

ВЕКТОР НАУКИ Тольяттинского государственного университета

Основан в 2008 г.

№ 4 (54)

2020

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 30.12.2020.

Выход в свет 15.03.2021.

Формат 60×84 1/8.

Печать цифровая.

Усл. п. л. 9,5.

Тираж 25 экз. Заказ 3-14-21.

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

| | |
|---|----|
| Морфология и микротвердость поверхности сплава АК5М2, облученного электронным пучком Д.В. Загуляев, А.А. Абатурова, К.В. Аксенова, А.А. Леонов, Д.Ф. Якупов..... | 7 |
| Совершенствование математического, методического и алгоритмического обеспечения реализации укрупненного блока проектных процедур анализа требований к сборке высокоточных изделий А.В. Назарьев, П.Ю. Бочкарев..... | 15 |
| Изменение структуры и свойств горячецинковых покрытий с помощью диффузионного отжига А.А. Родина, О.С. Добычина, О.С. Бондарева..... | 25 |
| Эффективная мощность сварочной дуги обратной полярности при наплавке алюминия плавящимся электродом В.П. Сидоров, А.И. Ковтунов, А.Г. Бочкарев, Д.Э. Советкин..... | 34 |
| Исследование влияния содержания $ZnSn$ во флюсе для пайки Al-Mg сплавов на его технологические свойства М.А. Степанов..... | 43 |
| Технологии совершенствования процесса сгорания топливно-воздушных смесей в двигателе внутреннего сгорания с искровым зажиганием А.П. Шайкин, И.Р. Галиев, Д.А. Павлов, М.В. Сазонов..... | 51 |
| Исследование взаимодействия цинковых припоев со сплавами алюминия при нанесении трением Е.О. Шаргаев, И.Н. Пашков..... | 58 |
| Связь аномалий свойств сплавов с компонентом-полупроводником и особенностей стеклообразования с диаграммами состояния К.Ю. Шахназаров, А.В. Михайлов, Д.В. Цуканов..... | 67 |
| НАШИ АВТОРЫ..... | 78 |

CONTENT

| | |
|--|----|
| The morphology and microhardness of the surface of AK5M2 alloy irradiated by an electron beam D.V. Zagulyaev, A.A. Abaturova, K.V. Aksenova, A.A. Leonov, D.F. Yakupov..... | 7 |
| Improving mathematical, methodological, and algorithmic support of implementation of an enlarged block of design procedures for the analysis of requirements to the highly precise products assembly A.V. Nazaryev, P.Yu. Bochkarev..... | 15 |
| Changing the structure and properties of hot-dip zinc coatings using diffusion annealing A.A. Rodina, O.S. Dobychnina, O.S. Bondareva..... | 25 |
| Effective power of the reverse polarity welding arc when surfacing aluminum with a consumable electrode V.P. Sidorov, A.I. Kovtunov, A.G. Bochkarev, D.E. Sovetkin..... | 34 |
| The study of the influence of ZnCl₂ content in a flux for brazing of Al-Mg alloys on its technological properties M.A. Stepanov..... | 43 |
| The technologies of improving the process of air-fuel mixture combustion in spark ignition engines A.P. Shaikin, I.R. Galiev, D.A. Pavlov, M.V. Sazonov..... | 51 |
| Research of interaction of zinc solders with aluminum alloys during friction application E.O. Shargaev, I.N. Pashkov..... | 58 |
| The relationship between the anomalies of the properties of alloys with a semiconductor component and special features of glass formation and state diagrams K.Yu. Shakhnazarov, A.V. Mikhailov, D.V. Tzykanov..... | 67 |
| OUR AUTHORS | 78 |

Морфология и микротвердость поверхности сплава АК5М2, облученного электронным пучком

© 2020

Загуляев Дмитрий Валерьевич^{*1,3}, кандидат технических наук, доцент,
доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля
Абатурова Анна Александровна^{1,4}, магистрант
кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства
Аксенова Кристина Владимировна^{1,5}, кандидат технических наук,
доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля
Леонов Андрей Андреевич^{2,6}, младший научный сотрудник
Якупов Дамир Флюорович^{1,7}, аспирант

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк (Россия)

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск (Россия)

*E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9859-8949>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4478-2254>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4908-6776>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4920-4456>

Аннотация: Цель исследования – анализ изменения морфологии и микротвердости сплава АК5М2, облученного электронным пучком в различных режимах. Выполнено модифицирование поверхности сплава Al-5wt%Si электронным пучком в режимах, различающихся плотностью энергии пучка электронов (10, 20, 30, 40 и 50 Дж/см²) и длительностью импульсов (50 и 200 мкс). Установлено, что при параметрах пучка электронов 30 Дж/см², 200 мкс и 50 Дж/см², 50 мкс наблюдается максимальное увеличение микротвердости до 860 и 950 МПа для каждого из режимов соответственно. Значение микротвердости литого сплава равно 520 МПа. Морфология поверхности облучения при параметрах пучка 30 Дж/см², 200 мкс характеризуется многочисленными микропорами и микротрещинами. Причиной формирования микропор может являться усадка материала при его высокоскоростной кристаллизации. Можно предположить, что образование микротрещин обусловлено формированием в поверхностном слое растягивающих напряжений, являющихся следствием высоких скоростей охлаждения поверхностного слоя материала из расплавленного состояния. Режим облучения 50 Дж/см², 50 мкс приводит к полному растворению в поверхностном слое частиц интерметаллидов и кремния, плотность трещин на единицу поверхности образца снижается в сравнении с режимом 30 Дж/см², 200 мкс. Поверхностный слой характеризуется структурой высокоскоростной ячеистой кристаллизации с размерами от 500 до 800 нм, сформированной в объеме зерен, что может являться причиной увеличения прочностных свойств материала.

Ключевые слова: сплав Al-5wt%Si; электронный пучок; микротвердость; ячеистая кристаллизация.

Благодарности: Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

Для цитирования: Загуляев Д.В., Абатурова А.А., Аксенова К.В., Леонов А.А., Якупов Д.Ф. Морфология и микротвердость поверхности сплава АК5М2, облученного электронным пучком // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 4. С. 7–14. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-7-14.

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы в настоящее время достаточно широко используются в различных отраслях промышленности. Однако образующиеся в структуре сплавов включения кремния и интерметаллидов разнообразных форм, а также пористость пагубно влияют на прочность и пластичность готовых изделий [1; 2], поэтому проводятся различные исследования в направлении измельчения эвтектики и снижения пористости в структуре сплава [3; 4]. Перспективным методом модификации различных материалов, в том числе алюминий-кремниевых сплавов, является импульсная электронно-пучковая обработка (ЭПО) в плавильном режиме [5].

Основным научным направлением исследования влияния ЭПО является путь прецизионного изменения структурно-фазовых состояний и, следовательно, свойств поверхности и поверхностных слоев металлических материалов. Так, в работе [6] было установлено, что облучение карбида YG10X сильноточным импульсным электронным пучком с постоянной плотностью энергии 6 Дж/см² и различным количеством импульсов приводит к увеличению микротвердости материала в 1,5–2 раза. Трибологические исследования показали, что коэффициент трения после 10 импульсов был снижен на треть от исходного состояния, что связано с эффектом упрочнения композитной микроструктуры. Согласно [7], к росту микротвердости может привести не только увеличение количества импульсов обработки, но и изменение

параметра тока пучка электронов. Микротвердость сплава Ti–47Al–2Cr–2Nb повышается на 11,66 % с 330,45 HV до 368,98 HV при увеличении тока пучка с 4,5 до 8,5 мА соответственно.

Исследования возможностей электронно-пучковой обработки ведутся не только на объемных материалах, но и на различных покрытиях. Например, было установлено, что электронно-пучковая обработка покрытия TiN/TiO₂, нанесенного на подложку из сплава Ti₅Al₄V [8], приводит к увеличению шероховатости поверхности с 8 до 25 нм. Возможны и отрицательные эффекты воздействия облучения электронным пучком. Так, например, в работе [9] обнаружено, что при 20 импульсах воздействия ЭПО нанотвердость покрытия TiN снижается с 26 до ~25 ГПа при плотности энергии пучка 3 Дж/см², а при 5 Дж/см² – до ~24 ГПа. При дальнейшем увеличении плотности энергии облучения до 8 Дж/см² нанотвердость облученного покрытия TiN резко снижается до ~10 ГПа. Авторы связывают это с появлением и распространением поверхностных трещин при облучении.

Влияние скорости сканирования электронным пучком на структуру сплава Al–3Ti–1Sc было описано в работе [10]. Установлено, что скорость обработки электронным пучком играет ключевую роль в определении фазового состава и развития микроструктуры в этом сплаве: увеличение скорости обработки и энергии пучка приводит к увеличению площади и глубины переплава поверхности.

Научные исследования последних лет, проведенные на образцах доэвтектического сплава, показывают, что обработка сильноточным импульсным электронным пучком увеличивает прочность на разрыв обработанного сплава Al–15%Si на 41,4 % – с 138,8 до 196,2 МПа [11], а также в 4,5 раза микротвердость и в 1,2 раза износостойкость сплава Al–(20–22)%Si [12].

Авторы работы [13] связывают увеличение прочностных характеристик сплавов Al–Si, подвергнутых ЭПО, с измельчением фазы кремния до размеров 0,5–2 мкм и повторным их выделением внутри зерен твердого раствора Al. Максимальное увеличение пластичности составило 32,7 % для сплава Al–Si10–Mg.

В работе [14] наблюдался аномальный рост зерен в холоднокатаном сплаве Al2024 после обработки сильноточным импульсным электронным пучком. Крупные зерна образовались на поверхности после ЭПО из-за сочетания двух механизмов: эпитаксиального затвердевания и аномального роста зерна в твердом состоянии. Размер образовавшихся в результате обработки зерен составлял от 6 до 8 мкм, что в 4–5 раз больше толщины расплавленного слоя. В работе [15] тот же холоднокатаный сплав 2024Al был обработан сильноточным импульсным электронным пучком при более высокой плотности энергии и различных числах импульсов (6, 12 и 24). Результаты исследований показали, что поверхность облучения претерпевает изменение элементного состава; создание термических нестабильностей в поверхностных слоях материала, вызванных высокоскоростным нагревом и охлаждением, приводит к испарению и повторному осаждению некоторого количества магния. Переплавленный верхний поверхностный слой состоял в основном из перенасыщенного твердого раствора на основе Al. Толщина расплавленной зоны незначительно увеличивалась с увеличением

количества импульсов облучения. После 24 импульсов наблюдалось растворение крупных интерметаллических частиц с высоким содержанием Cu. Исследования на коррозионную стойкость в 3,5%-ном водном растворе NaCl показали ее увеличение.

Расплавление поверхностных слоев электронным пучком с последующей кристаллизацией сопровождается более тщательным перемешиванием алюминия с кремнием и заполнением пор расплавом, что приводит к уменьшению степени неоднородности распределения химических элементов и фаз обрабатываемой поверхности [16]. В работе [17] установлено, что увеличение твердости поверхностного слоя доэвтектического силумина в 1,6 раза обусловлено образованием ячеек высокоскоростной кристаллизации субмикронных размеров с наноразмерными прослойками второй фазы, расположенными на границах ячеек. В работах [18–20] представлены результаты многолетних экспериментальных исследований влияния электронно-пучковой обработки на формирование свойств, структуры и фазового состава поверхностных слоев силумина различных марок. Таким образом, обработка сильноточным импульсным электронным пучком является универсальным методом для улучшения механических свойств сплавов системы Al–Si.

В соответствии с представленным анализом литературы можно заключить, что применение электронно-пучковой обработки для поверхностного модифицирования материалов с целью улучшения свойств изделий из них является перспективным методом и вызывает широкий интерес как у российских, так и зарубежных исследователей.

Цель работы – анализ изменения морфологии и микротвердости сплава АК5М2, облученного электронным пучком в различных режимах.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКИ

Материалом исследования является промышленный доэвтектический силумин марки АК5М2, его элементный состав, выявленный по результатам рентгеноспектрального анализа сплава (XRD-7000s, Shimadzu, Япония), находящегося в литом состоянии, приведен в таблице 1.

ЭПО материала проводили на установке «СОЛО», изготовленной сотрудниками лаборатории плазменной эмиссионной электроники ИСЭ СО РАН, г. Томск. Она включает в себя: импульсный электронный источник на основе плазменного катода с сеточной стабилизацией плазменной границы; блок питания электронного источника; вакуумную технологическую камеру со смотровым окном и двухкоординатным столом-манипулятором, в которой располагаются плазменный источник электронов и облучаемые образцы; систему управления и диагностики параметров источника и пучка электронов.

В работе использовали следующие параметры ЭПО: энергия ускоренных электронов – 17 кэВ; количество импульсов $N=3$; длительность импульсов $\tau=50$ и 200 мкс; плотность энергии $E_s=10, 20, 30, 40, 50$ Дж/см²; частота следования импульсов – 0,3 с⁻¹; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки – $2 \cdot 10^{-2}$ Па.

Образцы силумина представляли собой параллелепипед с размерами 15×15×5 мм³. Облучению подвергалась поверхность с размерами 15×15 мм², угол между

Таблица 1. Результаты рентгеноспектрального анализа сплава (масс. %, остальное – Al)
 Table 1. The results of X-ray analysis of the alloy (wt.%; Al – the rest)

| Si | Cu | Fe | Mn | Mg | Ni | Ti | Cr | Zn | Pb |
|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| 5,39 | 1,33 | 0,64 | 0,24 | 0,64 | 0,07 | 0,03 | 0,03 | 1,07 | 0,04 |

поверхностью облучения и электронным пучком составлял 90° . Диаметр пучка был подобран таким образом, чтобы облучению подвергалась вся площадь поверхности.

Морфологию и структурные составляющие поверхностного слоя определяли с использованием прибора Philips SEM 515, оборудованного микроанализатором EDAX ECON IV (сканирующая электронная микроскопия). Микротвердость измеряли на поверхности облучения по методу Виккерса согласно международному стандарту ISO 6507:2005 (микротвердомер HVS-1000). Время нагружения при нагрузке на индентор 1 Н составляло 10 с, а время снятия нагрузки – 5 с (по 10 отпечаткам определяли средние значения микротвердости).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Анализируя результаты измерения микротвердости (HV) (рис. 1), можно отметить, что величина HV_{0,1} поверхностного слоя силумина зависит от плотности энергии (E_S) и длительности импульсов (τ) электронного пучка. При $\tau=50$ мкс HV_{0,1} поверхности увеличивается с ростом E_S , достигая максимального значения 950 МПа при $E_S=50$ Дж/см² и превышая HV_{0,1} исходного материала на 83 %. Максимальное увеличение HV_{0,1} для параметров $E_S=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс составляет 860 МПа, что превышает HV_{0,1} сплава в литом состоянии на 65 %.

Таким образом, учитывая данные изменения HV_{0,1} в зависимости от E_S и τ , оптимальными для исследуемого диапазона параметров E_S и τ можно считать режимы облучения $E_S=50$ Дж/см², $\tau=50$ мкс и $E_S=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс. В связи с этим для обозначенных режимов облучения исследовали морфологию поверхности и ее структурный анализ методами сканирующей электронной микроскопии.

Чтобы иметь возможность определить структурные изменения, произошедшие в результате облучения образцов, проведем анализ структурных особенностей сплава АК5М2 в исходном состоянии (рис. 2). Установлено, что в литом состоянии исследуемый сплав является поликристаллическим агрегатом, имеющим зеренную структуру, представленную преимущественно зернами Al (рис. 2 а). Обнаруживается эвтектика Al-Si (рис. 2 б, указана стрелками), расположенная в стыках и вдоль границ зерен алюминия. Диапазон изменения зерен Al составляет 30–100 мкм, зерен Al-Si – 11–26 мкм.

В исследуемом материале обнаружены дополнительные фазы интерметаллидов, имеющие форму «иероглифов» (рис. 2 с, включения указаны стрелками), игольчатую, глобулярную и, существенно реже, осколочную форму (рис. 2 а, 2 d). Продольные размеры частиц игольчатой формы часто превышают размеры зерен (рис. 2 б, 2 d), что указывает на их формирование до образования зерен алюминия. Частицы глобулярной

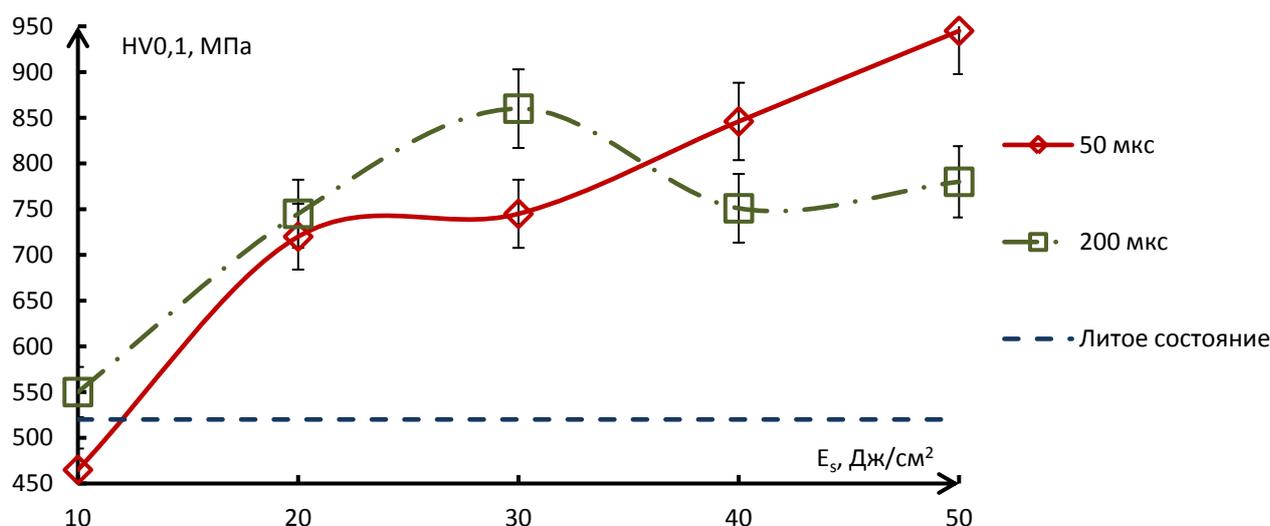


Рис. 1. Зависимость HV_{0,1} поверхности облучения сплава АК5М2 от E_S . HV_{0,1} сплава в литом состоянии указана пунктирной линией
 Fig. 1. The dependence of HV_{0,1} of the AK5M2 alloy irradiation surface on E_S . HV_{0,1} of the alloy in the as-cast condition is indicated by the dotted line

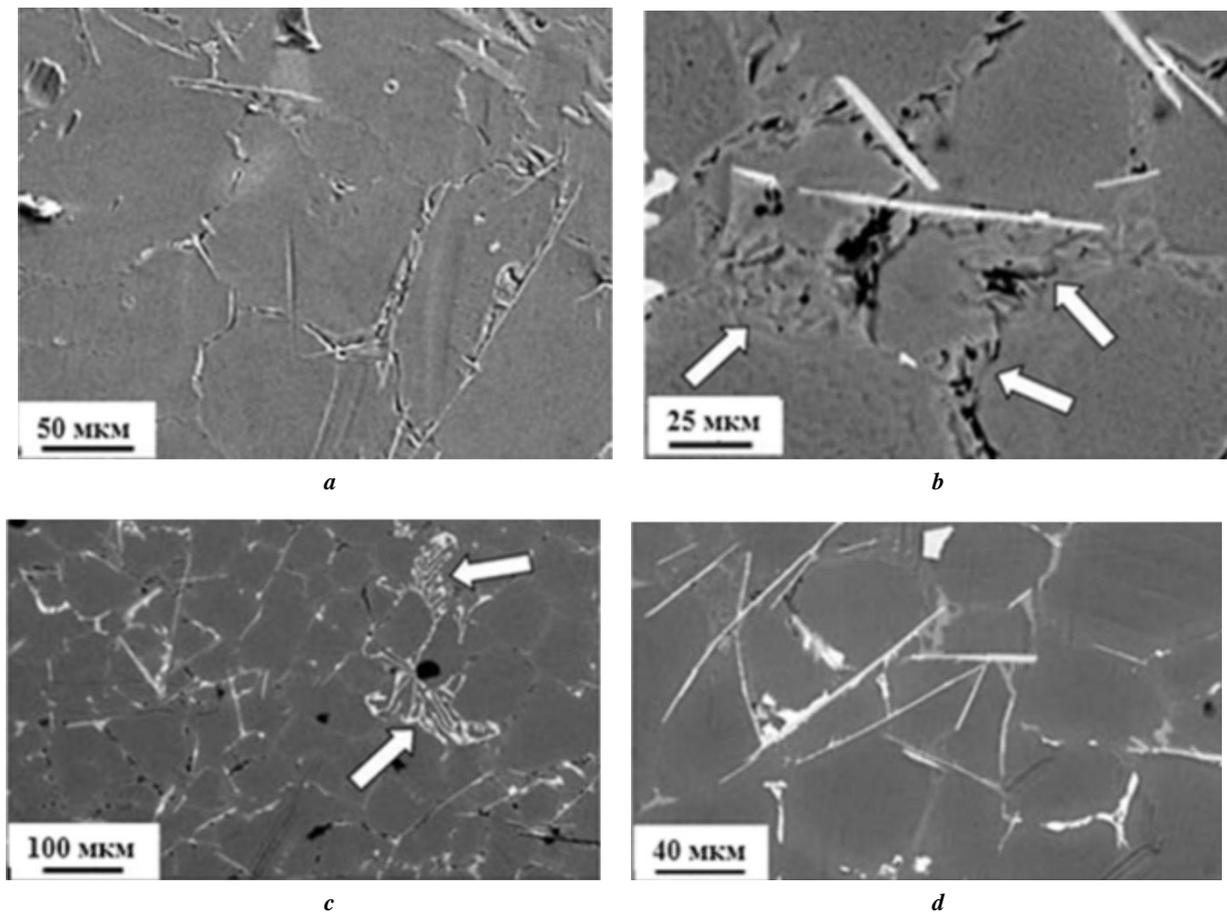


Рис. 2. Структура литого сплава АК5М2 при различном увеличении:
a – поликристаллическая структура исследуемого сплава; **b** – эвтектика Al–Si;
c, d – интерметаллидные соединения различной формы и размеров
Fig. 2. The structure of the AK5M2 cast alloy at various zoom:
a – polycrystalline structure of the alloy under the study; **b** – Al–Si eutectic;
c, d – intermetallic compounds of various shapes and sizes

формы располагаются преимущественно вдоль границ зерен алюминия (рис. 2 с, 2 d). При механической полировке образцов такие частицы часто выкрашиваются (рис. 2 а), что может указывать на их плохую связь с границами зерен. Можно предположить, что при механическом нагружении присутствие частиц интерметаллидов в сплаве, независимо от их морфологии, приводит к охрупчиванию материала.

