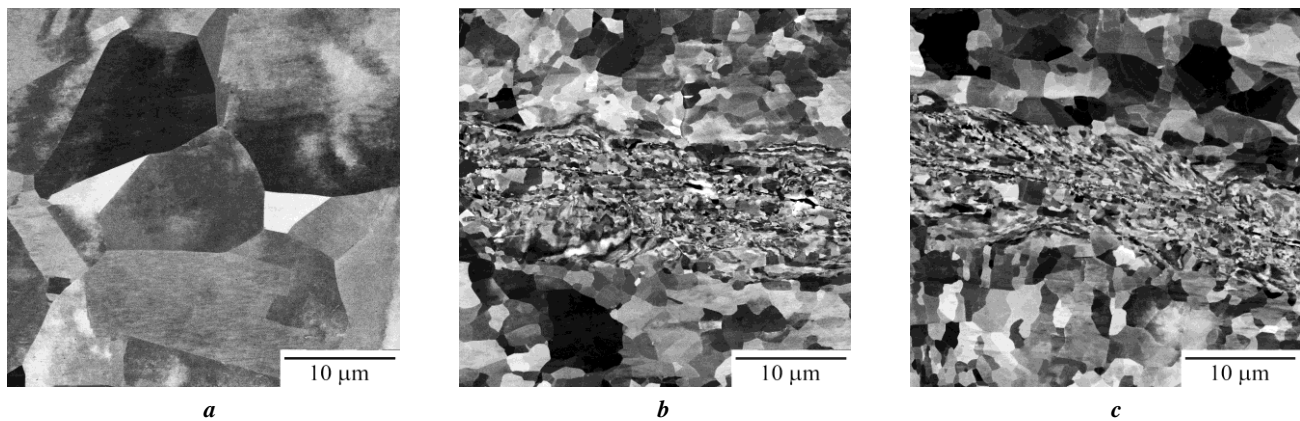


Рис. 2. Микроструктура листа никеля в исходном состоянии (а), после УЗС при $P=4,5$ кН (b), при $P=6,0$ кН (c)
Fig. 2. The microstructure of a nickel sheet in the initial state (a), after USW at $P=4.5$ kN (b), at $P=6.0$ kN (c)

напряжений, и соединение разрушается путем отрыва сварной точки. В таких случаях пиковая нагрузка при испытании на срез не дает информации об истинной прочности соединения, которая может быть значительно выше, чем измеряемая величина. В проведенных в данной работе испытаниях все образцы разрушались по другой моде – по границе раздела. В этом случае уменьшение прочности соединения объясняется тем, что излишне высокое давление в процессе сварки затрудняет взаимное перемещение и трение поверхностей соединяемых листов. Деформация в области сварного шва приобретает преимущественно упругий характер, соответственно, уменьшаются производство тепла и пластическая деформация неровностей, подавляя схватывание материала [2].

Несмотря на присутствие дефектов в зоне контакта, сварные соединения, полученные в данной работе, продемонстрировали удовлетворительную прочность. Усилия разрушения соединений (таблица 1) оказались выше, чем у соединений листов (толщиной 0,51 мм) сплава Inconel (980 Н), но ниже, чем у соединений листов сплава K-Monel (3025 Н) [6]. Отсутствие в работе [6] информации о режимах УЗС не позволяет понять причины столь значительных различий в прочности соединений сплавов на основе никеля.

Подробное исследование влияния параметров УЗС на величину усилий разрушения сварной точки листов никеля толщиной 0,1 мм выполнено в работе [20]. Авторы обнаружили монотонное увеличение прочности сварных соединений до 220 Н при увеличении амплитуды колебаний и сжимающих усилий. Однако пятикратная разница в толщине свариваемых листов и существенные отличия условий проведения УЗС не позволяют провести корректное сравнение результатов данного исследования и работы [20].

Краткая информация о микроструктуре никеля после УЗС со сталями представлена в работе [24]. На изображениях зоны соединения в слое никеля наблюдаются области с мелкими кристаллами. Однако авторы этой работы не анализируют микроструктурные изменения в свариваемых материалах, концентрируя внимание на появлении в зоне соединения частиц износа, которых мы не наблюдали.