Морфология поверхности силумина АК5М2, подвергнутого ЭПО при выбранных режимах приведена на рис. 3. Облучение сплава в режиме $E_S=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс приводит к формированию в поверхностном слое многочисленных микропор и растворению первичных включений интерметаллидов (рис. 3 а, 3 с). Можно предположить, что усадка материала, происходящая при высокоскоростном охлаждении, стала причиной формирования микропор. В отдельных случаях на облучаемой поверхности обнаруживаются островки, содержащие частицы округлой формы с размерами 2–3 мкм. ЭПО по режиму $E_S=30$ Дж/см² приводит к фрагментации поверхности микротрещинами (рис. 3 с), которые располагаются преимущественно по границе зерна. Геометрические размеры фрагментированных частей поверхности составляют 100–200 мкм. При

$E_S=50$ Дж/см² плотность трещин на единицу поверхности образца снижается, а области, ограниченные трещинами, соответственно, увеличиваются до 250–380 мкм (рис. 3 б). Последнее может свидетельствовать об уменьшении величины растягивающих напряжений по сравнению с образцами, модифицированными при $E_S=30$ Дж/см².

Следует отметить, что при рассматриваемом режиме ЭПО в поверхностном слое отсутствуют интерметаллидные соединения (рис. 3 б, 3 d) и в объеме зерен наблюдается формирование ячеек кристаллизации с размерами 500–800 нм (рис. 3 d).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

На основании представленных результатов исследования структуры обработанной электронным пучком поверхности силумина можно сделать вывод, что наиболее вероятной причиной фрагментации поверхности облучения микротрещинами являются растягивающие напряжения, возникающие в результате высокоскоростного охлаждения расплавленных электронным пучком слоев материала.

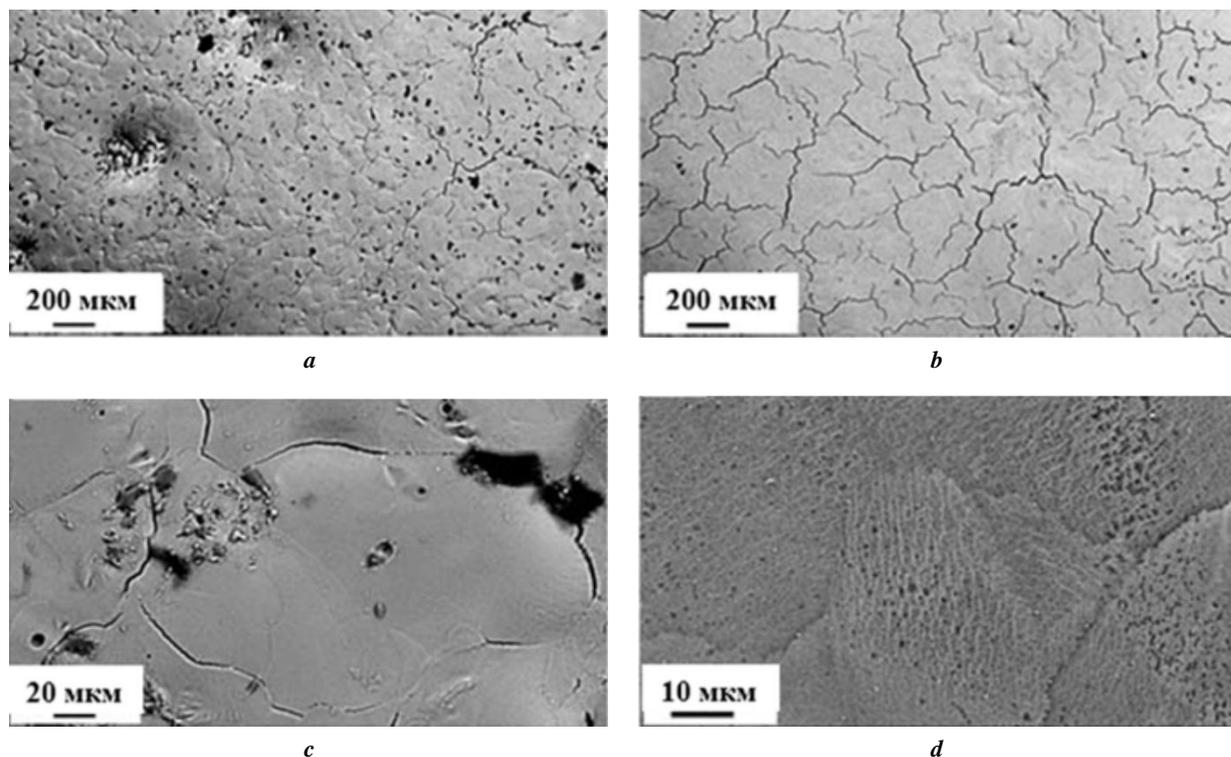


Рис. 3. Морфология поверхности силумина АК5М2, подвергнутого ЭПО при следующих режимах: $E_S=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс (a, c); $E_S=50$ Дж/см², $\tau=50$ мкс (b, d)
Fig. 3. Surface morphology of the АК5М2 silumin subjected to the EBI under the following conditions: a, c – 30 J/cm², 200 μs; b, d – 50 J/cm², 50 μs

Увеличение количества вводимой в поверхностный слой образца энергии приводит к увеличению глубины проплавления и объема расплавленного материала. Поскольку основным направлением отвода тепловой энергии после электронно-пучковой обработки является объем образца, можно предположить, что увеличение глубины проплавления и объема расплавленного материала снижает скорость отвода тепла от поверхности вглубь материала. Вследствие снижения скорости охлаждения уменьшаются внутренние растягивающие напряжения, возникающие в поверхностном слое, что, в свою очередь, приводит к уменьшению количества микротрещин в единице поверхности образца.

Можно констатировать, что изменения структуры поверхностного слоя, происходящие в результате облучения сплава АК5М2 электронным пучком, и являются факторами, приводящими к значительному увеличению микротвердости поверхности.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Показано, что величина HV_{0,1} силумина АК5М2 зависит от параметров облучения и достигает значения 860 МПа при $E_S=30$ Дж/см², $\tau=200$ мкс, что на 65 % больше HV_{0,1} исходного материала. Морфология поверхности облучения для данного режима характеризуется многочисленными микропорами и микротрещинами. Микропоры, по нашему мнению, являются результатом усадки переплавленных электронным пучком слоев материала. Микротрещины образуются в результате растягивающих напряжений, образующихся из-за

высоких скоростей охлаждения материала из расплавленного состояния.

Максимальное значение HV_{0,1}=950 МПа наблюдается при облучении $E_S=50$ Дж/см², $\tau=50$ мкс, что выше HV_{0,1} литого силумина на 83 %. Этот режим облучения способствует полному растворению интерметаллидных соединений и кремния в поверхностном слое силумина. В объеме зеренной структуры наблюдается формирование ячеек кристаллизации, размеры которых варьируются в интервале значений от 500 до 800 нм. Данный факт, по нашему мнению, является основной причиной увеличения прочностных свойств поверхностных слоев материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сидоров А.Ю., Деев В.Б., Фролов В.Ф., Беляев С.В., Гурьев А.М., Лесив Е.М., Прусов Е.С. Особенности формирования микропористости в крупногабаритных плоских слитках из алюминиевых сплавов 5XXX серии // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2020. Т. 17. № 3. С. 338–342.
2. Русин Н.М., Скоренцев А.Л. Влияние структуры на механические и трибологические свойства спеченного сплава (AL – 12 SI) – 40 SN // *Перспективные материалы*. 2018. № 5. С. 66–75.
3. Чурюмов А.Ю., Мохамед И.А. Микроструктура и механические свойства композиционных материалов на основе системы Al-Si-Mg, армированных частицами SiC и полученных кристаллизацией под давлением //

- Металловедение и термическая обработка металлов. 2018. № 9. С. 19–22.
4. Li Q.L., Zhao S., Li B.Q., Zhu Y.Q., Wang C.Z., Lan Y.F., Xia T.D. A novel modifier on the microstructure and mechanical properties of Al-7Si alloys // *Materials Letters*. 2019. Vol. 251. P. 156–160.
 5. Ozur G.E., Proskurovsky D.I. Generation of Low-Energy High-Current Electron Beams in Plasma-Anode Electron Guns // *Plasma Physics Reports*. 2018. Vol. 44. № 1. P. 18–39.
 6. Peng W., Hao S., Chen J., Li W., Zhao L., Deng J. Surface composite microstructure and improved mechanical property of YG10X cemented carbide induced by high current pulsed electron beam irradiation // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2019. Vol. 78. P. 233–239.
 7. Yue H., Chen Y., Wang X., Kong F. Effect of beam current on microstructure, phase, grain characteristic and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting // *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. Vol. 750. P. 617–625.
 8. Petrov P., Dechev D., Ivanov N., Hikov T., Valkov S., Nikolova M., Yankov E., Parshorov S., Bezdushnyi R., Andreeva A. Study of the influence of electron beam treatment of Ti5Al4V substrate on the mechanical properties and surface topography of multilayer TiN/TiO2 coatings // *Vacuum*. 2018. Vol. 154. P. 264–271.
 9. Jang W., Wang L., Wang X. Studies on surface topography and mechanical properties of TiN coating irradiated by high current pulsed electron beam // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam interactions with materials and atoms*. 2018. Vol. 436. P. 63–67.
 10. Yu P., Yan M., Tomus D., Brice C.A., Bettles C.J., Muddle B., Qiane M. Microstructural development of electron beam processed Al-3Ti-1Sc alloy under different electron beam scanning speeds // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 143. P. 43–49.
 11. Gao B., Xu N., Xing P.F. Shock wave induced nanocrystallization during the high current pulsed electron beam process and its effect on mechanical properties // *Materials Letters*. 2019. Vol. 237. P. 180–184.
 12. Рыгина М.Е., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Иванов Ю.Ф. Исследование возможности модификации структуры и свойств поверхностного слоя заэвтектического силумина интенсивным импульсным электронным пучком // *Вестник Московского авиационного института*. 2018. Т. 25. № 4. С. 248–256.
 13. Bian H., Aoyagi K., Zhao Y., Maeda C., Mouri T., Chiba A. Microstructure refinement for superior ductility of Al-Si alloy by electron beam melting // *Additive Manufacturing*. 2020. Vol. 32. Article number 100982.
 14. Yan P., Grosdidier T., Zhang X., Zou J. Formation of large grains by epitaxial and abnormal growth at the surface of pulsed electron beam treated metallic samples // *Materials and Design*. 2018. Vol. 159. P. 1–10.
 15. Yan P., Zou J., Zhang C., Grosdidier T. Surface modifications of a cold rolled 2024 Al alloy by high current pulsed electron beams // *Applied Surface Science*. 2020. Vol. 504. Article number 144382.
 16. Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Петрикова Е.А., Рыгина М.Е., Толкачев О.С., Клопотов В.Д. Структурно-фазовое состояние силумина заэвтектического состава, облученного импульсным электронным пучком // *Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов*. 2020. № 12. С. 89–102.
 17. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Chen X. Silumin structure and properties formation at electron beam treatment // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2018. Т. 15. № 4. С. 506–512.
 18. Konovalov S.V., Zaguliaev D.V., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Abaturova A.A. Modification of Al-10Si-2Cu alloy surface by intensive pulsed electron beam // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. № 3. P. 5591–5598.
 19. Zaguliaev D.V., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Petrikova E.A. Microstructure and mechanical properties of doped and electron-beam treated surface of hypereutectic Al-11.1%Si alloy // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. № 5. P. 3835–3842.
 20. Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F., Sundeev R. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam // *Materials Letters*. 2018. Vol. 229. P. 377–380.

REFERENCES

1. Sidorov A.Yu., Deev V.B., Frolov V.F., Belyaev S.V., Gurev A.M., Lesiv E.M., Prusov E.S. Peculiarities of microporosity formation in large-sized flat ingots from aluminum alloys of the 5XXX series. *Fundamentalnye problemy sovremennogo materialovedeniya*, 2020, vol. 17, no. 3, pp. 338–342.
2. Rusin N.M., Skorentsev A.L. Impact of the structure on mechanical and tribological properties of sintered (AL – 12 SI) – 40 SN alloy. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2018, vol. 9, no. 5, pp. 916–923.
3. Churyumov A.Yu., Mokhamed I.A. Microstructure and mechanical properties of composite materials based on the Al – Si – Mg system, reinforced with SiC particles, and obtained by pressure crystallization. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 60, no. 9-10, pp. 571–573.
4. Li Q.L., Zhao S., Li B.Q., Zhu Y.Q., Wang C.Z., Lan Y.F., Xia T.D. A novel modifier on the microstructure and mechanical properties of Al-7Si alloys. *Materials Letters*, 2019, vol. 251, pp. 156–160.
5. Ozur G.E., Proskurovsky D.I. Generation of Low-Energy High-Current Electron Beams in Plasma-Anode Electron Guns. *Plasma Physics Reports*, 2018, vol. 44, no. 1, pp. 18–39.
6. Peng W., Hao S., Chen J., Li W., Zhao L., Deng J. Surface composite microstructure and improved mechanical property of YG10X cemented carbide induced by high current pulsed electron beam irradiation. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2019, vol. 78, pp. 233–239.
7. Yue H., Chen Y., Wang X., Kong F. Effect of beam current on microstructure, phase, grain characteristic and mechanical properties of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 750, pp. 617–625.

8. Petrov P., Dechev D., Ivanov N., Hikov T., Valkov S., Nikolova M., Yankov E., Parshorov S., Bezdushnyi R., Andreeva A. Study of the influence of electron beam treatment of Ti5Al4V substrate on the mechanical properties and surface topography of multilayer TiN/TiO₂ coatings. *Vacuum*, 2018, vol. 154, pp. 264–271.
9. Jang W., Wang L., Wang X. Studies on surface topography and mechanical properties of TiN coating irradiated by high current pulsed electron beam. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam interactions with materials and atoms*, 2018, vol. 436, pp. 63–67.
10. Yu P., Yan M., Tomus D., Brice C.A., Bettles C.J., Muddle B., Qiane M. Microstructural development of electron beam processed Al-3Ti-1Sc alloy under different electron beam scanning speeds. *Materials Characterization*, 2018, vol. 143, pp. 43–49.
11. Gao B., Xu N., Xing P.F. Shock wave induced nanocrystallization during the high current pulsed electron beam process and its effect on mechanical properties. *Materials Letters*, 2019, vol. 237, pp. 180–184.
12. Rygina M.E., Petrikova E.A., Teresov A.D., Ivanov Yu.F. Studying the possibility of hypereutectic silumin surface layer structure and properties modification by intense pulsed electron beam. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*, 2018, vol. 25, no. 4, pp. 248–256.
13. Bian H., Aoyagi K., Zhao Y., Maeda C., Mouri T., Chiba A. Microstructure refinement for superior ductility of Al-Si alloy by electron beam melting. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 32, article number 100982.
14. Yan P., Grosdidier T., Zhang X., Zou J. Formation of large grains by epitaxial and abnormal growth at the surface of pulsed electron beam treated metallic samples. *Materials and Design*, 2018, vol. 159, pp. 1–10.
15. Yan P., Zou J., Zhang C., Grosdidier T. Surface modifications of a cold rolled 2024 Al alloy by high current pulsed electron beams. *Applied Surface Science*, 2020, vol. 504, article number 144382.
16. Ivanov Yu.F., Klopotov A.A., Petrikova E.A., Rygina M.E., Tolkachev O.S., Klopotov V.D. Structural-phase state of silumin of hypereutectic composition irradiated by a pulsed electron beam. *Fiziko-khimicheskie aspekty izucheniya klasterov, nanostruktur i nanomaterialov*, 2020, no. 12, pp. 89–102.
17. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Konovalov S.V., Chen X. Silumin structure and properties formation at electron beam treatment. *Fundamentalnye problemy sovremenogo materialovedeniya*, 2018, vol. 15, no. 4, pp. 506–512.
18. Konovalov S.V., Zagulyaev D.V., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Abaturova A.A. Modification of Al-10Si-2Cu alloy surface by intensive pulsed electron beam. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, no. 3, pp. 5591–5598.
19. Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Petrikova E.A. Microstructure and mechanical properties of doped and electron-beam treated surface of hypereutectic Al-11.1%Si alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8, no. 5, pp. 3835–3842.
20. Zagulyaev D.V., Konovalov S.V., Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F., Sundeev R. Structure and properties changes of Al-Si alloy treated by pulsed electron beam. *Materials Letters*, 2018, vol. 229, pp. 377–380.

The morphology and microhardness of the surface of AK5M2 alloy irradiated by an electron beam

© 2020

Dmitry V. Zagulyaev^{1,3}, PhD (Engineering), Associate Professor,
assistant professor of V.M. Finkel Chair of Natural Sciences

Anna A. Abaturova^{1,4}, graduate student of Chair of Materials Science, Foundry and Welding Production
Krestina V. Akseonova^{1,5}, PhD (Engineering), assistant professor of V.M. Finkel Chair of Natural Sciences

Andrey A. Leonov^{2,6}, junior researcher

Damir F. Yakupov^{1,7}, postgraduate student

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk (Russia)

² Institute of High Current Electronics of SB RAS, Tomsk (Russia)

*E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9859-8949>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4478-2254>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4908-6776>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6645-3879>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4920-4456>

Abstract: The study objective was to analyze the change in the morphology and microhardness of the AK5M2 alloy irradiated by an electron beam in various regimes. The authors modified the Al–5wt%Si alloy surface by an electron beam in the modes differed in the electron beam energy density (10, 20, 30, 40, and 50 J/cm²) and pulse durations (50 and 200 μs). The study identified that at electron beam parameters of 30 J/cm², 200 μs, and 50 J/cm², 50 μs, the maximum increase in microhardness to 860 MPa and 950 MPa was observed for each of the regimes, respectively. The microhardness value of the cast alloy was 520 MPa. Numerous micropores and microcracks characterize the irradiation surface morphology at beam parameters of 30 J/cm², 200 μs. The material shrinkage during its high-speed crystallization can cause the formation of micropores. It is possible to assume that the generation of tensile stresses in a surface layer resulted from high cooling rates of a surface layer of the material from the molten state causes the formation of microcracks. The irradiation mode of 50 J/cm², 50 μs leads to the complete dissolution of intermetallic and silicon particles in a surface layer; the crack density

per surface area unit of the sample decreases against the regime of 30 J/cm^2 , $200 \mu\text{s}$. The surface layer is characterized by the structure of high-speed cellular crystallization with the sizes of 500 to 800 nm formed in the volume of the grains that may cause an increase in the strength properties of the material.

Keywords: Al-5wt%Si alloy; electron beam; microhardness; cellular crystallization.

Acknowledgements: The research is supported by the Russian Science Foundation (Project No. 19-79-10059).

For citation: Zagulyaev D.V., Abaturova A.A., Aksenova K.V., Leonov A.A., Yakupov D.F. The morphology and microhardness of the surface of AK5M2 alloy irradiated by an electron beam. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 7–14. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-7-14.

Совершенствование математического, методического и алгоритмического обеспечения реализации укрупненного блока проектных процедур анализа требований к сборке высокоточных изделий

© 2020

Назарьев Александр Викторович^{*1,3}, кандидат технических наук, инженер-конструктор 1-й категории
Бочкарев Петр Юрьевич^{2,4}, доктор технических наук, профессор,

профессор кафедры «Технология машиностроения и прикладная механика» Камышинского института

¹Филиал ФГУП «Научно-производственный центр автоматизации и приборостроения имени академика
Н.А. Пилюгина» – «Производственное объединение «Корпус», Саратов (Россия)

²Волгоградский государственный технический университет, Волгоград (Россия)

*E-mail: alex121989@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0610-6060>

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

Аннотация: В современных условиях потребность в изготовлении большого числа высокоточных приборов и машин возросла многократно. Именно поэтому проблема совершенствования изготовления подобных изделий приобретает первостепенное значение, так как к ним предъявляются постоянно ужесточающиеся требования. Существующие подходы к обеспечению качества и точности сборки не обладают достаточной степенью универсальности и не всегда могут быть реализованы при производстве высокоточной продукции. Для комплексного решения данной проблемы предложен комплексный подход – комплекс формализованных проектных процедур системы учета требований к сборке высокоточных изделий при проектировании технологических процессов механической обработки. Однако для установления связи между конструкторской и технологической подготовкой многономенклатурного производства, перехода к оценке производственной технологичности изделий и более глубокой интеграции данной системы в структуру системы автоматизированного планирования технологических процессов необходим поиск путей совершенствования существующих подходов разработанной системы. В статье подробно рассмотрен укрупненный блок проектных процедур анализа требований к сборке высокоточных изделий, так как данный этап непосредственно связан с конструкторской подготовкой производства, а исходные данные, полученные в ходе его реализации, обеспечивают качество выбора рациональных технологических процессов изготовления деталей. Предложены методы совершенствования математического, методического и алгоритмического обеспечения реализации данного укрупненного блока. Внедрение предложенных решений позволит эффективно выполнять конструкторский размерный анализ высокоточной сборочной единицы в автоматизированном режиме и формировать множество требований к сборке, что, как следствие, позволит обеспечить развитие цифровизации конструкторской и технологической подготовки производства и переход к интеллектуальным производственным системам.

Ключевые слова: технологическая подготовка производства; высокоточное изделие; структурный элемент; требование к сборке; размерный анализ; КРА; СТСТПМ.

Для цитирования: Назарьев А.В., Бочкарев П.Ю. Совершенствование математического, методического и алгоритмического обеспечения реализации укрупненного блока проектных процедур анализа требований к сборке высокоточных изделий // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 4. С. 15–24. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-15-24.

ВВЕДЕНИЕ

Сборочные операции являются финальными и наиболее ответственными этапами производственного цикла, от качества которых зависит правильная и надежная работа приборов и машин. Особенно это касается высокоточных изделий, к числу которых относится большинство приборов и машин военно-промышленного комплекса, ракетно-космической и авиационной промышленности, прецизионного станкостроения и т. д.

Понятие «высокоточные изделия» следует применять с учетом конкретной производственной ситуации, когда при сборке для значительной части узлов изделий не обеспечивается допуск замыкающего звена. Необходи-

димо изготавливать дополнительные сборочные комплекты, увеличивается объем незавершенного производства.

В результате применения традиционных подходов к обеспечению точности и надежности изделий (например, селективной сборки, сборки методом неполной взаимозаменяемости и т. д.) возникает определенное несоответствие: либо завышенные, заведомо невыполнимые в условиях действующего производства требования и, как следствие, увеличение количества незавершенного производства, влекущее за собой увеличение себестоимости изделий, либо снижение требований в соответствии с возможностями производства [1–3]. Возможным решением указанной проблемы может быть

сквозное технологическое проектирование. Однако предлагаемые математические, методические и алгоритмические аппараты для формализации подобного решения не учитывают связь между технологической подготовкой механообрабатывающего и механосборочного производств [4; 5]. Следует отметить, что использование подобного метода не позволяет в должной мере реализовать учет связи конструкторской и технологической подготовки производства и показателей производственной технологичности изделий, несмотря на разработку значительного числа методик [6–8] оценки данных показателей.

Для решения выявленной проблемы учета связи между технологической подготовкой механообрабатывающего и механосборочного производств нами был разработан и реализован в производственных условиях комплексный подход (комплекс формализованных проектных процедур системы учета требований к сборке высокоточных изделий при проектировании технологических процессов механической обработки (принятая нами аббревиатура – СТСТПМ) [9; 10]. Структура данного комплекса представлена на рис. 1. Предложенная система позволяет выбирать в рамках системы автоматизированного планирования технологических процессов (САПЛП) [11; 12] рациональные технологии изготовления деталей, что, в свою очередь, обеспечит уменьшение времени и трудоемкости сборки высокоточных изделий, снижение времени на технологическую подготовку производства и в итоге повышение качества и надежности выпускаемой продукции. Однако для дальнейшего развития результатов исследования требуется решить задачу обеспечения учета разработанной нами системой связи конструкторской и технологической подготовки производства и показателей производственной технологичности изделий.

В статье мы подробно рассмотрим вопрос совершенствования укрупненного блока проектных процедур анализа требований к сборке высокоточных изделий СТСТПМ (включает в себя конструкторский размерный анализ (КРА) сборочного изделия и КРА деталей, задействованных в сборке), так как от правильности формирования множества требований к сборке, полученного на данном этапе, зависит качество выбора рациональных технологических процессов изготовления деталей, полученных на последующих этапах реализации системы.

Цель исследования – совершенствование методического, математического и алгоритмического обеспечения укрупненного блока проектных процедур анализа требований к сборке высокоточных изделий для эффективного выполнения конструкторского размерного анализа высокоточной сборочной единицы в автоматизированном режиме и выбора рациональных технологических процессов изготовления деталей при проведении технологической подготовки производства многоменклатурных машиностроительных комплексов.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

КРА заключается в построении графов размерного анализа сборочных единиц (графов сопряжений) $G_C = (B_C, C_C)$ и графов размерного анализа деталей, входящих в данные сборочные единицы (графов размеров)

$G_P^{j_i} = (B_P, C_P)$ ($j_i=1 \dots n$ обозначает номер детали в сборке). Для реализации предложенного укрупненного блока были выбраны и доработаны математические модели – прототипы [10; 13–15].

На первом этапе необходимо выявить выходные геометрические параметры высокоточного изделия или сборочных единиц – замыкающие звенья (требования к сборке), допуск которых более жесткий по сравнению с точностью размеров комплектующих деталей, т. е. составляющих звеньев.

Требования к точности, которым должны удовлетворять сборочные единицы (изделия), представлены на рис. 2.

Процедура анализа высокоточного изделия и требований к его сборке включает в себя следующие этапы:

- 1) разбиение высокоточного изделия или сборочной единицы на структурные элементы;
- 2) определение всех возможных плоскостей для проведения конструкторского размерного анализа;
- 3) определение всех возможных выходных геометрических параметров – замыкающих звеньев, а также необходимых для расчета размеров комплектующих деталей – составляющих звеньев, принадлежащих данным плоскостям (генерация);
- 4) выявление тех требований к сборке, которые не могут быть обеспечены методом полной взаимозаменяемости (отсев).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для корректного разбиения высокоточного узла на структурные элементы с последующим определением всех возможных плоскостей для проведения КРА необходимо определить функциональное назначение узла (изделия), а также сборочных единиц и деталей, входящих в него.

Деталь, согласно ГОСТ 2.101-2016 (Единая система конструкторской документации. Виды изделий), – изделие, изготовленное из однородного по наименованию и марке материала, без применения сборочных операций, например, валик из одного куска металла, литой корпус и т. д.

Сборочная единица, согласно ГОСТ 2.101-2016 (Единая система конструкторской документации. Виды изделий), – изделие, составные части которого подлежат соединению между собой на предприятии-изготовителе сборочными операциями (свинчиванием, сочленением, клепкой, сваркой, пайкой, запрессовкой, развальцовкой, склеиванием, сшиванием, укладкой и т. п. Узел – крупная сборочная единица, имеющая вполне определенное функциональное назначение.

Для корректного определения функционального назначения изделия, узла или сборочной единицы необходимо выделить в нем (ней) детали, которые будут определять функциональное назначение изделия, узла или сборочной единицы. Именно к данным деталям и к сопряжениям данных деталей будет предъявляться большая часть требований к сборке (выходных параметров). Назовем такие детали деталями-маркерами. Условно разделим все детали в изделии на две группы:

- детали для передачи движения;
- соединительные детали.

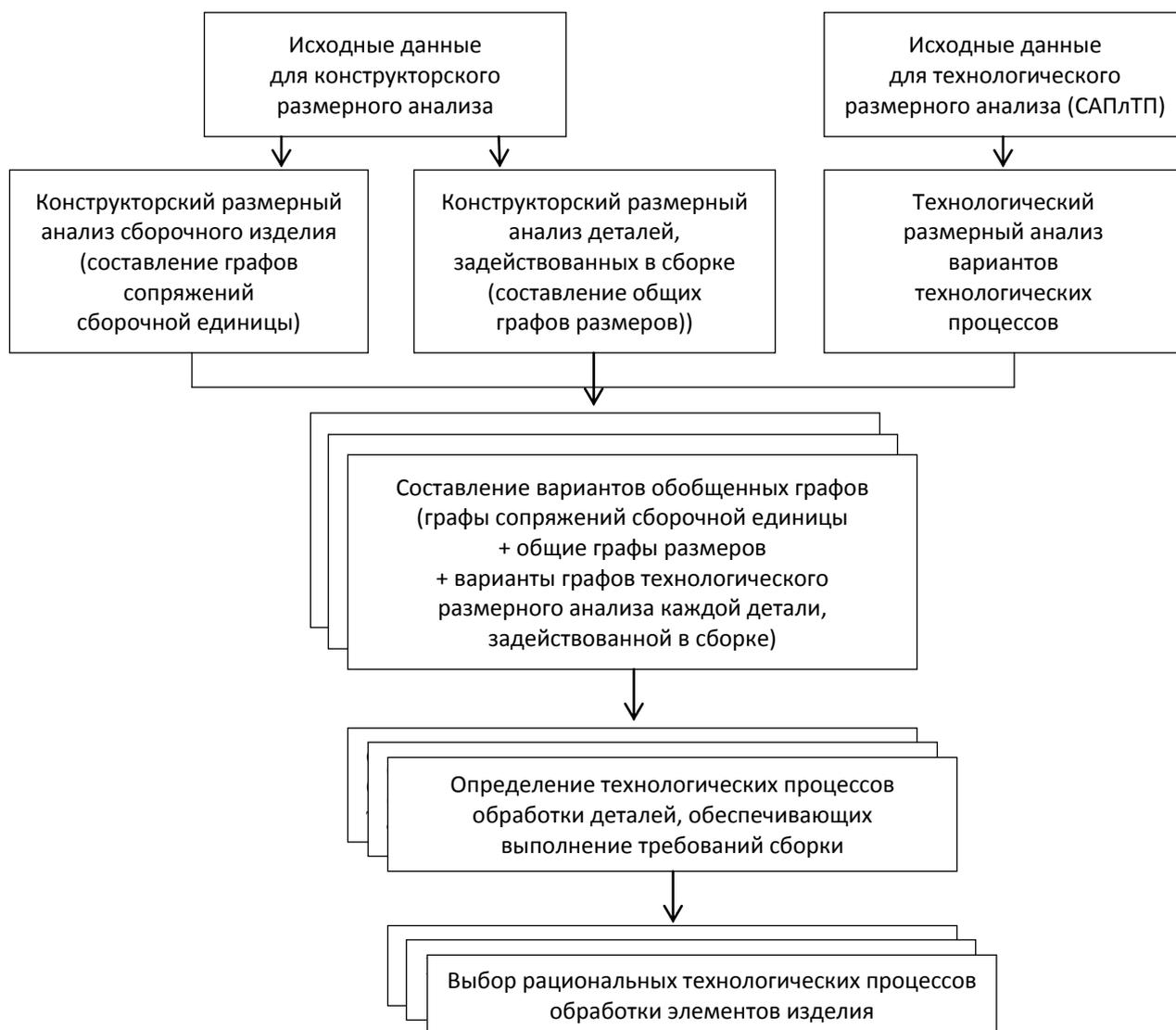


Рис. 1. Структура системы учета требований к сборке высокоточных изделий при проектировании технологических процессов механической обработки в общем виде

Fig. 1. The structure of the system for accounting of the requirements to the high-precision products assembly when designing the manufacturing methods of machining, in a short form

Рассмотрим классификацию деталей по характеру передаваемого ими движения. Но для начала определим, какие виды передачи движения существуют. Виды передач движения представлены на рис. 3.

Детали машин классифицируют на типовые группы по характеру их использования [16–18].

Передачи передают движение от источника к потребителю (передачи с гибкой связью, ременные, цепные, передачи зацеплением – зубчатые, планетарные, червячные, фрикционные и т. д.). В основном используются для преобразования движения, а также при передаче прямолинейного, возвратно-поступательного движения или движения по определенной траектории.

Валы и оси несут на себе вращающиеся детали передач. Передают только вращательное движение.

Опоры служат для установки валов и осей. Являются соединительными деталями для деталей, передающих вращение.

Муфты соединяют между собой валы и передают вращающий момент. Передают только вращательное движение.

Соединения соединяют детали между собой (сварные, резьбовые, заклепочные, соединение «вал-ступица», шпоночные, шлицевые, натяг, профильные и т. д.).

Упругие элементы смягчают вибрацию и удары, накапливают энергию, обеспечивают постоянное сжатие деталей (пружины, амортизаторы и т. д.). Являются соединительными деталями для деталей, передающих прямолинейное или возвратно-поступательное движение.

Корпусные детали организуют внутри себя пространство для размещения всех остальных деталей, обеспечивают их защиту.

По результатам анализа можно сделать следующие выводы:

1. Самым широко применяемым типом механических передач являются вращательные.

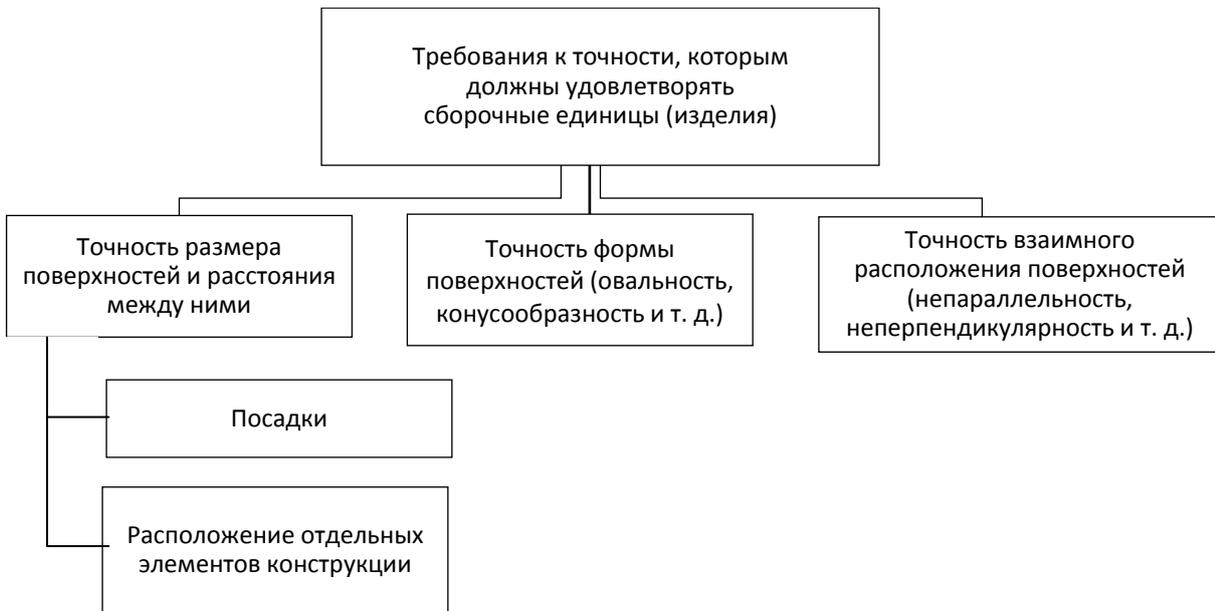


Рис. 2. Требования к точности, которым должны удовлетворять сборочные единицы (изделия)
Fig. 2. The requirements to the accuracy the assembly units (goods) should meet



Рис. 3. Виды передач движения
Fig. 3. The driving types

2. В качестве деталей-маркеров целесообразно использовать детали для передачи движения, так как они дают наиболее четкое представление о функциональном назначении изделия (узла, сборочной единицы).

Далее необходимо определить, какие поверхности характерны для деталей различных типовых групп.

При установлении требований к точности деталей целесообразно применять подходы, представленные на рис. 4 [19; 20].

Поверхности по предъявляемым к ним требованиям можно разделить на четыре группы. При переходе к поверхности под большим номером требования к точности снижаются, и допуски могут быть расширены.

1. Самые ответственные решения необходимы при назначении допусков, которые определяют технический уровень и работоспособность машины, в состав которой входит проектируемая деталь.

2. Высокие требования должны быть предъявлены к поверхностям, от которых зависит работоспособность механизма, в которую входит деталь.

3. Требования к поверхностям, определяющим расположение детали в механизме, должны быть ниже предыдущих двух.

4. Ужесточение технических требований к прочим поверхностям приводит к неоправданным расходам.

По форме сопрягаемых поверхностей соединения подразделяются на [16; 18]:

- плоские (сопрягаемые поверхности составных частей изделия имеют форму плоскости);
- цилиндрические (сопрягаемые поверхности составных частей изделия имеют форму цилиндра);
- конические (сопрягаемые поверхности составных частей изделия имеют форму конуса);
- сферические (сопрягаемые поверхности составных частей изделия имеют форму сферы);

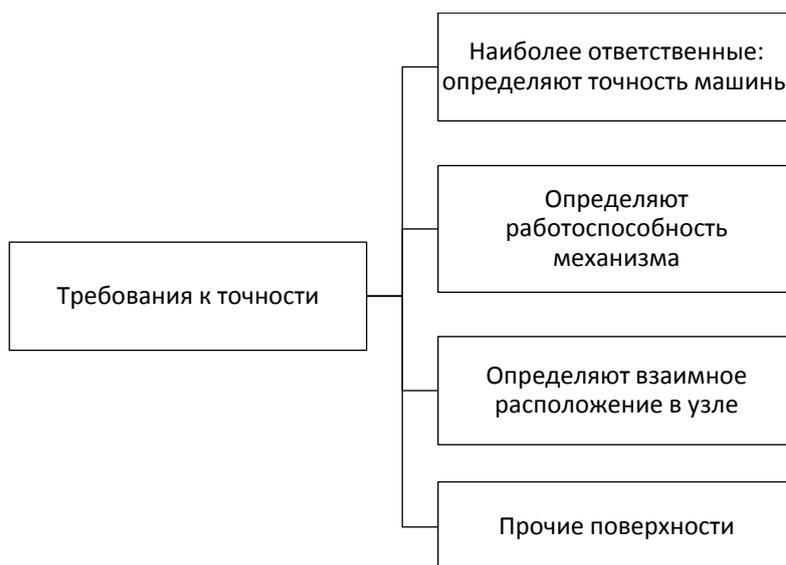


Рис. 4. Подходы, используемые при назначении требований к точности деталей
Fig. 4. The approaches used when specifying the requirements for the parts' accuracy

– винтовые (сопрягаемые поверхности составных частей изделия являются винтовыми);

– профильные (сопрягаемые поверхности составных частей изделия имеют форму определенного профиля).

Следовательно, сопрягаемые детали будут обладать соответствующими поверхностями.

На основе вышеизложенного можно уточнить классификацию структурных элементов [10], на которые необходимо разбить изделие или узел для определения необходимых плоскостей КРА (рис. 5).

После определения всех возможных структурных элементов и всех возможных плоскостей для проведения КРА необходимо провести анализ полученных плоскостей и исключить дублирующие (при их наличии). Далее определяются все возможные требования к сборке и выявляются те цепи, которые не могут быть обеспечены методом полной взаимозаменяемости.

Существующие методы достижения точности при сборке (точности замыкающего звена) представлены на рис. 6.

Для выявления требований к сборке, не удовлетворяющих методам полной взаимозаменяемости; необходимо сформировать множество требований к сборке сборочной единицы (изделия) $M_{T.C.}$:

$$M_{T.C.} = \{M_{П.В.}, M_{Н.В.}, M_{Г.В.}, M_{И.П.}, M_{Р.Е.}\},$$

где $M_{П.В.}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом полной взаимозаменяемости;

$M_{Н.В.}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом неполной взаимозаменяемости;

$M_{Г.В.}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом групповой взаимозаменяемости;

$M_{И.П.}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом индивидуальной пригонки;

$M_{Р.Е.}$ – подмножество требований к сборке, обеспечиваемое методом регулирования.

Полученные требования сборки необходимо распределить на пять подмножеств, соответствующих методам достижения точности (рис. 6).

Для корректного расчета замыкающих и составляющих звеньев требований к сборке, входящих в данное множество, необходимо ввести определенную индексацию размеров, допусков форм и расположения:

$$B_{k_1, l}^{i, j},$$

где B – требования к сборке (замыкающие звенья);

индекс i – порядковый номер требования ($i=1 \dots n_1$);

индекс j – номер плоскости, к которой принадлежит данное требование ($j=1 \dots n_2$);

индекс k – порядковый номер изделия ($k=1 \dots n_3$);

индекс l – порядковый номер сборочной единицы или структурного элемента ($l=0 \dots n_4$). Если в качестве сборочной единицы или структурного элемента выступает само изделие, то индекс $l=0$, для сборочных единиц или структурных элементов, входящих в данное изделие, применяется индекс $l=1 \dots n_4$.

$$A_{k_1, m}^{i_1, j},$$

где A – составляющие звенья конструкторской размерной цепи;

индекс i_1 – порядковый номер составляющего звена ($i_1=1 \dots n_5$);

индекс k_1 – номер детали ($k_1=1 \dots n_6$);

m – порядковый номер размера в детали ($m=1 \dots n_6$).