Изменения микроструктуры после УЗС зависят от режимов обработки, исходной микроструктуры и свойств (механических и физических) свариваемых металлов и могут быть весьма разнообразны: наблюдали как существенное измельчение зерен [7–9], так и их рост [23; 25; 26], формирование микротекстуры сдвига [25–27] и рекристаллизации [7–9]. Закономерности структурных изменений при УЗС остаются предметом дискуссии и требуют систематического изучения.

Таким образом, результаты проведенного исследования показывают, что путем ультразвуковой сварки листов никеля толщиной 0,5 мм можно получить соединения, разрушающиеся при усилии до 1950 Н, что с учетом площади наконечника ($S=27$ мм²) означает, что прочность соединений на срез составляет величину не менее 70 МПа. Полученные значения превышают многие результаты, полученные при сварке листов алюминия аналогичной толщины [4], а также алюминия с никелем [28].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Точечная ультразвуковая сварка позволяет получить соединения листов никеля толщиной 0,5 мм, которые разрушаются при усилиях 1800–1950 Н. В процессе ультразвуковой сварки, ввиду интенсивного трения и локализованной высокоскоростной пластической деформации, в зоне сварного соединения исходная крупнозернистая структура листов преобразуется в ультрамелкозернистую структуру.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kumar S., Wu C.S., Padhy G.K., Ding W. Application of ultrasonic vibrations in welding and metal processing: A status review // *Journal of Manufacturing Processes*. 2017. Vol. 26. P. 295–322.
2. Bakavos D., Prangnell P.B. Mechanisms of joint and microstructure formation in high power ultrasonic spot welding 6111 aluminium automotive sheet // *Materials Science and Engineering A*. 2010. Vol. 527. № 23. P. 6320–6334.

3. Matheny M.P., Graff K.F. Ultrasonic welding of metals // *Power ultrasonics*. Woodhead: Cambridge, 2015. P. 259–293.
4. Ni Z.L., Ye F.X. Ultrasonic spot welding of aluminum alloys: A review // *Journal of Manufacturing Processes*. 2018. Vol. 35. P. 580–594.
5. Силин Л.Л. Ультразвуковая сварка: соединение металлов в твердом состоянии и улучшение качества сварных швов. М.: Машгиз, 1962. 252 с.
6. Devine J. Ultrasonic welding. Mechanical properties // *ASM Handbook. Welding, Brazing, and Soldering*. 1994. Vol. 6. P. 900–910.
7. Haddadi F., Tsvivoulas D. Grain structure, texture and mechanical property evolution of automotive aluminium sheet during high power ultrasonic welding // *Materials Characterization*. 2016. Vol. 118. P. 340–351.
8. Peng H., Chen D., Jiang X. Microstructure and mechanical properties of an ultrasonic spot welded aluminum alloy: the effect of welding energy // *Materials*. 2017. Vol. 10. № 5. Article number 449.
9. Yang J., Cao B., Lu Q. The effect of welding energy on the microstructural and mechanical properties of ultrasonic-welded copper joints // *Materials*. 2017. Vol. 10. № 2. Article number 193.
10. Graff K. Ultrasonic metal welding // *New Developments in Advanced Welding*. Woodhead: Cambridge, 2005. P. 241–269.
11. White D. Ultrasonic Object Consolidation. United States Patent № 6519500.
12. Hehr A., Norfolk M. A comprehensive review of ultrasonic additive manufacturing // *Rapid Prototyping Journal*. 2020. Vol. 26. № 3. P. 445–458. DOI: [10.1108/RPJ-03-2019-0056](https://doi.org/10.1108/RPJ-03-2019-0056).
13. Shimizu S., Fujii H.T., Sato Y.S., Kokawa H., Sriraman M.R., Babu S.S. Mechanism of weld formation during very-high-power ultrasonic additive manufacturing of Al alloy 6061 // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 74. P. 234–243.
14. Sriraman M.R., Babu S.S., Short M. Bonding characteristics during very high power ultrasonic additive manufacturing of copper // *Scripta Materialia*. 2010. Vol. 62. № 8. P. 560–563.
15. Wolcott P.J., Sridharan N., Babu S.S., Miriyev A., Frage N., Dapino M.J. Characterisation of Al–Ti dissimilar material joints fabricated using ultrasonic additive manufacturing // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2016. Vol. 21. № 2. P. 114–123.
16. Li D., Soar R.C. Characterization of process for embedding SiC fibers in Al 6061 O matrix through ultrasonic consolidation // *Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME*. 2009. Vol. 131. № 2. P. 0210161–0210166. DOI: [10.1115/1.3030946](https://doi.org/10.1115/1.3030946).
17. Mariani E., Ghassemieh E. Microstructure evolution of 6061 O Al alloy during ultrasonic consolidation: An insight from electron backscatter diffraction // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. № 7. P. 2492–2503. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.12.035](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.12.035).
18. Mirza F.A., Macwan A., Bhole S.D., Chen D.L. Microstructure and fatigue properties of ultrasonic spot welded joints of aluminum 5754 alloy // *JOM*. 2016. Vol. 68. № 5. P. 1465–1475.
19. Sanga B., Wattal R., Nagesh D.S. Mechanism of Joint Formation and Characteristics of Interface in Ultrasonic welding: Literature Review // *Periodicals of Engineering and Natural Sciences*. 2018. Vol. 6. № 1. P. 107–119. DOI: [10.21533/pen.v6i1.158.107](https://doi.org/10.21533/pen.v6i1.158.107).
20. Park D.S., Kim J.H., Seo J.S. Ultrasonic welding of Ni thin sheet // *International Journal of Mining, Metallurgy and Mechanical Engineering*. 2013. Vol. 1. № 2. P. 168–172.
21. Николаев Г.А. Сварка в машиностроении: справочник. М.: Машиностроение, 1979. 567 с.
22. Lee S.S., Kim T.H., Hu S.J., Cai W.W., Abell J.A., Li J. Characterization of joint quality in ultrasonic welding of battery tabs // *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of The ASME*. 2013. Vol. 135. № 2. Article number 012004. DOI: [10.1115/1.4023364](https://doi.org/10.1115/1.4023364).
23. Su Z., Zhu Z., Zhang Y., Zhang H., Xiao Q. Recrystallization behavior of a pure Cu connection interface with ultrasonic welding // *Metals*. 2021. Vol. 11. P. 1–17. DOI: [10.3390/met11010061](https://doi.org/10.3390/met11010061).
24. Lin J.-Y., Nambu S., Koseki T. Evolution of bonding interface during ultrasonic welding between Ni and steels with various microstructure // *ISIJ International*. 2020. Vol. 60. № 2. P. 330–336.
25. Mukhametgalina A.A., Murzinova M.A., Nazarov A.A. Microstructure and properties of solid state joints of titanium sheets produced by ultrasonic welding // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020. Vol. 1008. № 1. Article number 012007. DOI: [10.1088/1757-899X/1008/1/012007](https://doi.org/10.1088/1757-899X/1008/1/012007).
26. Patel V.K., Bhole S.D., Chen D.L. Influence of ultrasonic spot welding on microstructure in a magnesium alloy // *Scripta Materialia*. 2011. Vol. 65. № 10. P. 911–914.
27. Jiang Y., Chen Z., Zhan C., Chen T., Wang R., Liu Ch. Adiabatic shear localization in pure titanium deformed by dynamic loading: Microstructure and microtexture characteristic // *Materials Science and Engineering A*. 2015. Vol. 640. P. 436–442. DOI: [10.1016/j.msea.2015.06.028](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.028).
28. Ni Z.L., Ye F.X. Weldability and mechanical properties of ultrasonic welded aluminum to nickel joints // *Materials Letters*. 2016. Vol. 185. P. 204–207.