Тогда формулы для расчета требований к сборке с учетом предложенной индексации в общем виде будут выглядеть следующим образом:

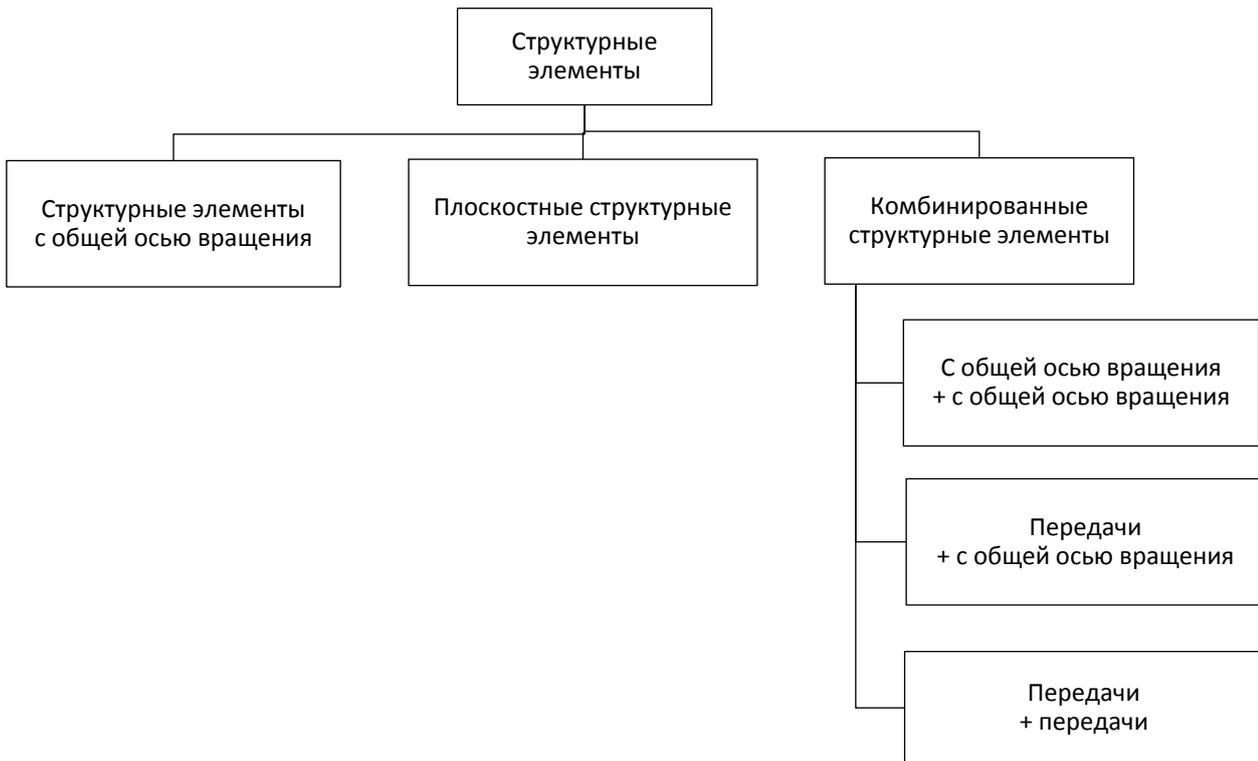


Рис. 5. Классификация структурных элементов по функциональному назначению
Fig. 5. Structural elements classification according to functional purpose

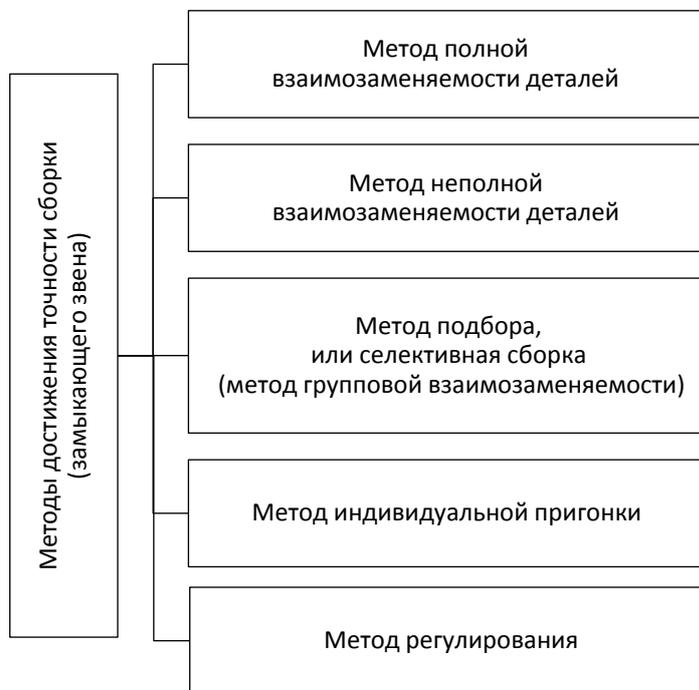


Рис. 6. Методы достижения точности при сборке
Fig. 6. Methods to achieve accuracy when assembling

$$\left\{ \begin{aligned} B_{k_1,l}^{i,j} &= \sum_{i=1}^{n_7} \overrightarrow{A_{k_1,m}^{i,j}} - \sum_{i=n_7-1}^{n_7-n_8} \overleftarrow{A_{k_1,m}^{i,j}} ; \\ TB_{k_1,l}^{i,j} &= \sum_{i=1}^{n_9} TA_{k_1,m}^{i,j} \end{aligned} \right.$$

$$\left\{ \begin{aligned} A_{k_1,m}^{i,j} &= \sum_{i=1}^{n_{10}} \overrightarrow{A_{k_1,m}^{i,j}} - \sum_{i=n_{10}-1}^{n_{10}-n_{11}} \overleftarrow{A_{k_1,m}^{i,j}} , \\ TA_{k_1,m}^{i,j} &= \sum_{i=1}^{n_{12}} TA_{k_1,m}^{i,j} \end{aligned} \right.$$

где знаками \rightarrow, \leftarrow соответственно обозначены увеличивающие и уменьшающие составляющие звенья размерной цепи;

n_7 и n_{10} – число увеличивающих звеньев при расчете требований сборки и составляющих звеньев соответственно;

n_8 и n_{11} – число уменьшающих звеньев при расчете требований сборки и составляющих звеньев соответственно;

T – допуск на соответствующий размер.

Требования сборки, которые полностью соответствуют условию

$$TB_{k_1,l}^{i,j} = \sum_{i=1}^{n_9} TA_{k_1,m}^{i,j} ,$$

обеспечиваются методом полной взаимозаменяемости и в дальнейшем рассматриваться не будут.

Требования, отвечающие следующему условию:

$$TB_{k_1,l}^{i,j} < \sum_{i=1}^{n_9} TA_{k_1,m}^{i,j} ,$$

не могут быть обеспечены методом полной взаимозаменяемости.

На рис. 7 представлены отдельные требования к сборке высокоточного изделия «Гиромотор».

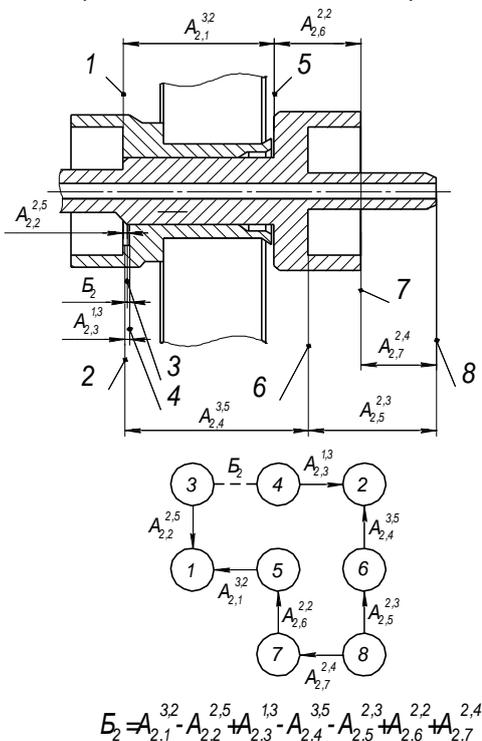
Для распределения элементов множества требований сборки $M_{T.C}$ на пять групп предлагается система критериев:

- объем выпуска изделий (тип производства);
- характер распределения размеров;
- количество звеньев размерной цепи;
- точность замыкающего звена;
- характер компенсирующего звена.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Практика применения СТСПИМ в условиях действующей многономенклатурной производственной системы показала, что полученные рациональные варианты технологических процессов изготовления деталей обеспечивают сокращение времени последующей сборки высокоточных изделий на 26 % за счет снижения коли-

Расчет положения фаски детали "Ось" в сборочной единице "Пакет статора"



Выступление детали "Втулка" над деталью "Ось" в сборочной единице "Пакет статора"

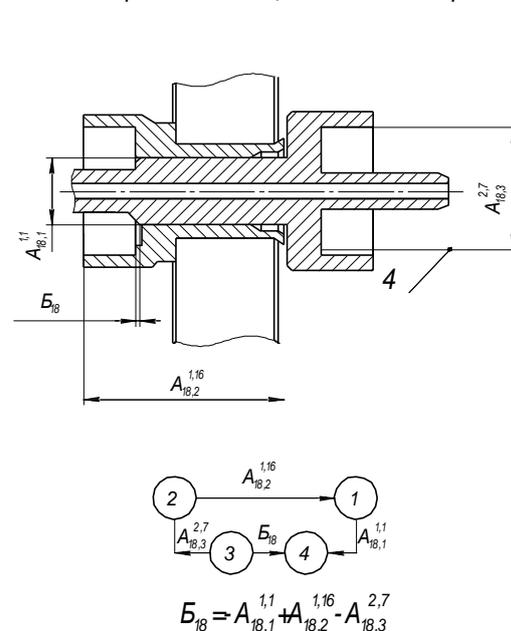


Рис. 7. Отдельные требования к сборке высокоточного изделия «Гиромотор»
Fig. 7. Individual requirements for the assembly of the Giromotor high-precision product

чества итераций сборки. Количество некомплектных деталей (незавершенное производство) в среднем снизилось на 5,5 % [10]. Предложенные решения позволяют повысить качество выбора рациональных технологий на этапе реализации третьего укрупненного блока проектных процедур. Проведенный оценочный расчет эффективности разработанных методик показал возможность дополнительного сокращения времени сборки до 32–35 % и снижения количества незавершенного производства на 7–9 %.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Представлено совершенствование математического, методического и алгоритмического обеспечения укрупненного блока проектных процедур анализа требований к сборке высокоточных изделий системы учета требований к сборке высокоточных изделий при проектировании технологических процессов механической обработки (СТСТПМ). Внедрение предложенных решений позволит эффективнее выполнять конструкторский размерный анализ высокоточной сборочной единицы в автоматизированном режиме и в дальнейшем выбирать в рамках системы автоматизированного планирования технологических процессов рациональные технологические процессы изготовления деталей при проведении технологической подготовки производства для многономенклатурных машиностроительных комплексов. Кроме того, модернизация данного этапа в СТСТПМ позволяет установить связь конструкторской и технологической подготовки производства и перейти к оценке производственной технологичности изделий.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Суслов А.Г., Федонин О.Н., Петрешин Д.И. Фундаментальные основы обеспечения и повышения качества изделий машиностроения и авиакосмической техники // Вестник Брянского государственного технического университета. 2020. № 2. С. 4–10.
2. Lin P., Li M., Kong X., Chen J., Huang G.Q., Wang M. Synchronisation for Smart Factory – Towards IOT-enabled Mechanisms // International Journal of Computer Integrated Manufacturing. 2018. Vol. 31. № 7. P. 624–635.
3. Польский Е.А. Сорокин С.В. Технологическое обеспечение надежности деталей узлов трения наукоемких сборочных единиц // Вестник Брянского государственного технического университета. 2019. № 4. С. 19–26.
4. Чигиринский Ю.Л. Математические методы в технологическом проектировании // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2018. № 4. С. 13–20.
5. Li X., Zhang S., Huang R., Huang B., Xu C., Zhang Y. A Survey of Knowledge Representation Methods and Applications in Machining Process Planning // International journal of advanced manufacturing technology. 2018. Vol. 98. № 9-12. P. 3041–3059.
6. Базров Б.М., Троицкий А.А. Преобразование коэффициентов технологичности при их групповом влиянии на трудоёмкость изготовления изделия // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2020. № 11. С. 8–15.
7. Вартанов М.В., Чушенков И.И. Методология оценки технологичности изделий машиностроения // Станкоинструмент. 2019. № 2. С. 14–23.
8. 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.
9. Назарьев А.В., Бочкарев П.Ю. Технологическое обеспечение изготовления высокоточных сборочных узлов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2017. № 3. С. 84–89.
10. Назарьев А.В., Бочкарев П.Ю. Алгоритмическое обеспечение реализации комплекса проектных процедур системы учета требований к сборке при проектировании технологических процессов механической обработки // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2020. № 12. С. 34–42.
11. Иванов А.А., Бочкарев П.Ю. Формализация описания и метода поиска оптимальной реализации технологических процессов механообработки в системе планирования технологических процессов // Вестник Саратовского государственного технического университета. 2015. Т. 3. № 1. С. 76–85.
12. Разманов И.А., Митин С.Г., Бочкарев П.Ю. Формирование методики ранжирования проектных процедур в системе планирования многономенклатурных технологических процессов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2019. № 1. С. 58–63.
13. Лелюхин В.Е., Колесникова О.В. Анализ и расчет размерных цепей на основе графов размерных связей // Вестник Инженерной школы Дальневосточного Федерального университета. 2015. № 4. С. 29–35.
14. Гречников Ф.В., Тлустенко С.Ф. Проектирование технологических процессов сборки по критериям точности // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета им. академика С.П. Королёва (Национального исследовательского университета). 2011. № 3-4. С. 38–43.
15. Chakraborty S., Chowdhury R. Graph-theoretic-assisted Gaussian Process for Nonlinear Stochastic Dynamic Analysis Under Generalized Loading // Journal of Engineering Mechanics. 2019. Vol. 145. № 12. Article number 04019105.
16. Агафонова Е.Н., Захаров О.В. Классификация деталей машин с позиции их измерения // Современные материалы, техника и технологии. 2018. № 2. С. 12–16.
17. Гаер М.А., Шабалин А.В. Геометрическая классификация деталей при анализе сборок с пространственными допусками // Известия МГТУ МАМИ. 2008. № 2. С. 355–361.
18. Гаер М.А., Кузьмина Е.Ю. Конфигурационные многообразия квадратичных форм поверхностей деталей и сборок // Современные технологии. Системный анализ. Моделирование. 2019. № 2. С. 49–66.
19. Базров Б.М. Основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2005. 736 с.
20. Суслов А.Г. Технология машиностроения. М.: КноРус, 2013. 336 с.

REFERENCES

1. Suslov A.G., Fedonin O.N., Petreshin D.I. Basic fundamentals to ensure and increase quality of mechanical engineering and aerospace products. *Vestnik Bryanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 4–10.
2. Lin P., Li M., Kong X., Chen J., Huang G.Q., Wang M. Synchronisation for Smart Factory – Towards IOT-enabled Mechanisms. *International Journal of Computer Integrated Manufacturing*, 2018, vol. 31, no. 7, pp. 624–635.
3. Polskiy E.A., Sorokin S.V. Reliability technological support of friction unit parts of science intensive assembly units. *Vestnik Bryanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2019, no. 4, pp. 19–26.
4. Chigirinskiy Yu.L. Mathematical methods in technological design. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii*, 2018, no. 4, pp. 13–20.
5. Li X., Zhang S., Huang R., Huang B., Xu C., Zhang Y. A Survey of Knowledge Representation Methods and Applications in Machining Process Planning. *International journal of advanced manufacturing technology*, 2018, vol. 98, no. 9-12, pp. 3041–3059.
6. Bazrov B.M., Troitskiy A.A. Transformation of manufacturability factors at their group impact upon complexity of product manufacturing. *Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii*, 2020, no. 11, pp. 8–15.
7. Vartanov M.V., Chushenkov I.I. Methodology for evaluating the manufacturability of engineering products. *Stankoinstrument*, 2019, no. 2, pp. 14–23.
8. 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.
9. Nazarev A.V., Bochkarev P.Yu. Engineering support of production of high-accuracy component assemblies. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2017, no. 3, pp. 84–89.
10. Nazarev A.V., Bochkarev P.Yu. Algorithmic implementation of the complex of design procedures of the system of accounting requirements for assembly in design of manufacturing methods of mechanical processing. *Spravochnik. Inzhenernyy zhurnal s prilozheniem*, 2020, no. 12, pp. 34–42.
11. Ivanov A.A., Bochkarev P.Yu. Formalizing the description and methods for optimization of mechanical treatment technologies within the system of planning technological processes. *Vestnik Saratovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2015, vol. 3, no. 1, pp. 76–85.
12. Razmanov I.A., Mitin S.G., Bochkarev P.Yu. The formation of project procedures ranking technique in the system of planning of multiproduct engineering processes. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2019, no. 1, pp. 58–63.
13. Lelyukhin V.E., Kolesnikova O.V. Analysis and calculation of dimensional chains based on dimensional bond graphs. *Vestnik Inzhenernoy shkoly Dalnevostochnogo Federalnogo universiteta*, 2015, no. 4, pp. 29–35.
14. Grechnikov F.V., Tlustenko S.F. Design build process for the accuracy of eligibility. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo aerokosmicheskogo universiteta im. Akademika S.P. Koroleva (Natsionalnogo issledovatel'skogo universiteta)*, 2011, no. 3-4, pp. 38–43.
15. Chakraborty S., Chowdhury R. Graph-theoretic approach-assisted Gaussian Process for Nonlinear Stochastic Dynamic Analysis Under Generalized Loading. *Journal of Engineering Mechanics*, 2019, vol. 145, no. 12, article number 04019105.
16. Agafonova E.N., Zakharov O.V. Classification of machine parts from position measurements. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*, 2018, no. 2, pp. 12–16.
17. Gaer M.A., Shabalin A.V. Geometrical divisibility of parts in analysis of assemblies with spatial tolerances. *Izvestiya MGTU MAMI*, 2008, no. 2, pp. 355–361.
18. Gaer M.A., Kuzmina E.Yu. Configuration varieties of square forms of surfaces details and assemblies. *Sovremennye tekhnologii. Sistemnyy analiz. Modelirovanie*, 2019, no. 2, pp. 49–66.
19. Bazrov B.M. *Osnovy tekhnologii mashinostroeniya* [Fundamentals of Mechanical Engineering Technology]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 2005. 736 p.
20. Suslov A.G. *Tekhnologiya mashinostroeniya* [Engineering technology]. Moscow, Knorus Publ., 2013. 336 p.

Improving mathematical, methodological, and algorithmic support of implementation of an enlarged block of design procedures for the analysis of requirements to the highly precise products assembly

© 2020

Aleksandr V. Nazaryev^{1,3}, PhD (Engineering), 1st category design engineer

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

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

¹Branch of the FSUE “Academician Pilyugin Scientific-Production Center of Automatics and Instrument-Making” – “Industrial Association “Korpus”, Saratov (Russia)

²Volgograd State Technical University, Volgograd (Russia)

*E-mail: alex121989@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0610-6060>

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

Abstract: In current conditions, the necessity to produce many high-precision tooling and machines has increased many times over. That is why the improvement of such products manufacture becomes of paramount importance due to

the increasing requirements imposed on them. The existing approaches to ensuring the quality and accuracy of high-precision products are not universal and not always can be implemented when producing high-precision goods. For a comprehensive solution to this problem, the authors proposed using an integrated approach – the complex of formalized design procedures of the system for accounting of the requirements to the high-precision products assembly when designing the manufacturing methods of machining. However, for the establishment of relations between the process design and designing preproduction of multi-product manufacture, the transition to the assessment of the production manufacturability of goods and deeper integration of this system into the structure of the system of automated sequencing of manufacturing methods, it is necessary to search for ways to improve the existing approaches of the developed system. The paper considered in detail the enlarged block of design procedures for the analysis of requirements to the assembly of high-precision products, since this stage is directly related to the designing preproduction, and the initial data obtained in the course of its implementation ensure the quality of choice of rational manufacturing methods of machining of parts. The authors propose the techniques to improve mathematical, methodological, and algorithmic support of this enlarged block implementation. The introduction of the proposed solutions will allow performing effectively the design dimensional analysis of a high-precision assembly unit in an automated mode and forming a set of assembly requirements, which, as a result, will allow ensuring the expansion of digitalization of the process design and designing preproduction and the transition to intelligent production systems.

Keywords: process design; highly precise product; structural element; requirement to the assembly; dimensional analysis; DDA (design dimensional analysis); system for accounting of the requirements to the high-precision products assembly when designing the manufacturing methods of machining.

For citation: Nazaryev A.V., Bochkarev P.Yu. Improving mathematical, methodological, and algorithmic support of implementation of an enlarged block of design procedures for the analysis of requirements to the highly precise products assembly. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 15–24. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-15-24.

Изменение структуры и свойств горячецинковых покрытий с помощью диффузионного отжига

© 2020

*Родина Анна Андреевна*¹, студент
Добычина Ольга Сергеевна, аспирант
Бондарева Ольга Сергеевна^{*2}, кандидат технических наук,
доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения
Самарский университет, Самара (Россия)

*E-mail: osbond@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6868-2920>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4273-2483>

Аннотация: Цинковые покрытия широко применяются для защиты стальных изделий от коррозии. Физическая сущность методов нанесения цинка на сталь определяет морфологию покрытия. Горячецинковые и термодиффузионные покрытия образуются на стали по диффузионному механизму и содержат интерметаллидные фазы согласно диаграмме Fe-Zn, однако имеют различное фазовое строение, коррозионную стойкость и, соответственно, разные рабочие коррозионно-активные среды. Наибольшей коррозионной стойкостью обладают термодиффузионные покрытия. Однако технология их нанесения накладывает ограничение на размеры изделий в связи с большими размерами камеры, а также требует гораздо больше времени – несколько часов, по сравнению с нанесением горячецинковых покрытий в течение нескольких минут. В связи с этим было предложено использовать диффузионный отжиг изделий, оцинкованных погружением в расплав, для получения полностью интерметаллидной структуры покрытия. Целью работы было изучение влияния режимов диффузионного отжига на микроструктуру и свойства горячецинковых покрытий. В работе показано изменение микроструктуры и элементного состава фаз цинкового покрытия в результате выдержки 5 и 10 мин при температурах 500 и 600 °С. Исследовано влияние режимов отжига на пористость покрытия и его микротвердость. Проведены ускоренные испытания на коррозионную стойкость покрытий в исходном состоянии и после термической обработки. В результате диффузионного отжига цинковое покрытие становится полностью интерметаллидным, более однородным, выравнивается его химический состав. Установлено, что для получения оптимального сочетания физико-механических и технологических свойств можно рекомендовать режим диффузионного отжига с температурой 500 °С и выдержкой в печи 5 мин.

Ключевые слова: горячее цинкование; цинковое покрытие; диффузионный отжиг; микроструктура; пористость; микротвердость; температура отжига; коррозионная стойкость.