REFERENCES

1. Kumar S., Wu C.S., Padhy G.K., Ding W. Application of ultrasonic vibrations in welding and metal processing: A status review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 26, pp. 295–322.
2. Bakavos D., Prangnell P.B. Mechanisms of joint and microstructure formation in high power ultrasonic spot welding 6111 aluminium automotive sheet. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, no. 23, pp. 6320–6334.
3. Matheny M.P., Graff K.F. Ultrasonic welding of metals. *Power ultrasonics*. Woodhead, Cambridge Publ., 2015, pp. 259–293.
4. Ni Z.L., Ye F.X. Ultrasonic spot welding of aluminum alloys: A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, vol. 35, pp. 580–594.

5. Silin L.L. *Ultrazvukovaya svarka: soedinenie metallov v tverdom sostoyanii i uluchshenie kachestva svarnykh shvov* [Ultrasonic welding: the connection of metals in the solid state and welded seams quality improvement]. Moscow, Mashgiz Publ., 1962. 252 p.
6. Devine J. Ultrasonic welding. Mechanical properties. *ASM Handbook. Welding, Brazing, and Soldering*, 1994, vol. 6, pp. 900–910.
7. Haddadi F., Tsivoulas D. Grain structure, texture and mechanical property evolution of automotive aluminium sheet during high power ultrasonic welding. *Materials Characterization*, 2016, vol. 118, pp. 340–351.
8. Peng H., Chen D., Jiang X. Microstructure and mechanical properties of an ultrasonic spot welded aluminum alloy: the effect of welding energy. *Materials*, 2017, vol. 10, no. 5, article number 449.
9. Yang J., Cao B., Lu Q. The effect of welding energy on the microstructural and mechanical properties of ultrasonic-welded copper joints. *Materials*, 2017, vol. 10, no. 2, article number 193.
10. Graff K. Ultrasonic metal welding. *New Developments in Advanced Welding*. Woodhead, Cambridge Publ., 2005, pp. 241–269.
11. White D. *Ultrasonic Object Consolidation*. United States Patent № 6519500.
12. Hehr A., Norfolk M. A comprehensive review of ultrasonic additive manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*, 2020, vol. 26, no. 3, pp. 445–458. DOI: [10.1108/RPJ-03-2019-0056](https://doi.org/10.1108/RPJ-03-2019-0056).
13. Shimizu S., Fujii H.T., Sato Y.S., Kokawa H., Sriraman M.R., Babu S.S. Mechanism of weld formation during very-high-power ultrasonic additive manufacturing of Al alloy 6061. *Acta Materialia*, 2014, vol. 74, pp. 234–243.
14. Sriraman M.R., Babu S.S., Short M. Bonding characteristics during very high power ultrasonic additive manufacturing of copper. *Scripta Materialia*, 2010, vol. 62, no. 8, pp. 560–563.
15. Wolcott P.J., Sridharan N., Babu S.S., Miriyev A., Frage N., Dapino M.J. Characterisation of Al–Ti dissimilar material joints fabricated using ultrasonic additive manufacturing. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2016, vol. 21, no. 2, pp. 114–123.
16. Li D., Soar R.C. Characterization of process for embedding SiC fibers in Al 6061 O matrix through ultrasonic consolidation. *Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME*, 2009, vol. 131, no. 2, pp. 0210161–0210166. DOI: [10.1115/1.3030946](https://doi.org/10.1115/1.3030946).
17. Mariani E., Ghassemieh E. Microstructure evolution of 6061 O Al alloy during ultrasonic consolidation: An insight from electron backscatter diffraction. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 7, pp. 2492–2503. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.12.035](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.12.035).
18. Mirza F.A., Macwan A., Bhole S.D., Chen D.L. Microstructure and fatigue properties of ultrasonic spot welded joints of aluminum 5754 alloy. *JOM*, 2016, vol. 68, no. 5, pp. 1465–1475.
19. Sanga B., Wattal R., Nagesh D.S. Mechanism of Joint Formation and Characteristics of Interface in Ultrasonic welding: Literature Review. *Periodicals of Engineering and Natural Sciences*, 2018, vol. 6, no. 1, pp. 107–119. DOI: [10.21533/pen.v6i1.158.107](https://doi.org/10.21533/pen.v6i1.158.107).
20. Park D.S., Kim J.H., Seo J.S. Ultrasonic welding of Ni thin sheet. *International Journal of Mining, Metallurgy and Mechanical Engineering*, 2013, vol. 1, no. 2, pp. 168–172.
21. Nikolaev G.A. *Svarka v mashinostroenii: spravochnik* [Welding in machine engineering: reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979. 567 p.
22. Lee S.S., Kim T.H., Hu S.J., Cai W.W., Abell J.A., Li J. Characterization of joint quality in ultrasonic welding of battery tabs. *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of The ASME*, 2013, vol. 135, no. 2, article number 012004. DOI: [10.1115/1.4023364](https://doi.org/10.1115/1.4023364).
23. Su Z., Zhu Z., Zhang Y., Zhang H., Xiao Q. Recrystallization behavior of a pure Cu connection interface with ultrasonic welding. *Metals*, 2021, vol. 11, pp. 1–17. DOI: [10.3390/met11010061](https://doi.org/10.3390/met11010061).
24. Lin J.-Y., Nambu S., Koseki T. Evolution of bonding interface during ultrasonic welding between Ni and steels with various microstructure. *ISIJ International*, 2020, vol. 60, no. 2, pp. 330–336.
25. Mukhametgalina A.A., Murzinova M.A., Nazarov A.A. Microstructure and properties of solid state joints of titanium sheets produced by ultrasonic welding. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2020, vol. 1008, no. 1, article number 012007. DOI: [10.1088/1757-899X/1008/1/012007](https://doi.org/10.1088/1757-899X/1008/1/012007).
26. Patel V.K., Bhole S.D., Chen D.L. Influence of ultrasonic spot welding on microstructure in a magnesium alloy. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 65, no. 10, pp. 911–914.
27. Jiang Y., Chen Z., Zhan C., Chen T., Wang R., Liu Ch. Adiabatic shear localization in pure titanium deformed by dynamic loading: Microstructure and microtexture characteristic. *Materials Science and Engineering A*, 2015, vol. 640, pp. 436–442. DOI: [10.1016/j.msea.2015.06.028](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.028).
28. Ni Z.L., Ye F.X. Weldability and mechanical properties of ultrasonic welded aluminum to nickel joints. *Materials Letters*, 2016, vol. 185, pp. 204–207.

Microstructure and strength of joints of nickel sheets produced by ultrasonic welding

© 2021

Elvina R. Shayakhmetova^{*1}, postgraduate student, research assistant

*Maria A. Murzinova*², PhD (Engineering), Associate Professor, senior researcher

*Airat A. Nazarov*³, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Deputy Director for Science

Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences, Ufa (Russia)

*E-mail: elvina1408@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1659-9922>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4418-3529>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7241-9386>

Abstract: Ultrasonic welding (USW) is one of the methods for producing solid-phase joints of thin metal sheets, which in the future can be used to obtain laminated composite materials, for additive manufacturing and renovation of metallic articles. The quality of joints depends on both the processing conditions and the properties of welded metals and alloys. At present, the USW conditions, the properties, and structure of weld joints of strong metals, in particular, of nickel, are underexplored. In this work, the authors studied the influence of the compressive load magnitude on the lap shear strength and the structure of joints of annealed nickel sheets with a thickness of 0.5 mm produced by spot USW. The authors carried out USW at a vibration frequency of 20 kHz with an amplitude of 15 μm , the time of welding was equal to 2 s. The compressive load magnitude was varied from 3.5 to 7 kN. The study showed that with an increase in the compressive load in the considered range of values, the strength of weld joints increased, reached a maximum, and then decreased. The joints obtained at the compressive load of 6 kN demonstrated the highest lap shear strength of 1950 N. A zone of thermomechanical influence with a gradient microstructure is observed near the contact of the welded surfaces. In a layer with a thickness of 10–20 μm , the initial coarse-grained structure of nickel is transformed into an ultra-fine-grained one with a grain size of less than 1 μm . The ultra-fine-grained layer neighbors on crystallites, the size of which is several micrometers and increases with a distance from the contact surface of welded sheets. The authors compared the results of mechanical lap shear tests and structural studies with the data obtained after ultrasonic welding of nickel, aluminum, and copper alloys.