Благодарности: Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

Для цитирования: Родина А.А., Добычина О.С., Бондарева О.С. Изменение структуры и свойств горячецинковых покрытий с помощью диффузионного отжига // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 4. С. 25–33. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-25-33.

ВВЕДЕНИЕ

Цинковые покрытия широко применяются для защиты от коррозии стальных изделий бытового назначения, а также строительных и дорожных конструкций. Это связано с многообразием технологических процессов цинкования, их простотой, надежностью и долговечностью получаемых покрытий. Существует несколько видов цинковых покрытий: гальванические, металлизационные, горячецинковые, термодиффузионные, цинкнаполненные краски. Их основные различия заключаются в фазовом строении, что приводит к разнообразию свойств и, соответственно, влияет на сферу их применения. Известно, что гальванические и металлизационные покрытия состоят из чистого цинка и не содержат интерметаллидных фаз [1–3]. Горячецинковые покрытия, получаемые погружением в расплав, и термодиффузионные, получаемые в порошковых смесях, образуются по диффузионному механизму и содержат

интерметаллидные фазы [4; 5]. Фазы покрытия образуются в соответствии с диаграммой Fe-Zn (рис. 1) [6].

Однако общее строение и соотношение этих фаз в термодиффузионных и горячих покрытиях различно, так же как и свойства. На поверхности горячецинковых покрытий содержится слой практически чистого цинка – η-фазы, под которым расположены интерметаллидные фазы ζ, δ, и Γ (рис. 2 а). Термодиффузионные цинковые покрытия почти полностью состоят из δ-фазы (рис. 2 б) [7].

Многие исследователи отмечают, что железоцинковые фазы более коррозионностойкие и более твердые, чем чистый цинк [8–10]. Поэтому термодиффузионные покрытия более предпочтительны в агрессивных средах и в условиях абразивного износа, например в нефтедобывающей отрасли, судостроении, морском флоте, коксохимической и нефтеперерабатывающей промышленности [11–13]. Отмечается повышенная коррозионная устойчивость покрытий, состоящих преимущественно

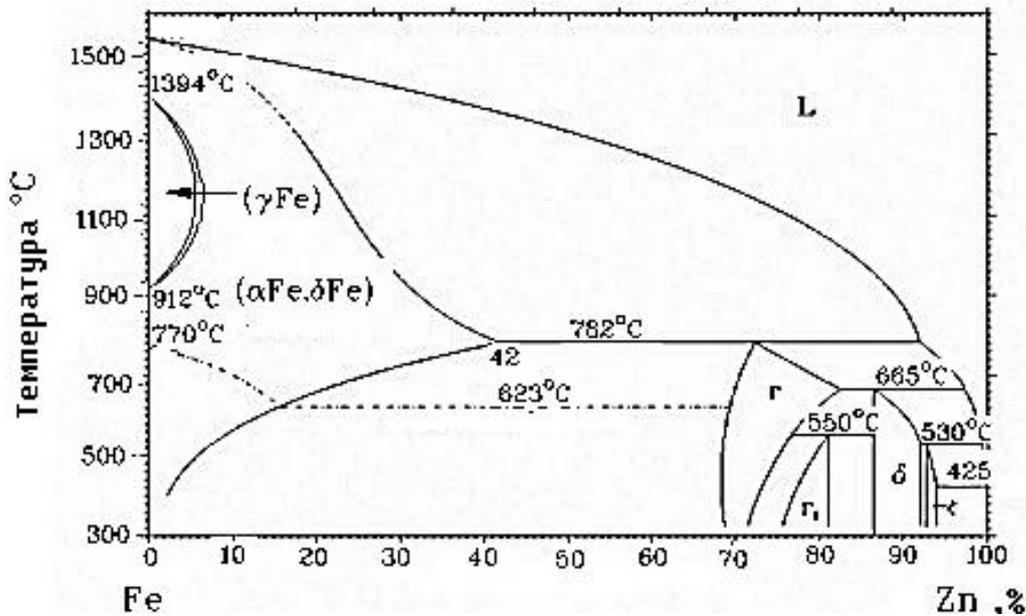


Рис. 1. Диаграмма состояния Fe-Zn [Привод. по: 6, т. 2, с. 584]
 Fig. 1. Diagram of Fe-Zn state [Reproduced from: 6, v. 2, p. 584]

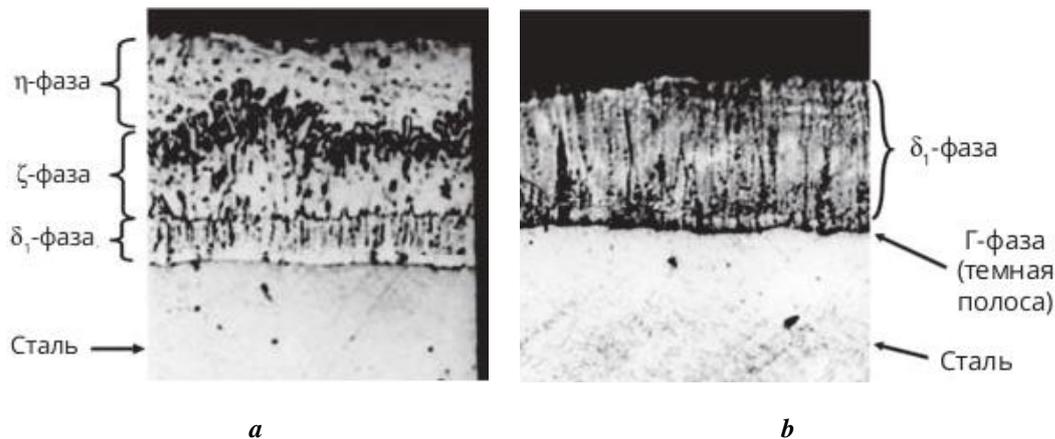


Рис. 2. Микроструктура цинкового покрытия, полученного методом:
 а – горячего цинкования; б – термодиффузионного цинкования [Привод. по: 7, с. 33]
 Fig. 2. The microstructure of zinc coating produced by:
 а – hot-dip galvanizing; б – thermomiffusion galvanizing [Reproduced from: 7, p. 33]

из δ -фазы, в среде хлоридов и сульфидов [14; 15]. Разрабатываются новые способы нанесения диффузионных цинковых покрытий в сочетании с газовым азотированием с помощью рециркуляции реактивной атмосферы за счет управления скоростью охлаждения и др. [16–20]. Однако технология нанесения термодиффузионных покрытий накладывает ограничение на размеры изделий в связи с небольшими размерами камеры, а также требует гораздо больше времени – несколько часов, по сравнению с нанесением горячецинковых покрытий за несколько минут. В связи с этим перспективным способом модификации горячецинковых покрытий является их термическая обработка – диффузионный отжиг, с помощью

которого можно в течение нескольких минут изменить структуру и фазовый состав покрытия и тем самым повлиять на свойства.

Цель работы – исследование влияния диффузионного отжига на микроструктуру и свойства горячецинковых покрытий.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Для решения поставленной задачи образцы из листовой стали Ст3сп (Si=0,15–0,4 %) были оцинкованы при температуре 450 °C в течение 10 мин. Далее проводили диффузионный отжиг при температурах 500 и 600 °C с выдержкой в печи 5 и 10 мин.

Микроструктуру и элементный микроанализ цинкового покрытия исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega SB с энергодисперсионным рентгеновским анализатором INCAx-act.

Определение пористости проводили с использованием микроскопического (металлографического) метода на нетравленных шлифах [21]. Процентную долю пор в покрытии рассчитывали как отношение площади пор к площади покрытия на полученном изображении микроструктуры. Для расчета использовали программное обеспечение электронного сканирующего микроскопа Tescan Vega SB. Замеры проводили не менее чем в 10 местах на каждом образце. Микротвердость цинкового покрытия измеряли под нагрузкой 50 г на микротвердомере HV-1000. С каждого образца было снято 10 измерений.

Влияние диффузионного отжига на коррозионную стойкость оценивали с помощью ускоренных коррозионных испытаний оцинкованной стали, описанных Маху (Тест Machu Стандарт ISO 17872: 2007). Образцы погружали в раствор 5 % NaCl и 1 % 30%-ной перекиси водорода H_2O_2 в воде на 48 ч при температуре 23 °C. Затем образцы извлекали из раствора и высушивали. После снятия продуктов коррозии оценивали площадь пораженных участков образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура цинкового покрытия в исходном состоянии и после диффузионного отжига приведена на рис. 3.

Исследования показали, что в структуре цинкового покрытия до диффузионного отжига наблюдаются все основные фазы: Γ , δ , ζ , η . Фаза Γ растревливается и визуализируется как темная полоса шириной около 0,5 мкм между стальной основой и покрытием. Фаза δ – компактная, однородная, ее толщина постоянная – около 30 мкм. Она содержит 10,1 % Fe и 89,9 % Zn. Далее идет фаза ζ – дендритная пластинчатая, пористая, толщиной примерно 60 мкм. Она составляет почти половину всего по-

крытия, ее элементный анализ показал содержание 6,57 % Fe и 93,43 % Zn. Фаза η выравнивает поверхность покрытия и содержит 99,73 % Zn (рис. 3 а). Микроструктура покрытия после 5 мин диффузионного отжига представлена на рис. 3 б. В покрытии отчетливо различимы только 2 фазы: δ и ζ . Структура δ -фазы (10,8 % Fe, 89,2 % Zn) не изменилась. Строение ζ -фазы (6,54 % Fe и 93,46 % Zn) после отжига сильно изменяется. Она становится более пористой, разветвленной и теперь составляет примерно 70 % от толщины всего покрытия. После диффузионного отжига в структуре покрытия полностью отсутствует η -фаза покровного цинка. Микроструктура покрытия после 10 мин диффузионного отжига представлена на рис. 3 с. Граница между фазами δ и ζ становится практически не различима. Наблюдается увеличение размера пор, а также кристаллов структуры. Толщина δ -фазы уменьшилась до 10 мкм, данные анализа показали, что фаза δ содержит 9,53 % Fe и 90,47 % Zn. Около 90 % покрытия составила пористая, крупнокристаллическая ζ -фаза (6,49 % Fe и 93,51 % Zn). Как и на предыдущем образце, в структуре покрытия отсутствует η -фаза. Изменение распределения цинка по толщине покрытия в результате диффузионного отжига представлено на рис. 4.

Как известно, скачок концентрации соответствует изменению фазового состава покрытия. Анализ полученных кривых показал, что в исходном состоянии в покрытии присутствуют 3 фазы, им соответствуют 3 площадки с постоянной концентрацией цинка, соответствующей фазам δ , ζ и η . В результате диффузионного отжига при 500 °C в течение 5 мин сохраняются 3 площадки с постоянной концентрацией, однако первая концентрация соответствует δ -фазе, а две другие – ζ -фазе, η -фаза отсутствует. Произошло диффузионное перераспределение цинка по толщине покрытия. Концентрационные кривые после отжига с выдержкой в 10 мин имеют принципиально другой вид. Здесь мы наблюдаем только 2 концентрационные площадки, соответствующие δ - и ζ -фазам. Химическая неоднородность после этого режима минимальна, покрытие становится гомогенным.

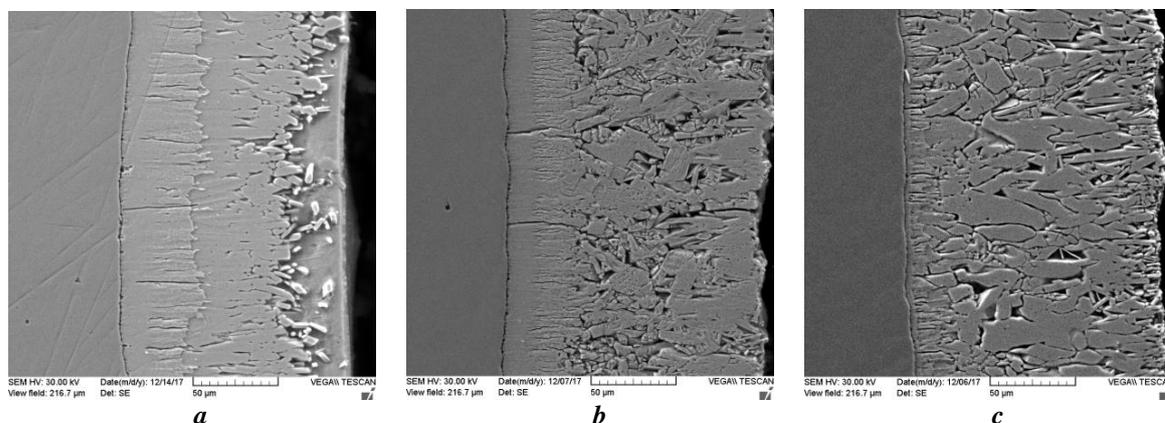


Рис. 3. Микроструктура цинкового покрытия при увеличении в $\times 1000$:

a – в исходном состоянии; **b** – отжиг 500 °C, 5 мин; **c** – отжиг 500 °C, 10 мин

Fig. 3. The microstructure of zinc coating when zooming in $\times 1000$:

a – in the initial state; **b** – annealing at 500 °C, 5 min.; **c** – annealing at 500 °C, 10 min.

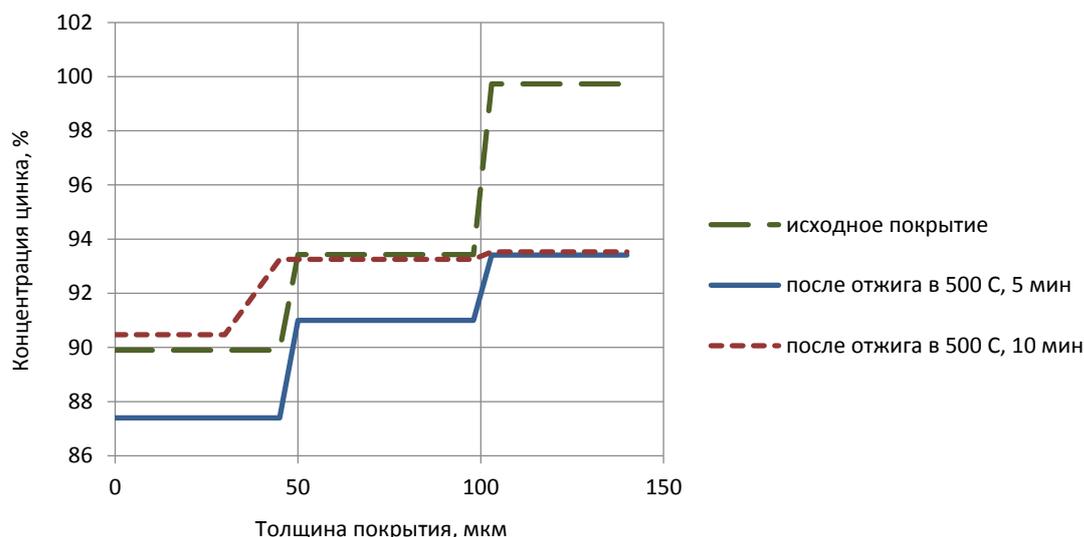


Рис. 4. Распределение цинка по толщине покрытия
Fig. 4. Zinc distribution according to the coating thickness

Микроструктура покрытия в исходном состоянии и после 5 мин диффузионного отжига при 600 °С представлена на рис. 5.

В микроструктуре покрытия после 5 мин отжига различимы только две фазы: плотная столбчатая δ и дендритная ζ . Структура δ -фазы теперь составляет около 50 % от толщины всего покрытия и содержит 8,83 % Fe и 91,18 % Zn. Фаза ζ оформляется в крупные равноосные кристаллы и составляет половину всего покрытия. Рентгеноспектральный анализ показал, что ζ -фаза содержит 8,61 % Fe и 91,40 % Zn (рис. 5 б).

Микроструктура покрытия после 10 мин диффузионного отжига при 600 °С претерпевает значительные изменения. Между стальной основой и покрытием становится явно различимой Γ -фаза, ее толщина достигает 5 мкм (рис. 5 с). Рентгеноспектральный анализ Γ -фазы показал около 30,78 % Fe и 68,64 % Zn. Толщина

δ -фазы (12,48 % Fe и 87,52 % Zn) не изменяется (порядка 50 %), однако она становится более плотной. Остальную часть покрытия составляет пористая дендритная ζ -фаза, содержащая 9,99 % Fe и 90,01 % Zn. Кристаллиты ζ -фазы имеют кубическую равноосную форму. Поры между кристаллитами имеют размеры, сопоставимые с размерами самих кристаллитов – до 25 мкм.

Изменение концентрации цинка по толщине покрытия в результате диффузионного отжига при 600 °С представлено на рис. 6.

Анализ концентрационных кривых показал, что наибольшее выравнивание химического состава покрытия происходит при режиме 600 °С – 5 мин. При выдержке 10 мин наблюдается формирование высокотемпературной Γ -фазы, что полностью соответствует диаграмме состояния Fe-Zn.

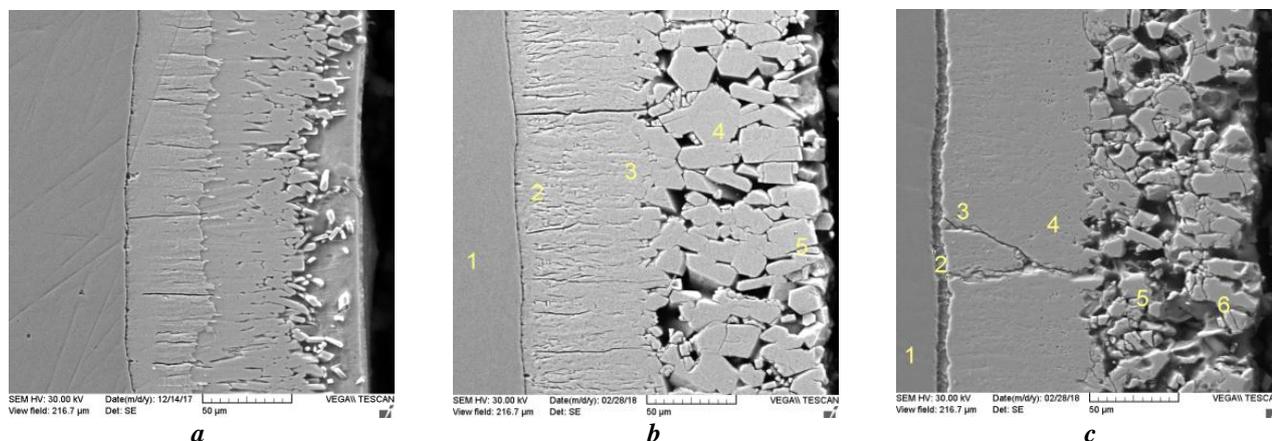


Рис. 5. Микроструктура цинкового покрытия при увеличении в $\times 1000$:
a – в исходном состоянии; b – отжиг 600 °С, 5 мин; c – отжиг 600 °С, 10 мин
Fig. 5. The microstructure of zinc coating when zooming in $\times 1000$:
a – in the initial state; b – annealing at 600 °С, 5 min.; c – annealing at 600 °С, 10 min.

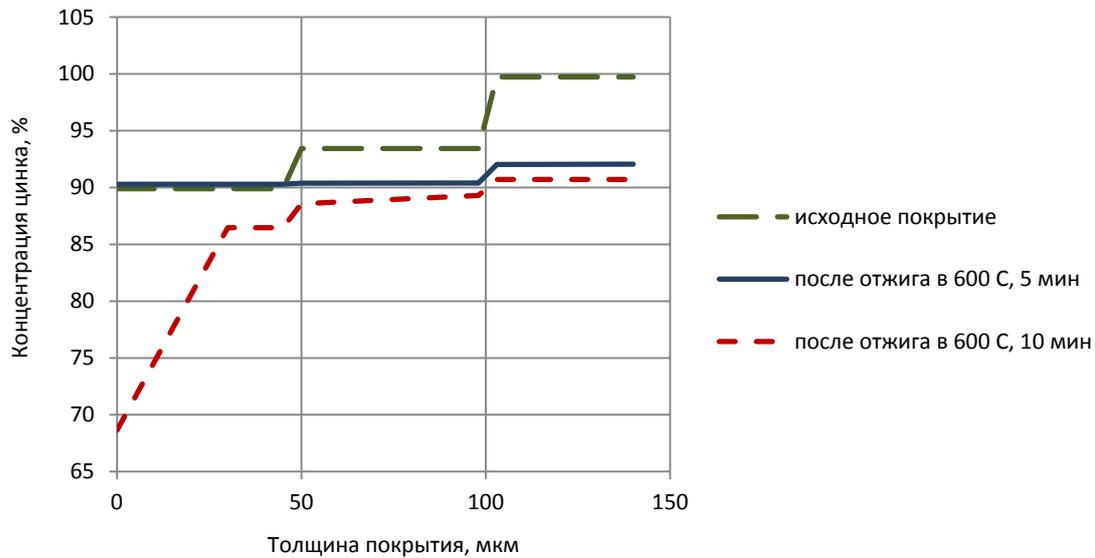


Рис. 6. Распределение цинка по толщине покрытия при диффузионном отжиге 600 °C
Fig. 6. Zinc distribution according to the coating thickness at the diffusion annealing at 600 °C

Таким образом, термическая обработка цинкового покрытия в виде диффузионного отжига приводит к активизации диффузионных механизмов. Начинается интенсивная взаимная диффузия цинка и железа, что приводит к изменению фазового состава покрытия и строения самих фаз. Так как целью диффузионного отжига являлось выравнивание химического состава покрытия, то можно выбрать два режима, обеспечивающих максимальную гомогенность покрытия. Это режимы 500 °C – 10 мин и 600 °C – 5 мин. Однако необходимо принять во внимание такие изменения структуры покрытия, как образование пустот и пор. Подобные структурные изменения непременно приводят к изменениям физико-механических характеристик покрытий и коррозионной стойкости.