Keywords: ultrasonic welding; nickel; ultra-fine-grained structure.

Acknowledgments: The work is carried out within the governmental assignment of the Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences. The microstructure studies and mechanical tests were performed on the base of Collaborative Access Center “Structural and Physico-Mechanical Research of Materials” of the Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences.

The paper was written on the reports of the participants of the X International School of Physical Materials Science (SPM-2021), Togliatti, September 13–17, 2021.

For citation: Shayakhmetova E.R., Murzinova M.A., Nazarov A.A. Microstructure and strength of joints of nickel sheets produced by ultrasonic welding. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 2, pp. 75–81. DOI: 10.18323/2073-5073-2021-2-75-81.

НАШИ АВТОРЫ

Бочкарев Петр Юрьевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения и прикладная механика» Камышинского технологического института.

Адрес: Волгоградский государственный технический университет,
400005, Россия, г. Волгоград, пр-т им. В.И. Ленина, д. 28.

E-mail: bpy@mail.ru

Виноградов Алексей Юрьевич, кандидат физико-математических наук, профессор факультета механической и промышленной инженерии.

Адрес: Норвежский университет науки и технологии, N-7491,
Норвегия, г. Трондхейм, Richard Birkelands vei, 2B.

E-mail: alexei.vinogradov@ntnu.no

Ковтунов Александр Иванович, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: akovtunov@rambler.ru

Мерсон Дмитрий Львович, доктор физико-математических наук, профессор, директор НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: D.Merson@tltsu.ru

Мерсон Евгений Дмитриевич, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: mersoned@gmail.com

Мурзинова Мария Александровна, кандидат технических наук, доцент, старший научный сотрудник.

Адрес: Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук,
450001, Россия, г. Уфа, ул. Степана Халтурина, д. 39.

E-mail: mma@imsp.ru

Мягких Павел Николаевич, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий, аспирант.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: feanorhao@gmail.com

Мямин Сергей Владимирович, инженер II категории НОЦ «Сварка».

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: oddknock@mail.ru

Назаров Айрат Ахметович, доктор физико-математических наук, заместитель директора по научной работе.

Адрес: Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук,
450001, Россия, г. Уфа, ул. Степана Халтурина, д. 39.

E-mail: AANazarov@imsp.ru

Полуянов Виталий Александрович, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

Расторгуев Дмитрий Александрович, кандидат технических наук, доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства».

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: rast_73@mail.ru

Решетникова Евгения Павловна, начальник сектора решения задач энергообмена.

Адрес: Акционерное общество «Научно-производственное предприятие «Алмаз»,
410033, Россия, г. Саратов, ул. им. Панфилова И.В., д. 1.

E-mail: purpose22@mail.ru

Селезнев Михаил Николаевич, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник института материаловедения.

Адрес: Технический университет «Фрайбергская горная академия»,
09599, Германия, г. Фрайберг, Gustav-Zeuner-Str., 5.

E-mail: mikhail.seleznev@iwt.tu-freiberg.de

Семенов Кирилл Олегович, аспирант кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства».

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: semen-tgu@yandex.ru

Семистенов Денис Александрович, кандидат технических наук, руководитель Центр по аттестации сварочного оборудования (АЦСО-102).

Адрес: ООО «Средневожский сертификационно-диагностический центр "Дельта"»,
445009, Россия, г. Тольятти, ул. Победы, д. 22.

E-mail: Semist@mail.ru

Сидоров Владимир Петрович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: vladimir.sidorov.2012@list.ru

Советкин Дмитрий Эдуардович, старший преподаватель кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: mitya.sovetkin@yandex.ru

Хохлов Юрий Юрьевич, заведующий лабораторией кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».

Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, д. 14.

E-mail: y.y.khokhlov@ Rambler.ru

Хрипливец Ирина Андреевна, аспирант кафедры физического материаловедения.

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
117049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 4.

E-mail: misshriplivets@mail.ru

Шаяхметова Эльвина Рафитовна, аспирант, стажер-исследователь.

Адрес: Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук,
450001, Россия, г. Уфа, ул. Степана Халтурина, д. 39.

E-mail: elvina1408@yandex.ru

OUR AUTHORS

Bochkarev Petr Yurievich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Mechanical Engineering and Applied Mechanics” of Kamyshin Technological Institute.
Address: Volgograd State Technical University,
400005, Russia, Volgograd, Lenin Prospect, 28.
E-mail: bpy@mail.ru

Khokhlov Yury Yuryevich, Head of the Laboratory of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: y.y.khokhlov@rambler.ru

Khriplivets Irina Andreevna, postgraduate student of Chair of Physical Materials Science.
Address: National University of Science and Technology MISIS,
117049, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 4.
E-mail: misshriplivets@mail.ru

Kovtunov Aleksandr Ivanovich, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, professor of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: akovtunov@rambler.ru

Merson Dmitry Lvovich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Director of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: D.Merson@tltsu.ru

Merson Evgeny Dmitrievich, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: mersoned@gmail.com

Murzinova Maria Aleksandrovna, PhD (Engineering), Associate Professor, senior researcher.
Address: Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences,
450001, Russia, Ufa, Stepan Khalturin Street, 39.
E-mail: mma@imsp.ru

Myagkikh Pavel Nikolaevich, junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies, postgraduate student.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: feanorhao@gmail.com

Myamin Sergey Vladimirovich, category 2 engineer of the Research and Education Center “Welding”.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: oddknock@mail.ru

Nazarov Airat Akhmetovich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Deputy Director for Science.
Address: Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences,
450001, Russia, Ufa, Stepan Khalturin Street, 39.
E-mail: AANazarov@imsp.ru

Poluyanov Vitaly Aleksandrovich, junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

Rastorguev Dmitry Aleksandrovich, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Equipment and Technologies of Machine Building Production”.

Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: rast_73@mail.ru

Reshetnikova Evgeniya Pavlovna, Head of sector for solving energy exchange problems.

Address: Join-Stock Company “Research and Development Enterprise “Almaz”,
410033, Russia, Saratov, I.V. Panfilov Street, 1.
E-mail: purpose22@mail.ru

Seleznev Mikhail Nikolaevich, PhD (Physics and Mathematics), the researcher of the Institute of Materials Engineering.

Address: Freiberg University of Mining and Technology,
09599, Germany, Freiberg, Gustav-Zeuner-Str., 5.
E-mail: mikhail.seleznev@iwt.tu-freiberg.de

Semenov Kirill Olegovich, postgraduate student of Chair “Equipment and Technologies of Machine Building Production”.

Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: semen-tgu@yandex.ru

Semistenov Denis Aleksandrovich, PhD (Engineering),

Head of the Center of Welding Equipment Certification (ATsSO-102).
Address: Srednevolzhsky Certification and Diagnostics Center “Delta”,
445009, Russia, Togliatti, Pobedy Street, 22.
E-mail: Semist@mail.ru

Shayakhmetova Elvina Rafitovna, postgraduate student, research assistant.

Address: Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences,
450001, Russia, Ufa, Stepan Khalturin Street, 39.
E-mail: elvina1408@yandex.ru

Sidorov Vladimir Petrovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
professor of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”.

Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: vladimir.sidorov.2012@list.ru

Sovetkin Dmitry Eduardovich, senior lecturer of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”.

Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: mitya.sovetkin@yandex.ru

Vinogradov Aleksey Yurievich, PhD (Physics and Mathematics),

Professor of the Department of Engineering Design and Materials.
Address: Norwegian University of Science and Technology, N-7491,
Norway, Trondheim, Richard Birkelands vei, 2B.
E-mail: alexei.vinogradov@ntnu.no