Работоспособность стальных изделий с защитными покрытиями в агрессивных средах определяется физико-механическими свойствами поверхностных слоев. В связи с этим представляло интерес изучение свойств диффузионных цинковых слоев, образующихся в процессе отжига. Особенно важными характеристиками являются пористость и микротвердость. Пористость покрытия определяет его проницаемость для агрессивных сред. Микротвердость покрытия является показателем, определяющим эксплуатационные характеристики покрытия в средах, содержащих примеси песка, глины и других твердых веществ, в результате чего оцинкованное изделие подвергается совместному воздействию коррозионной среды и механическому износу.

Исследования показали, что средняя пористость цинкового покрытия до отжига составляет 2,5 %, размеры пор – 1–12 мкм, средний размер пор – 5 мкм. После отжига размер пор увеличивается, средняя пористость покрытия напрямую зависит как от времени выдержки, так и от температуры диффузионного отжига (рис. 7).

Анализ полученных данных показал, что с увеличением времени выдержки пористость покрытия увели-

чивается, причем при 500 °C примерно в 2 раза, а при 600 °C – в 4 раза. Увеличение пористости покрытия нежелательно, так как в процессе эксплуатации при окислении поверхностного слоя поры будут способствовать проникновению агрессивной среды вглубь покрытия.

Твердость является важной характеристикой физико-механических свойств цинковых и других покрытий. Величина микротвердости позволяет косвенно судить о других характеристиках покрытия – прочности, пластичности, хрупкости и др. Влияние диффузионного отжига на микротвердость покрытия показано на рис. 8. Микротвердость цинкового покрытия измеряли под нагрузкой на индентор 50 г.

Анализ полученной зависимости показал, что микротвердость зависит от времени выдержки, а именно с увеличением времени микротвердость уменьшается. Это объясняется увеличением пористости покрытия. На микротвердость влияет и температура отжига. При температуре отжига 500 °C падение твердости гораздо значительнее, чем при температуре 600 °C, хотя пористость покрытия больше при температуре 600 °C. Это можно объяснить тем фактом, что микроструктура покрытия после отжига 600 °C характеризуется наличием крупных плотных кристаллов ζ -фазы, в которые легко попасть индентором при измерении микротвердости, в то время как микроструктура покрытия после отжига при 500 °C представляет собой смесь крупных и тонких по-разному ориентированных кристаллитов ζ -фазы. В этом случае индентор оставляет отпечаток не точно в кристаллите, а в зоне между кристаллитами. Эти различия в строении являются определяющими при получении значений микротвердости.

Для исследования на коррозионную стойкость были взяты образцы в исходном состоянии и прошедшие диффузионный отжиг при температуре 500 °C, так как пористость покрытий при таком температурном режиме меньше. Результаты представлены в таблице 1.

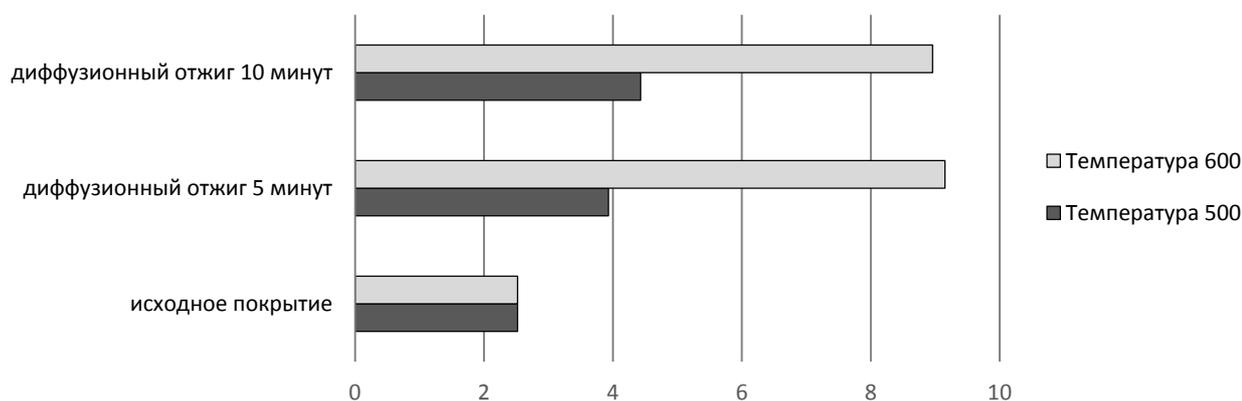


Рис. 7. Влияние режима отжига на пористость
Fig. 7. The influence of the annealing mode on the porosity

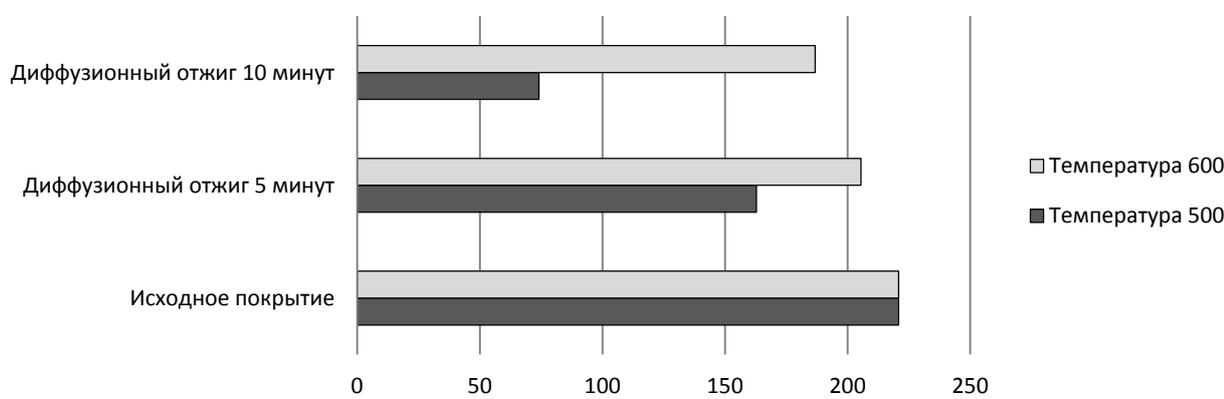


Рис. 8. Влияние режима отжига на микротвердость
Fig. 8. The influence of the annealing mode on the microhardness

Таблица 1. Коррозия, появившаяся на образцах, в процентном отношении
Table 1. Corrosion appeared on specimens, percentage

| Образец | Коррозия, % |
|-----------------|-------------|
| Исходный | 30 |
| 500 °С – 5 мин | 2 |
| 500 °С – 10 мин | 15 |

Исследования показали, что после диффузионного отжига коррозионная стойкость интерметаллидного цинкового покрытия увеличивается в 2 раза при режиме 500 °С – 10 мин и в 15 раз при режиме 500 °С – 5 мин по сравнению с исходным покрытием. С увеличением времени выдержки увеличивается пористость покрытия, следовательно, возрастает проницаемость покрытия и уменьшается его коррозионная стойкость.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Таким образом, максимальную гомогенность покрытия обеспечивают режимы отжига 500 °С – 10 мин и 600 °С – 5 мин. Однако такие изменения структуры покрытия, как образование пустот и пор, приводят к изменению физико-механических характеристик покрытий и коррозионной стойкости. С увеличением времени выдержки пористость покрытия увеличивается при 500 °С примерно в 2 раза, а при 600 °С – в 4 раза.

Микротвердость покрытия уменьшается с увеличением времени выдержки и температуры. С учетом этих данных и результатов коррозионных испытаний из четырех проведенных режимов можно рекомендовать отжиг при температуре 500 °С и времени выдержки 5 мин.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Березовская В.В., Чижов И.А. Цинковые покрытия. Структура, свойства, прогнозирование эксплуатационной надежности. Saarbrücken: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2015. 136 с.
- Проскуркин Е.В. Защитные цинковые покрытия: сопоставительный анализ свойств, рациональные области применения // Технический альманах Оборудование. 2005. № 3. С. 66–71.
- Окулов В.В. Цинкование. Техника и технология. М.: Глобус, 2008. 252 с.
- Smith W.J., Goodwin F.E. Hot Dipped Coatings // Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. 2017. P. 1–19. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.09214-6.
- Kuklík V., Kudláček J. Hot-Dip Galvanizing of Steel Structures. Amsterdam: Elsevier, 2016. 234 p. DOI: 10.1016/C2014-0-03512-5.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник : в 3 т. / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1996–.
- Проскуркин Е.В., Геловани В.А., Сонк А.Н., Петров И.В., Ярема И.П., Сухомлин Д.А. Цинковые покрытия – основные современные системы защиты труб от коррозии // Сталь. 2018. № 6. С. 32–37.
- Бондарева О.С., Таразанов И.В., Петрова К.Н. Исследование физико-механических и коррозионных свойств горячих цинковых покрытий на строительных профилях // Известия Самарского научного центра РАН. 2015. Т. 17. № 6-2. С. 397–401.
- Thierry D., Persson D., Le Bozec N. Atmospheric corrosion of zinc and zinc alloyed coated steel // Encyclopedia of Interfacial Chemistry: Surface Science and Electrochemistry. Elsevier, 2018. P. 55–78.
- Проскуркин Е.В., Поликарпов М.П., Петров И.В., Журавлев А.Ю., Сухомлин Д.А. Диффузионные цинковые покрытия для защиты труб и других металлоизделий // Сталь. 2016. № 4. С. 31–34.
- Biryukov A.I., Galin R.G., Zakharyevich D.A., Wassilkowska A.V., Batmanova T.V. The effect of the chemical composition of intermetallic phases on the corrosion of thermal diffusion zinc coatings // Surface and Coatings Technology. 2019. Vol. 372. P. 166–172.
- Проскуркин Е.В., Петров И.В., Журавлев А.Ю., Филиппова М.И., Пучков А.В., Большаков В.И., Сухомлин Д.А. Вопросы качества диффузионных цинковых покрытий в свете требований международного стандарта ISO/FDIS 17668:2015 // Сталь. 2016. № 10. С. 40–43.
- Бирюков А.И., Захарьевич Д.А., Галин Р.Г., Путилова А.В. Коррозионная стойкость термодиффузионных цинковых покрытий в средах горячего и холодного водоснабжения // Практика противокоррозионной защиты. 2016. № 4. С. 7–13.
- Проскуркин Е.В., Сухомлин Д.А. Исследование коррозионной стойкости насосно-компрессорных труб с диффузионным цинковым покрытием в осложненных условиях газодобывающих скважин // Коррозия: материалы, защита. 2016. № 5. С. 41–48.
- Сотсков Н.И. Термодиффузионное цинкование – эффективный метод антикоррозионной защиты высокопрочного крепежа. Методы контроля // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2019. Т. 75. № 9. С. 1066–1077. DOI: 10.32339/0135-5910-2019-9-1066-1076.
- Biryukov A., Zakharyevich D., Kolesnikov A., Batmanova T., Galin R., Wassilkowska A. A layer-by-layer analysis of the corrosion properties of diffusion zinc coatings // Archives of Metallurgy and Materials. 2020. Vol. 65. № 1. P. 99–102. DOI: 10.24425/amm.2019.131101.
- Петрова Л.Г., Тимофеева Г.Ю., Косачев А.В., Морщилов М.В. Повышение надежности коррозионной защиты стальных изделий с цинковыми покрытиями путем азотирования // Технология металлов. 2020. № 4. С. 27–34.
- Wang J.-Q., Wang S.-M., Liu H.-W., Zhao X.-J., Huang G.-X. Effect of heating temperature on microstructure and property of mechanical galvanized diffusion layer // Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment. 2018. Vol. 39. № 2. P. 125–131. DOI: 10.13289/j.issn.1009-6264.2017-0444.
- Kania H., Sipa J. Microstructure characterization and corrosion resistance of zinc coating obtained on high-strength grade 10.9 bolts using a new thermal diffusion process // Materials. 2019. Vol. 12. № 9. P. 1400. DOI: 10.3390/ma12091400.
- Petrova L.G., Demin P.E., Barabanov S.I., Kosachev A.V. Application of diffusion techniques for formation of zinc coatings to improve corrosion resistance of structural steels // Polymer Science - Series D. 2017. Vol. 10. № 2. P. 179–184. DOI: 10.1134/S1995421217020162.
- Сенин А.В., Винник Д.А., Чернуха А.С., Забейворота Н.С. Физико-химические методы исследования материалов. Состав, структура. Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2018. 119 с.

REFERENCES

- Berezovskaya V.V., Chizhov I.A. *Tsinkovye pokrytiya. Struktura, svoystva, prognozirovaniye ekspluatatsionnoy nadezhnosti* [Zinc coatings. Structure, properties, prediction of operational reliability]. Saarbrücken, LAP LAMBERT Academic Publishing, 2015. 136 p.
- Proskurkin E.V. Protective zinc coatings: comparative analysis of properties, rational applications. *Tekhnichesky almanakh Oborudovanie*, 2005, no. 3, pp. 66–71.
- Okulov V.V. *Tsinkovanie. Tekhnika i tekhnologiya* [Zinc plating. Technique and technology]. Moscow, Globus Publ., 2008. 252 p.
- Smith W.J., Goodwin F.E. Hot Dipped Coatings. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. 2017, pp. 1–19. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.09214-6.
- Kuklík V., Kudláček J. *Hot-Dip Galvanizing of Steel Structures*. Elsevier, 2016. 234 p. DOI: 10.1016/C2014-0-03512-5.

6. Lyakishev N.P., ed. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh metallicheskih system* [State diagrams of binary metal systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1996. 3 vol.
7. Proskurkin E.V., Gelovani V.A., Sonk A.N., Petrov I.V., Yarema I.P., Sukhomlin D.A. Zinc coatings are the main modern pipe corrosion protection systems. *Stal'*, 2018, no. 6, pp. 32–37.
8. Bondareva O.S., Tarazanov I.V., Petrova K.N. Study of the physicomechanical and corrosion properties of hot-dip zinc coatings on the construction profiles. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy Akademii nauk*, 2015, vol. 17, no. 6-2, pp. 397–401.
9. Thierry D., Persson D., Le Bozec N. Atmospheric corrosion of zinc and zinc alloyed coated steel. *Encyclopedia of Interfacial Chemistry: Surface Science and Electrochemistry*. Elsevier, 2018, pp. 55–78.
10. Proskurkin E.V., Polikarpov M.P., Petrov I.V., Zhuravlev A.Yu., Sukhomlin D.A. Diffusion galvanized coatings for protection of pipes and other metal products. *Stal'*, 2016, no. 4, pp. 31–34.
11. Biryukov A.I., Galin R.G., Zakharyevich D.A., Wassilkowska A.V., Batmanova T.V. The effect of the chemical composition of intermetallic phases on the corrosion of thermal diffusion zinc coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 372, pp. 166–172.
12. Proskurkin E.V., Petrov I.V., Zhuravlev A.Yu., Filippova M.I., Puchkov A.V., Bolshakov V.I., Sukhomlin D.A. Quality issues of the zinc diffusion coatings in view of the international standard ISO/FDIS 17668:2015. *Stal'*, 2016, no. 10, pp. 40–43.
13. Biryukov A.I., Zakharyevich D.A., Galin R.G., Putilova A.V. Corrosion resistance of thermodiffusion zinc coatings in media hot and cold water supply. *Praktika protivokorroziionnoy zashchity*, 2016, no. 4, pp. 7–13.
14. Proskurkin E.V., Sukhomlin D.A. Investigation of corrosion resistance of tubing with diffusion zinc coating in complicated conditions of gas production wells. *Korroziya: materialy, zashchita*, 2016, no. 5, pp. 41–48.
15. Sotskov N.I. Thermo-diffusion galvanizing – an effective method of anticorrosion protection of high-strength fasteners. Methods of control. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoy i ekonomicheskoy informatsii*, 2019, vol. 75, no. 9, pp. 1066–1077. DOI: 10.32339/0135-5910-2019-9-1066-1076.
16. Biryukov A., Zakharyevich D., Kolesnikov A., Batmanova T., Galin R., Wassilkowska A. A layer-by-layer analysis of the corrosion properties of diffusion zinc coatings. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2020, vol. 65, no. 1, pp. 99–102. DOI: 10.24425/amm.2019.131101.
17. Petrova L.G., Timofeeva G.Yu., Kosachev A.V., Morshchilov M.V. Improving the reliability of corrosion protection of steel products with zinc coatings by nitriding. *Tekhnologiya metallov*, 2020, no. 4, pp. 27–34.
18. Wang J.-Q., Wang S.-M., Liu H.-W., Zhao X.-J., Huang G.-X. Effect of heating temperature on microstructure and property of mechanical galvanized diffusion layer. *Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2018, vol. 39, no. 2, pp. 125–131. DOI: 10.13289/j.issn.1009-6264.2017-0444.
19. Kania H., Sipa J. Microstructure characterization and corrosion resistance of zinc coating obtained on high-strength grade 10.9 bolts using a new thermal diffusion process. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 9, p. 1400. DOI: 10.3390/ma12091400.
20. Petrova L.G., Demin P.E., Barabanov S.I., Kosachev A.V. Application of diffusion techniques for formation of zinc coatings to improve corrosion resistance of structural steels. *Polymer Science - Series D*, 2017, vol. 10, no. 2, pp. 179–184. DOI: 10.1134/S1995421217020162.
21. Senin A.V., Vinnik D.A., Chernukha A.S., Zabeyvorota N.S. *Fiziko-khimicheskie metody issledovaniya materialov. Sostav, struktura* [Physicochemical methods of materials research. Composition, structure]. Chelabinsk, YuUrGU Publ., 2018. 119 p.

Changing the structure and properties of hot-dip zinc coatings using diffusion annealing

© 2020

Anna A. Rodina¹, student

Olga S. Dobychina, postgraduate student

Olga S. Bondareva*², PhD (Engineering),

assistant professor of Chair of Metal Technology and Aircraft Materials Science

Samara University, Samara (Russia)

*E-mail: osbond@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6868-2920>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4273-2483>

Abstract: Zinc coatings are widely used to protect steel goods from corrosion. The physics of methods of zinc applying to steel determines the coating morphology. Hot-dip zinc and thermodiffusion coatings are produced on steel by a diffusion mechanism and contain intermetallic phases according to the Fe-Zn diagram; however, they have different phase morphology, corrosion resistance, and consequently, different operating corrosive media. Thermodiffusion coatings have the highest corrosion resistance. However, their applying technique imposes a restraint on the dimensions of goods due to the small size of a chamber, and it requires much more time (several hours) compared to hot-dip zinc coatings applying for several minutes. In this respect, the authors suggest using the diffusion annealing of hot-dip galvanized goods to produce the entire intermetallic structure of the coating. The goal of the paper was to study the influence of the diffusion annealing modes on the microstructure and properties of hot-dip zinc coatings. The study showed the changes in the microstructure and elemental composition of the zinc coating phases as the result of soaking at the temperatures of 500 and 600 °C

for 5 and 10 minutes. The authors researched the influence of annealing modes on the porosity of a coating and its microhardness. The coatings were quickly tested for corrosion resistance in the initial state and after thermal treatment. As a result of diffusion annealing, zinc coating becomes completely intermetallic, more homogeneous; its chemical composition becomes uniform. The study identified that to obtain the balance of physical-mechanical and technological properties, it is recommended to use the diffusion annealing mode with a temperature of 500 °C and soaking in a furnace for 5 minutes.

Keywords: hot-dip zinc coating; zinc coating; diffusion annealing; microstructure; porosity; microhardness; annealing temperature; corrosion resistance.

Acknowledgements: The paper was written on the reports of the participants of the IX International School of Physical Materials Science (SPM-2019) with elements of a scientific school for young adults, Togliatti, September 9–13, 2019.

For citation: Rodina A.A., Dobychina O.S., Bondareva O.S. Changing the structure and properties of hot-dip zinc coatings using diffusion annealing. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 25–33. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-25-33.

Эффективная мощность сварочной дуги обратной полярности при наплавке алюминия плавящимся электродом

© 2020

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

*Ковтунов Александр Иванович*², доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

*Бочкарев Александр Геннадьевич*³, аспирант кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

*Советкин Дмитрий Эдуардович*⁴, 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/0000-0002-7705-7377>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7945-1634>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6942-4501>

Аннотация: Проанализирована информация об эффективной мощности дуги обратной полярности на алюминиевой детали и влиянии на нее катодной области дуги. Эффективная мощность дуги обратной полярности дифференцирована на ее основные составляющие. Проведены эксперименты по измерению эффективной мощности дуги обратной полярности при сварке алюминия. Определение эффективной мощности осуществлялось методом калориметрирования при наплавке на пластину из алюминиевого сплава АМц проволокой диаметром 1,2 мм. Производилось взвешивание наплавленного металла. По результатам опытов рассчитывалось среднее алгебраическое отклонение (САО) производительности наплавки $\alpha_{н\Gamma}$ и эффективной мощности. В результате предложена методика определения коэффициента расплавления электродной проволоки при нулевом вылете α_0 по его зависимости от тока дуги, который увеличивается с уменьшением диаметра электрода. Он примерно на 25 % меньше, чем у стали, что при допущении о слабой зависимости анодной мощности от тока дуги подтверждает ранее полученные данные о повышенном теплосодержании каплей электродного металла алюминиевой проволоки по сравнению со стальной проволокой. Преобладающий вклад в общую эффективную мощность дуги на обратной полярности при струйном переносе электродного металла вносит мощность катодной области дуги. При плотности тока 175 А/мм² удельная эффективная мощность от действия катодной области составляет $q_{\text{УК}}=9,0$ Вт/А, мощность электродного металла $q_{\text{Э}}=4,6$ Вт/А, мощность плазменных потоков $q_{\text{П}}=5,2$ Вт/А.

Ключевые слова: эффективная мощность; наплавка; алюминий; обратная полярность; калориметрирование; плавящийся электрод; коэффициент расплавления; алюминиевая проволока; теплосодержание каплей.

Для цитирования: 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.

ВВЕДЕНИЕ

В связи с ростом производства сварных конструкций из алюминиевых сплавов все более актуальной становится оптимизация режимов их сварки. Одним из распространенных способов является сварка дугой обратной полярности плавящимся электродом в аргоне. При этом обеспечивается катодное разрушение окисной пленки алюминия на изделии.

Типы сварных соединений при дуговой сварке алюминиевых сплавов регламентировались ГОСТ 14806-80 «Дуговая сварка алюминия и алюминиевых сплавов в инертных газах. Соединения сварные». В настоящее время введен в действие стандарт ГОСТ ISO 9692-3-2020 «Сварка и родственные процессы. Типы подготовки соединений. Часть 3. Сварка дуговая в инертном газе плавящимся и вольфрамовым электродом алюминия и его сплавов».

На рис. 1 представлены верхние пределы свариваемых толщин стыковых соединений без разделки кромок по стандарту ГОСТ 14806-80 для автоматических способов сварки.

Согласно рис. 1 сварка плавящимся электродом обеспечивает повышение предельных толщин в 3 и более раза по сравнению со сваркой однофазной дугой переменного тока неплавящимся электродом. Предельные толщины, по всей видимости, относятся к сварке дугами в среде гелия, обладающими повышенной мощностью. Большие значения предельной толщины при сварке трехфазной дугой неплавящимися электродами объясняются возможностью повышения предельной мощности дуги без нарушения формирования сварного шва, что связано с меньшей сосредоточенностью давления дуги и теплового потока по поверхности сварочной ванны. Сравнение с аналогичными показателями для сварки сталей по ГОСТ 14471-76 «Дуговая сварка

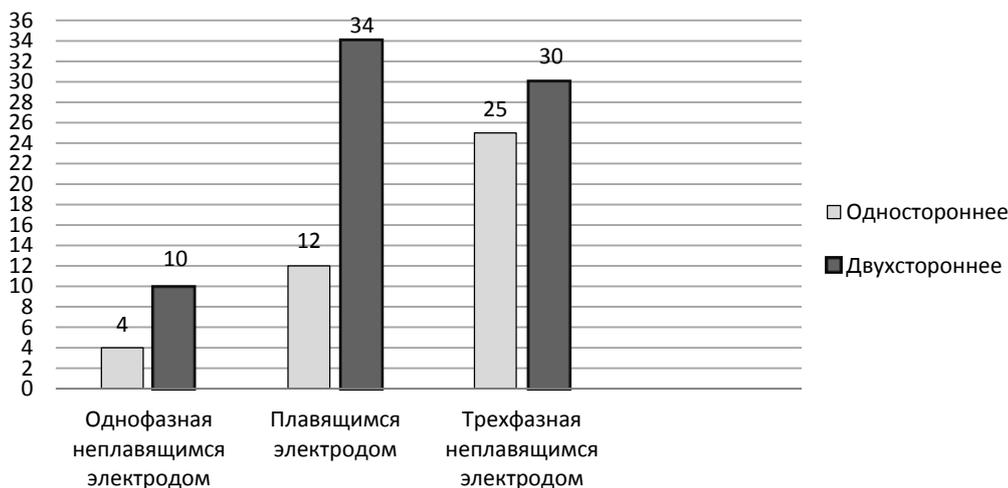


Рис. 1. Предельные толщины соединений без разделки кромок, мм
Fig. 1. Limiting thicknesses of joints without edge preparation, mm

в защитном газе. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры» показывает, что предельные толщины при сварке алюминиевых сплавов выше. Это обусловлено в первую очередь низкой температурой плавления алюминиевых сплавов, которая компенсирует влияние их высокой теплопроводности. Поскольку в России сварку преимущественно ведут дугой в среде аргона, представляет интерес изучение предельных возможностей именно этого процесса.

В последнее время исследуются свойства катодной области и катодного пятна в дуге обратной полярности в среде аргона на плавящемся электроде [1; 2]. При этом в работе [2] ставятся под сомнение современные взгляды на процесс разрушения окисной пленки алюминия в такой дуге. Интерес к катодной области связан еще и с тем, что все чаще для сварки алюминия используется дуга с разнополярными импульсами тока (РПИ) [3–5].

Провар основного металла принято рассчитывать с помощью теории сварочных источников тепла, важную роль в которой играет эффективная мощность [6; 7], определяемая с помощью эффективного КПД дуги η . Значение η дуги обратной полярности с плавящимся электродом рекомендуют выбирать в диапазоне 0,70–0,80 [6]. Однако неясно, какова структура составляющих эффективной мощности: мощности от действия катодной области дуги на алюминиевой детали, мощности, передаваемой каплями электродного металла, и мощности, передаваемой струями плазмы. В работе [8] показано, что при сварке сталей под флюсом роль мощности электродного металла в проплавлении изделия очень невелика. Следует ожидать, что такое же явление присуще и сварке алюминиевых сплавов. В работе [9] даны сведения, что при сварке в аргоне 20 % энергии, выделяемой в стальном электроде, теряется на испарение и 30 % расходуется на перегрев капли. Затраты энергии на перегрев капель нельзя относить к потерям эффективной мощности, а часть испарившегося с поверхности капель металла может переноситься к изделию вместе с плазменными потоками.

Мощность, передаваемая катодной областью изделию, зависит от катодного падения напряжения. В работе [10] обоснована приближенная формула для ее оценки:

$$q_K \approx U_K - U_B, \quad (1)$$

где U_K – катодное падение напряжения дуги, В;
 U_B – напряжение, эквивалентное работе выхода электронов из металла электрода, В.
Соответственно, мощность, передаваемая от анодной области электроду:

$$q_A \approx U_A + U_B, \quad (2)$$

где U_A – катодное падение напряжения дуги, В.

Поскольку при сварке плавящимся электродом основная часть мощности электродного металла передается изделию, то составляющие эффективной мощности дуги от действия приэлектродных областей на обратной полярности дуги можно представить в виде

$$q_{ПЭ} = [(U_K - U_B) + \mu(U_A + U_B)], \quad (3)$$

где μ – коэффициент передачи мощности капель электродного металла изделию.

С учетом приведенных выше потерь на испарение $\mu \approx 0,8$. При определении полной эффективной мощности в формулу (3) необходимо добавить слагаемые от нагрева электрода в вылете и переноса мощности из столба дуги потоками плазмы.

В соответствии с (3) эффективная мощность и, следовательно, провар изделия не должны сильно зависеть от полярности дуги. В то же время для сталей при сварке под флюсом такая зависимость есть. Авторы [11] объяснили это различием во влиянии толщины жидкой прослойки металла в сварочной ванне, величина которой, по их мнению, больше на прямой полярности. В работе [8] различие проваров объяснено малой ролью

электродного металла в проплавлении изделия и, наоборот, преобладающей ролью приэлектродной мощности дуги. В работе [9] данные о соотношении коэффициентов пропорциональности между током и проваром для сварки в среде CO_2 в зависимости от полярности отсутствуют.

Прямые измерения эффективной мощности дуги обратной полярности с неплавящимся электродом в среде аргона проводились только для стали на малых токах до 60 А [12], что обусловлено низкой стойкостью неплавящегося электрода. При напряжении дуги 23 В и среднем эффективном КПД дуги $\eta=0,52$ получаем, что удельную эффективную мощность можно оценить примерно как 12 Вт/А. В то же время, по данным работы [4], напряжение дуги обратной полярности существенно зависит от тока дуги, поэтому данные [12] являются ориентировочными.

Цель работы – уточнение представлений о приэлектродных процессах в дуге обратной полярности с плавящимся электродом при сварке алюминиевых сплавов путем установления составляющих ее эффективной мощности.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Определение эффективной мощности производили калориметрированием наплавленных сварочной дугой пластин из алюминиевого сплава АМц размерами $127 \times 39 \times 6$ мм. После наплавки пластины помещали в калориметр из тонкостенного полиэтилена с водой объемом 500 мл. Масса калориметра составляла 34,9 г. В верхней части калориметра было проделано закрывающееся узкое отверстие с параметрами, обеспечивающими быстрое погружение образца в воду. После погружения образца в воду щель закрывали во избежание утечки пара. Образцы наплавливали вдоль пластины по ее середине и погружали в воду стороной с более холодной частью, что сводило к минимуму испарение. При этом в случае испарения пар оседает на стенках калориметра, нагревает их и воду, что повышает точность измерений. Массу образцов определяли взвешиванием на химических весах с точностью до 0,001 г до сварки и после калориметрирования. Температуру образца до сварки принимали равной температуре помещения, в котором образцы выдерживались длительное время. При повторном использовании образца после его остывания его температура уточнялась с помощью специальной термопары, прижимаемой к поверхности. В придонной области калориметра устанавливали термопару и измеряли температуру воды с точностью 0,1 °С по микропроцессорному прибору 2ТРМ0. После помещения образца в калориметр воду в нем перемешивали до момента выравнивания ее температуры, что происходило в течение примерно 5 с.

Наплавку вели от источника питания Kemppi KMS-50 с подающим механизмом Kemppi FastMig MXF 65 проволокой диаметром 1,2 мм, содержащей 99,7 % алюминия. Расход защитного аргона по ротаметру установки составлял 20 л/мин. Наплавку выполнял квалифицированный сварщик, аттестованный в системе НАКС на сварку алюминиевых сплавов. На данной установке задается скорость подачи проволоки, которая поддерживается постоянной регулированием силы тока. Кро-

ме того, на компьютер записывали данные по току и напряжению дуги с помощью электронного регистратора.

Образцы располагались на решетчатом сварочном столе без прижатия, что обеспечивало небольшие потери энергии во время наплавки. Время наплавки в зависимости от тока дуги варьировалось от 3 до 10 с.

Эффективную мощность сварочной дуги рассчитывали по формуле

$$q_{\text{И}} = \frac{(c_{\text{В}}m_{\text{В}}\Delta T_{\text{В}} + c_{\text{С}}m_{\text{С}}\Delta T_{\text{С}} + c_{\text{П}}m_{\text{П}}\Delta T_{\text{В}})}{t_{\text{Д}}}, \quad (4)$$

где $c_{\text{В}}$ – удельная теплоемкость воды, Дж/(г·°С);

$m_{\text{В}}$ – масса воды, г;

$\Delta T_{\text{В}}$ – изменение температуры воды по отношению к ее начальной температуре;

$c_{\text{С}}$ – удельная теплоемкость алюминия, принималась по литературным данным $c_{\text{С}}=1$ Дж/(г·°С);

$m_{\text{С}}$ – масса пластины, г;

$\Delta T_{\text{С}}$ – изменение температуры пластины по отношению к ее начальной температуре, °С;

$c_{\text{П}}$ – удельная теплоемкость полиэтилена, принималась по литературным данным $c_{\text{П}}=1$ Дж/(г·°С);

$m_{\text{П}}$ – масса стенок емкости из полиэтилена, г;

$t_{\text{Д}}$ – время горения дуги, с.

На каждом из токов дуги производили по три опыта с некоторым изменением времени горения дуги t . Время горения дуги измерялось с помощью видеосъемки дуги со скоростью 120 кадров в секунду с точностью выше 0,01 с. Ток дуги измеряли с видеофиксацией цифровой панели источника питания, напряжение сварки – стрелочным вольтметром Э59 класса 0,5 и также видеофиксацией. За значение эффективной мощности принималось ее среднее значение по данным трех опытов на одной установке тока. Аналогично средней производительности наплавки рассчитывали как среднее значение опытов.

Согласно расчетам, потери энергии образцами во время сварки, переноса их в калориметр и от его стенок в процессе выравнивания температур составляют порядка 2 % от полной энергии образца.

Расчетом определяли удельную эффективную мощность дуги на 1 А тока, являющуюся, наряду с эффективным КПД дуги η , важнейшим энергетическим показателем сварочного процесса [13]:

$$q_{\text{У}} = \frac{q_{\text{И}}}{I}. \quad (5)$$

По результатам опытов рассчитывали среднее алгебраическое отклонение (САО) производительности наплавки $a_{\text{Н}} \cdot I$ и эффективной мощности.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Струйный перенос металла удалось получить на токе 200 А, осциллограмма этого процесса представлена на рис. 2. При меньших токах имел место капельный перенос металла с редкими короткими замыканиями каплями дугового промежутка (рис. 3). Для оценки значений тока

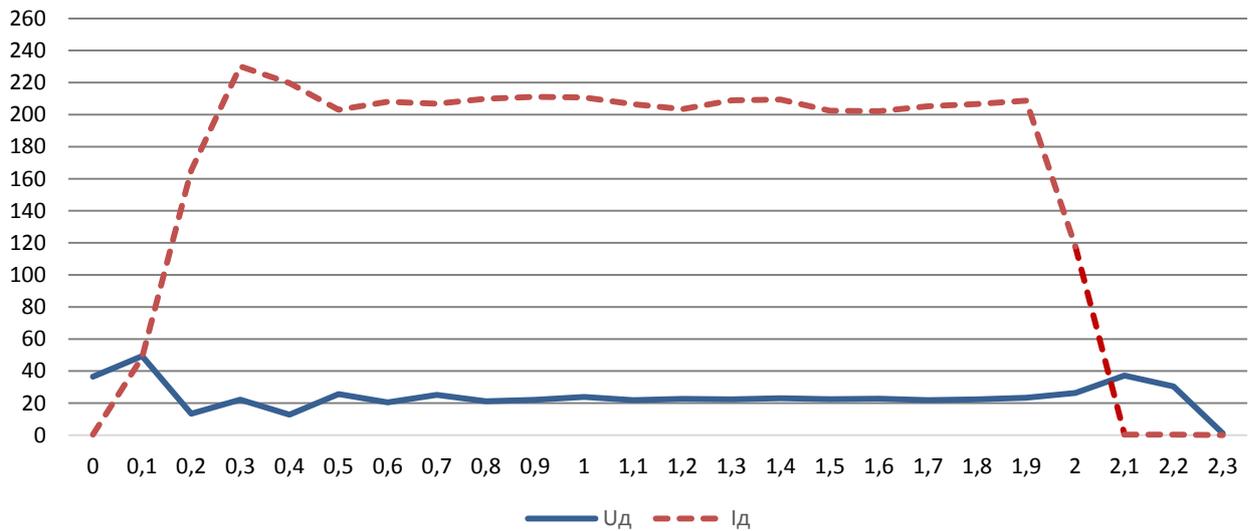


Рис. 2. Осциллограмма тока и напряжения сварки при струйном переносе электродного металла
 Fig. 2. Current and voltage oscillograms of welding at projected transfer of electrode metal

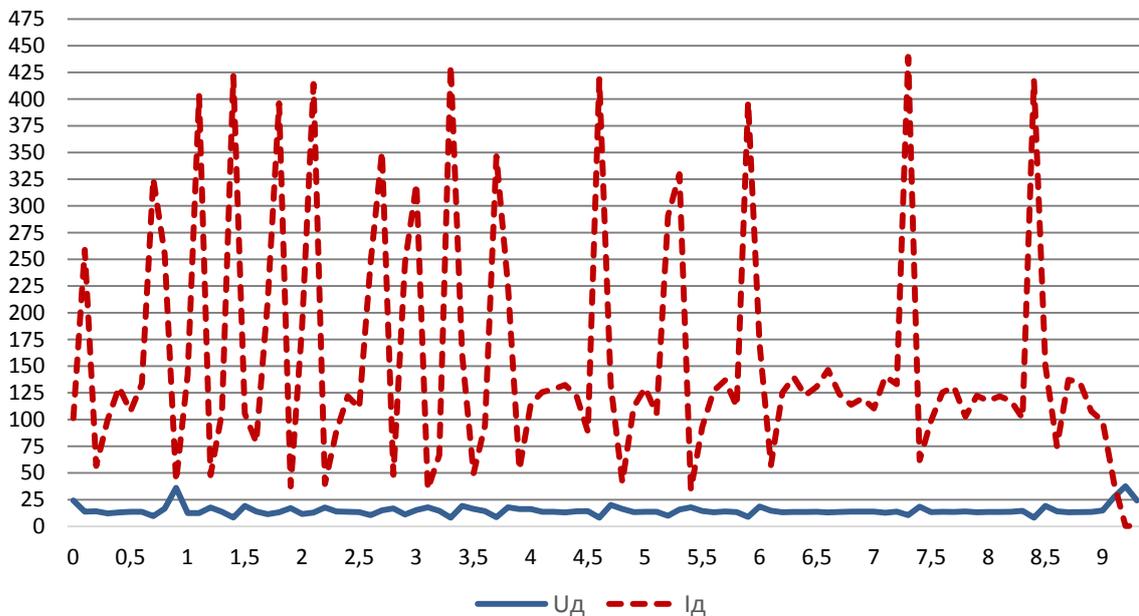


Рис. 3. Осциллограмма тока и напряжения сварки при капельном переносе металла
 Fig. 3. Current and voltage oscillograms of welding at drop transfer of metal

дуги с учетом ее коротких замыканий использовали зависимость коэффициента наплавки алюминиевой проволоки от тока дуги в предположении, что он не зависит от тока. По массе наплавленного металла рассчитали коэффициент наплавки при струйном переносе и пропорционально определили токи на других режимах (таблица 1).

С увеличением тока стабильность процесса повышается и отклонения в измерениях производительности наплавки и эффективной мощности, оценку которых дает САО, снижаются в одинаковой степени, примерно в 10 раз. Это видно и на осциллограммах (рис. 2 и рис. 3). Обращает на себя внимание более интенсивный рост

удельной эффективной мощности при сравнительно небольшом увеличении тока сварки. При этом эффективный КПД дуги η изменился незначительно. q_y имеет перед эффективным КПД преимущество в том, что его использование не требует измерения напряжения дуги.

Полную эффективную мощность дуги при сварке плавящимся электродом можно представить в виде суммы трех слагаемых:

$$q = q_K + q_{\Sigma} + q_{\Pi}, \quad (6)$$

где q_{Π} – мощность, передаваемая изделию плазменным потоком.

Таблица 1. Результаты измерений и расчета мощностей и CAO
 Table 1. The results of measurements and calculation of powers and average algebraic deviations

| Ток, А | U, В | V _э , см/с | Пн, г/с | CAO, % | q _п , Вт | CAO, % | η | q _у , Вт/А |
|--------|------|-----------------------|---------|--------|---------------------|--------|------|-----------------------|
| 97 | 14,1 | 8,8 | 0,210 | 10,1 | 980 | 6,7 | 0,72 | 10,1 |
| 137 | 17,5 | 11,3 | 0,296 | 2,1 | 2257 | 1,4 | 0,80 | 16,5 |
| 200 | 23,5 | 14,0 | 0,432 | 1,1 | 3770 | 0,57 | 0,80 | 18,8 |

Первые два слагаемых определяются формуле (3). Мощность q_п практически не исследована и зависит от многих факторов. При сварке неплавящимся электродом, согласно представлениям [13], мощность, переносимая к изделию плазменным потоком, может достигать 40 % полной мощности дуги.

Информации о катодном падении напряжения и балансе энергии в условиях дуговой сварки на обратной полярности мало [13]. По приближенной оценке в свариваемое изделие на обратной полярности с неплавящимся электродом выделяется q_у=7 Вт/А, а на прямой полярности приводится q_у=8 Вт/А [13]. Аналогичный показатель для дуги переменного тока – q_у=8 Вт/А, в то время как он должен быть равным полусумме удельных мощностей прямой и обратной полярностей.

По данным [10], для дуги между вольфрамовыми электродами зависимость U_к от тока в области токов до 50 А падающая, а затем U_к почти не зависит от тока и составляет порядка 7 В. Однако механизмы протекания тока в катодной области для неплавящегося и плавящегося электродов различны, поэтому данную информацию сложно использовать для сварки плавящимся электродом. Несколько больше сведений о сумме катодного и анодного падений напряжения дуг в аргоне. С учетом наличия информации об анодном падении напряжения и его стабильности по отношению к току дуги, это может быть использовано для оценки U_к.

В работе [15] исследовались составляющие мощности сжатой дуги в аргоне прямой и обратной полярности при сварке алюминиевых сплавов. Наши расчеты по данным [15] удельной эффективной мощности плазмообразующего аргона в диапазоне токов дуги 100–200 А дали q_А=10,7 Вт/А при среднем алгебраическом отклонении (CAO) 1,5 %. При допущении, что эффективная мощность плазмообразующего газа не зависит от полярности дуги, расчеты показывают, что в интервале токов 100–250 А на удельную эффективную катодную мощность в алюминиевое изделие остается 9,0 Вт/А при CAO 3 %.

Для оценки мощности, передаваемой изделию электродным металлом, расчетом уточняли теплосодержание каплей. В работе [16] приводится зависимость роста энталпии каплей алюминия при росте тока дуги на обратной полярности 50 до 200 А с 2257 Дж/г до 2800 Дж/г для проволоки диаметром 1,6 мм и при вылете электрода 10–15 мм. При этом коэффициент расплавления электрода α_р уменьшился с 9,1 до 8,5 г/(А·ч).

Уточнение мощности каплей электродного металла выполняли по следующей методике. Для оценки эн-

талпии каплей можно использовать формулу для коэффициента расплавления электрода, приведенную к виду

$$\frac{V_{\text{э}}\rho}{j} = \frac{q_{\text{э}}}{H}, \quad (7)$$

где V_э – скорость расплавления электрода, см/с;

ρ – плотность металла, г/см³;

j – плотность тока, А/см²;

q_э – мощность расходуемая на расплавление электрода, Вт;

H – теплосодержание каплей электродного металла, Дж/см³.

В левой части (7) находятся константы, которые можно измерить в опытах, а в правой части – величины, с трудом поддающиеся измерению. Если при увеличении плотности тока на электроде скорость расплавления будет расти более интенсивно, то это означает, что приращение мощности в электрод опережает приращение теплосодержания каплей электродного металла. Приводимые в литературе (рис. 4) данные по зависимости коэффициента расплавления алюминиевой проволоки от тока дуги для заданного диаметра электрода свидетельствуют об ускорении роста скорости расплавления с увеличением тока, что свидетельствует и о росте отношения q_э/H [17].

Мощность q_э в (7) представляют в виде суммы двух слагаемых [17]:

$$q_{\text{э}} = q_{\text{А}} + q_{\text{В}}, \quad (8)$$

где q_А – мощность от действия анодной области дуги, рассчитываемая по формуле (2);

q_В – мощность от нагрева вылета протекающим током.

Данные по теплосодержанию каплей электродного металла стальной и алюминиевой проволок можно сопоставить, если сравнить их в соответствии с формулой (7) при нулевом вылете, когда нет второго слагаемого в формуле (8). Это обусловлено тем, что удельные сопротивления сплавов и их термические коэффициенты отличаются в несколько раз. Вклад нагрева вылета при сварке алюминиевыми проволоками в скорость расплавления значительно меньше, чем при сварке стальными проволоками.

В работах [18; 19] выведена формула для расчета скорости плавления анода из стальной кремниевомарганцевой проволоки:

$$V_{\text{э}} = 0,23j + 8,0 \cdot 10^{-5} \cdot Lj^2, \quad (9)$$

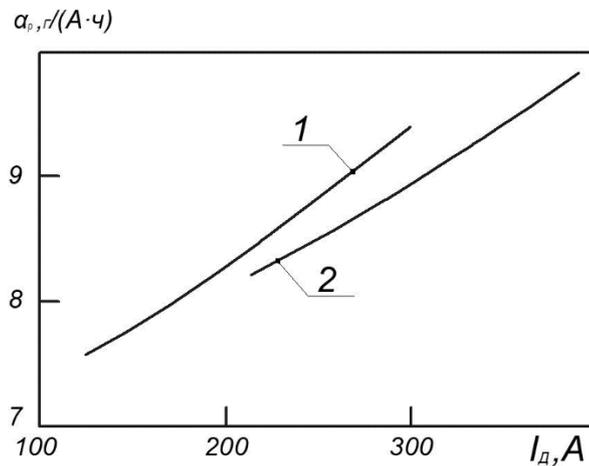


Рис. 4. Изменение коэффициента расплавления алюминиевого электрода от тока дуги:
 1 – $d=1,6$ мм; 2 – $d=2$ мм [17]
Fig. 4. Change in the fusion coefficient of aluminum electrode under the arc current:
 1 – $d=1.6$ mm; 2 – $d=2$ mm [17]

где j – плотность тока, A/mm^2 ;
 L – вылет, мм;
 $V_э$ – скорость расплавления электрода, мм/с.

По формуле (9) можно определить скорость расплавления проволоки при нулевом вылете $L=0$, которая зависит только от плотности тока на электроде.

Формулу (9) использовали для алюминиевых проволок, определяя другие коэффициенты. С учетом (7) можно записать

$$\frac{j \cdot \alpha_p}{\rho} = Aj + Bj^2 = \frac{\alpha_p}{\rho} = A + Bj, \quad (10)$$

где A и B – эмпирические коэффициенты для алюминиевой проволоки.

Произведение $A \cdot \rho$ представляет собой коэффициент расплавления при нулевом вылете в соответствии с формулами (9) и (10). Для отыскания коэффициентов $A\rho$ и $B\rho$ в (10) использовали данные по коэффициентам расплавления алюминиевых проволок на рис. 3. По трем плотностям тока для каждого графика с помощью стандартной компьютерной программы линейной регрессии получили коэффициенты, приведенные в таблице 2. При такой методике нет необходимости в определении коэффициента расплавления в зависимости от длины вылета и интерполяции такой зависимости на

нулевой вылет. Коэффициент B в формуле (10) будет зависеть от диаметра проволоки и вылета, но значение коэффициента A будет иметь единственное значение. Главное, при определении зависимости α_p от тока сохранять вылет постоянным, что не представляет большой трудности.

Коэффициент расплавления стальной проволоки диаметром 1,6 мм при нулевом вылете составляет в аргоне 8,0 г/(А·ч), что на 23 % больше, чем у алюминиевой проволоки. По мнению большинства исследователей, анодное падение напряжения не зависит от материала анода [18]. В соответствии с формулой (7) это означает, что теплосодержание алюминиевых капель соответственно больше, чем стальных.

Начальный коэффициент расплавления для проволоки $d=2$ мм на 9,2 % меньше, чем для $d=1,6$ мм, т. е. при увеличении сечения проволоки на 57 %. Можно принять, что уменьшение сечения дает в 6,2 раза менее интенсивное увеличение коэффициента расплавления. При уменьшении диаметра с $d=1,6$ до $d=1,2$ мм в наших опытах сечение уменьшится на 77 %. Следовательно, α_p при нулевом вылете должен увеличиться еще на $77/6,2$ – на 12,4 %, т. е. составить 7,3 г/(А·ч). При наплавке на токе 168 А при вылете 20 мм получили $\alpha_p=8,72$ г/(А·ч). За счет нагрева вылета производительность расплавления алюминиевой проволоки-анода увеличивается на 20 %.

Таблица 2. Коэффициенты аппроксимации для формулы (10)
Table 2. Approximation coefficient for a formula (10)

| Марка проволоки | Диаметр проволоки, мм | $A \cdot \rho$, г/(А·ч) | CAO, % | $B \cdot \rho$, (г·см ²)/(А ² ·ч) |
|-----------------|-----------------------|--------------------------|--------|---|
| СвАМц | 1,6 | 6,5 | 0,8 | $1,7 \cdot 10^{-4}$ |
| СвАМг6 | 2,0 | 6,0 | 0,5 | $3,2 \cdot 10^{-4}$ |

Таблица 3. Суммарные удельные мощности $q_{к+п}$ катодной области и плазменных потоков
 Table 3. Resulting specific capacity q_{c+p} of cathode region and plasma flows

| Ток, А | $P_{к}$, г/с | $q_{у}$, Вт | $q_{к+п}$, Вт/А | $q_{п}$, Вт/А |
|--------|---------------|--------------|------------------|----------------|
| 97 | 0,210 | 10,1 | 5,9 | -3,1 |
| 137 | 0,296 | 16,5 | 12,3 | 3,3 |
| 200 | 0,432 | 18,8 | 14,6 | 5,6 |

Поскольку в работе [17] приводятся данные об энтальпии капель электродного металла стальной проволоки на обратной полярности 2167 Дж/г, то в соответствии с формулой (7) энтальпия капель алюминиевой проволоки $2167 \cdot 1,23 = 2665$ Дж/г, что близко к данным прямых измерений энтальпии алюминиевой проволоки [16]. С учетом потерь каплями электродного металла на испарение и излучение, которые составляют примерно 25 %, энтальпия капель алюминия, достигших сварочной ванны, принимали равной $H=2000$ Дж/г. Рассчитали составляющие баланса эффективной мощности в изделии (таблица 3). Удельная мощность на 1 А тока, передаваемая каплями, не зависит от тока и составляет 4,2 Вт/А.

Если принять полученное по данным работы значение $q_{к}=9,0$ Вт/А, то получим оценку вклада плазменных потоков в удельную эффективную мощность. Отрицательное значение $q_{п}$ означает, что при малых токах плазменные потоки могут быть направлены от изделия к электроду. Мощность плазменных потоков возрастает с увеличением тока. По величине доля мощности от плазменных потоков сопоставима с мощностью, передаваемой каплями электродного металла.

Удельную эффективную мощность катода можно также оценить по данным работы [20], в которой получены значения коэффициента расплавления алюминиевой проволоки на прямой полярности дуги. В интервале токов 80–180 А он составил $\alpha_{р}=19,33$ г/(А·ч) при САО 4,84 %. Если принять, что энтальпия капель алюминия, как и у стали [16], на прямой полярности на 7,5 % меньше, чем на обратной, то для алюминия получим $H_{ж}=2513$ Дж/г, а удельная мощность, поглощаемая электродным металлом, будет равна

$$q_{кп} = H \cdot \alpha_{р} = \frac{2513 \cdot 19,33}{3600} = 13,5 \text{ Вт/А.} \quad (11)$$

Мощность $q_{кп}$ не содержит мощности, передаваемой плазменными потоками, которые, очевидно, малы для стержневого электрода, но содержит мощность нагрева электрода в вылете, которую можно оценить в 2,3 Вт/А. Таким образом, мощность, вносимую в электрод катодной областью, можно оценить в 11,2 Вт/А, что больше, чем полученное нами выше на основании данных работы [15] 9 Вт/А. Разницу можно объяснить отличием катодного падения напряжения на стержневом и плоском электроде. Из-за более высокой плотности тока на стержневом электроде катодное падение напряжения может быть выше.

В работе [20] на основе анализа данных о распределении падений напряжения в приэлектродных областях получена формула для удельной эффективной мощности катодной области на алюминии для стержневого электрода:

$$q_{у\kappa} = 7,94 + 2,38 \cdot 10^{-2} \cdot I_{0}. \quad (12)$$

Расчет по формуле (12) при $I_{0}=200$ А дает $q_{у\kappa}=12,7$ Вт/А, что близко к оценке этой величины по коэффициенту расплавления и энтальпии капель.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Разработана методика определения коэффициента расплавления электродной проволоки при нулевом вылете α_0 по его зависимости от тока дуги. α_0 увеличивается с уменьшением диаметра электрода.

2. Коэффициент расплавления алюминиевой проволоки при нулевом вылете примерно на 25 % меньше, чем у стали, что при допущении о слабой зависимости анодной мощности от тока дуги подтверждает ранее полученные данные о повышенном теплосодержании капель электродного металла алюминиевой проволоки по сравнению со стальной проволокой.

3. Доля мощности, передаваемой каплями электродного металла в сварочную ванну, по отношению к эффективной мощности дуги снижается с ростом тока дуги почти в два раза, но повышается доля мощности, передаваемой от столба дуги.

4. Преобладающий вклад в общую эффективную мощность дуги на обратной полярности при струйном переносе электродного металла вносит мощность катодной области дуги. При токе 200 А и плотности тока 175 А/мм^2 удельная эффективная мощность от действия катодной области составляет $q_{у\kappa}=9,0$ Вт/А, мощность электродного металла $q_{\text{э}}=4,6$ Вт/А, мощность плазменных потоков $q_{п}=5,2$ Вт/А.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Балановский А.Е. Структура катодного пятна сварочной дуги с неплавящимся электродом // Теплофизика высоких температур. 2018. Т. 56. № 1. С. 3–13.
2. Балановский А.Е. Новый механизм взаимодействия сварочного дугового разряда постоянного тока обратной полярности с поверхностью алюминия //

- Теплофизика высоких температур. 2019. Т. 57. № 6. С. 819–834.
3. 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. 89–85.
 4. Wang L.L., Wei J.H., Wang Z.M. Numerical and experimental investigations of variable polarity gas tungsten arc welding // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018. Vol. 95. № 5-8. P. 2421–2428. DOI: 10.1007/s00170-017-1387-6.
 5. Jeong H., Park K., Bajek 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.
 6. Кархин В.А. Тепловые процессы при сварке. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. 572 с.
 7. Неровный В.М., Коновалов А.В., Якушин Б.Ф., Макаров Э.Л., Куркин А.С. Теория сварочных процессов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2016. 704 с.
 8. Сидоров В.П. Влияние рода и полярности тока на плавление основного и электродного металла при сварке под флюсом // *Сварка и диагностика*. 2013. № 3. С. 20–23.
 9. Потапьевский А.Г., Сараев Ю.Н., Чинахов Д.А. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. 208 с.
 10. Лесков Г.И. Электрическая сварочная дуга. М.: Машиностроение, 1970. 335 с.
 11. Коберник Н.В., Чернышов Г.Г., Гвоздев П.П., Линник А.А. Влияние рода и полярности тока на плавление электродного и основного металла при сварке под флюсом // *Сварка и диагностика*. 2011. № 5. С. 24–27.
 12. 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.
 13. Савинов А.В., Лапин И.Е., Лысак В.И. Дуговая сварка неплавящимся электродом. М.: Машиностроение, 2011. 477 с.
 14. Столбов В.И. Сварочная ванна. Тольятти: ТГУ, 2007. 247 с.
 15. Щицын Ю.Д., Белинин Д.С., Кучев П.С., Неулыбин С.Д. Особенности теплопередачи в изделие при работе плазматрона на обратной полярности // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2014. Т. 16. № 2. С. 40–50.
 16. Ерохин А.А. Основы сварки плавлением. М.: Машиностроение, 1973. 448 с.
 17. Ленивкин В.А., Дюргеров Н.Г., Сагиров Х.Н. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. М.: Машиностроение, 1989. 264 с.
 18. Halmoy E. Current-voltage process characteristic in gas metal arc welding // *American Society of Mechanical Engineers, Production Engineering Division*. 1991. Vol. 51. P. 17–27.
 19. Halmoy E., Karkhin V.A. Dynamic simulation of aluminium and steel electrode melting in pulsed GMAW // *Welding Conference LUT JOIN' 99*. Lappeenranta, 1999. P. 106–117.
 20. Сидоров В.П., Борисов Н.А., Советкин Д.Э. О плавлении алюминиевого электрода аргоновой дугой прямой полярности // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2019. № 4. С. 52–57.

REFERENCES

1. Balanovsky A.E. Structure of the welding arc cathode spot with a nonconsumable electrode. *High Temperature*, 2018, vol. 56, no. 1, pp. 3–13.
2. Balanovsky A.E. A new mechanism of interaction between a welding arc discharge of reverse-polarity direct current and an aluminum surface. *High Temperature*, 2019, vol. 57, no. 6, pp. 784–797.
3. 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. 89–85.
4. Wang L.L., Wei J.H., Wang Z.M. Numerical and experimental investigations of variable polarity gas tungsten arc welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 95, no. 5-8, pp. 2421–2428. DOI: 10.1007/s00170-017-1387-6.
5. Jeong H., Park K., Bajek 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.
6. Karkhin V.A. *Teplovye protsessy pri svarke* [Thermal processes in welding]. Saint Petersburg, Politekhnikheskiy universitet Publ., 2015. 572 p.
7. Nerovny V.M., Konovalov A.V., Yakushin B.F., Makarov E.L., Kurkin A.S. *Teoriya svarochnykh protsessov* [Theory of welding processes]. Moscow, MGTU im. N.E. Bauman Publ., 2016. 704 p.
8. Sidorov V.P. The effect of the type and polarity of current on the melting of parent and electrode metal in submerged-arc welding. *Svarka i diagnostika*, 2013, no. 3, pp. 20–23.
9. Potap'yevskiy A.G., Saraev Yu.N., Chinakhov D.A. *Svarka staley v zashchitnykh gazakh pлавящимся электродом* [Gas-shielded steels with consumable electrode]. Tomsk, Tomskiy politekhnikheskiy universitet Publ., 2012. 208 p.
10. Leskov G.I. *Elektricheskaya svaroch'naya duga* [Electric welding arc]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 335 p.
11. Kobernik N.V., Chernyshov G.G., Gvozdev P.P., Linnik A.A. Influence of the type and polarity of the current on the penetration of the electrode and base metal for arc welding under flux and al. *Svarka i diagnostika*, 2011, no. 5, pp. 24–27.
12. 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.

13. 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.
14. Stolbov V.I. *Svarochnaya vanna* [Welding bath]. Togliatti, TGU Publ., 2007. 247 p.
15. Shchitsyn Yu.D., Belinin D.S., Kuchev P.S., Neulybin S.D. Determination of voltage drop across the anode area arc plasma processing of metals. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2014, vol. 16, no. 2, pp. 40–50.
16. Erokhin A.A. *Osnovy svarki plavlaniem* [Fusion welding basics]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1973. 448 p.
17. Lenivkin V.A., Dyurgerov N.G., Sagirov Kh.N. *Tekhnologicheskie svoystva svarochnoy dugi v zashchitnykh gazakh* [Technological properties of a gas-shielded arc]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 264 p.
18. Halmoy E. Current-voltage process characteristic in gas metal arc welding. *American Society of Mechanical Engineers, Production Engineering Division*, 1991, vol. 51, pp. 17–27.
19. Halmoy E., Karkhin V.A. Dynamic simulation of aluminium and steel electrode melting in pulsed GMAW. *Welding Conference LUT JOIN' 99*. Lappeenranta, 1999, pp. 106–117.
20. Sidorov V.P., Borisov N.A., Sovetkin D.E. Concerning the melting of an aluminium electrode by the argon arc straight polarity. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2019, no. 4, pp. 52–57.

Effective power of the reverse polarity welding arc when surfacing aluminum with a consumable electrode

© 2020

Vladimir P. Sidorov^{*1}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”
Aleksandr I. Kovtunov², Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, professor of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”
Aleksandr G. Bochkarev³, postgraduate student of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”
Dmitry E. Sovetkin⁴, 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/0000-0002-7705-7377>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7945-1634>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6942-4501>

Abstract: The paper analyzes the information about the effective power of a reverse polarity arc on an aluminum part and the influence of the arc cathode region on it. The study differentiated the effective power of the direct polarity arc into its main components. The authors carried out the experiments to measure the effective power of the reverse polarity arc for aluminum welding. To determine the effective power, the calorimetry was used when hardfacing a wire of 1.2 mm diameter on the Al-Mn alloy plate and the deposited metal then was weighed. Based on the experiment results, the authors calculated an average algebraic deviation of α H-I hardfacing performance and effective power. As a result, the authors proposed the procedure to determine the electrode wire fusion coefficient at zero stick-out α_0 according to its dependence on the arc current, which increases at electrode diameter decreasing. This coefficient is about 25 % less than that of steel. By assuming a weak dependence of anode power on the arc current, this fact proves the obtained data on the high heat content of electrode metal droplets of an aluminum wire in comparison with a steel wire. At the droplet transfer of electrode metal, the cathode region power of the arc makes the prevailing contribution to the total effective power of the reverse polarity arc. At the current density equal to 175 A/mm², the specific effective power of the cathode region action is $q_{sc}=9.0$ W/A, the power of the electrode metal is $q_E=4.6$ W/A, and the plasma flow power is $q_p=5.2$ W/A.

Keywords: effective power; hardfacing; aluminum; reverse polarity; calorimetry; consumable electrode; fusion coefficient; aluminum wire; droplets heat content.

For citation: 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. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 34–42. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-34-42.

Исследование влияния содержания $ZnCl_2$ во флюсе для пайки Al-Mg сплавов на его технологические свойства

© 2020

Степанов Максим Александрович, аспирант

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва (Россия)

*E-mail: stepanov_222@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4831-1487>

Аннотация: Алюминиево-магниевого сплавы – пластичные сплавы, обладающие хорошей свариваемостью, коррозионной стойкостью и высоким уровнем усталостной прочности. В алюминиево-магниевых сплавах содержится до 6 % магния. Чем выше его содержание, тем прочнее сплав. Однако данные сплавы с высоким содержанием магния с трудом поддаются пайке, поэтому стоит задача определить составы флюсов для высокотемпературной пайки данных сплавов, обеспечивающие высокое качество паяных соединений. В работе было исследовано влияние активатора $ZnCl_2$ на технологические свойства флюса. Проведено испытание составов флюса с содержанием $ZnCl_2$ от 0 до 12 %. Испытания проводились на сплаве AMg2 с применением припоя АК12. Оценено влияние содержания $ZnCl_2$ на площадь растекания припоя, равномерность растекания и состояние поверхности растекшейся капли припоя. Выявлено значительное увеличение площади растекания припоя при введении во флюс активатора $ZnCl_2$, введение 4 % хлорида цинка позволило увеличить площадь растекания капли припоя на 50–55 %. Рассмотрены образцы, паянные флюсом, который не содержит $ZnCl_2$, и флюсами с добавкой хлорида цинка. Содержание активатора во флюсе увеличивалось на 4 % до достижения 12 %. Выявлено сильное взаимодействие флюса с основным металлом с выделением газообразных продуктов, приводящих к порообразованию. В результате работы установлено, что $ZnCl_2$ в значительной степени влияет на свойства флюса, позволяя увеличить площадь растекания припоя, однако в результате реакций с образованием газообразных продуктов может приводить к пористости паяного соединения.

Ключевые слова: флюс; хлорид цинка; активатор; пайка; разрушение оксидной пленки; алюминиево-магниевые сплавы.

Для цитирования: Степанов М.А. Исследование влияния содержания $ZnCl_2$ во флюсе для пайки Al-Mg сплавов на его технологические свойства // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 4. С. 43–50. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-43-50.

ВВЕДЕНИЕ

Несмотря на широкое распространение пайки алюминия с применением флюсов, остаются определенные проблемы с выбором флюса для получения качественного соединения с плотной структурой с минимальным количеством пор и включений, что в итоге определяет механические свойства паяной конструкции.

Касательно процесса разрушения оксидных пленок хлоридными флюсами существует несколько точек зрения. Согласно наиболее распространенной из них, в результате нагрева, из-за разности КТР оксидной пленки и алюминия, в пленке образуются трещины, в которые проникает флюс, он взаимодействует с алюминием с образованием хлорида алюминия, и в процессе оксидная пленка дробится и удаляется из соединения [1–3]. В итоге происходит разрушение оксидной пленки.

Альтернативная точка зрения заключается в том, что во время флюсовой пайки протекают процессы электрохимической коррозии [4–6]. Чтобы произошло растворение оксидной пленки, катодная кривая должна пересекать анодную кривую в зоне активного состояния или в зоне деполяризации. Флюс должен уменьшать зону пассивного состояния металла на анодной поляризационной кривой, смещая зону депассивации.

В случае алюминиево-магниевых сплавов кроме оксида Al_2O_3 образуется также оксид MgO. Толщина ок-

сидной пленки при комнатной температуре увеличивается с течением времени. Оксидные пленки относятся к группе плотных пленок (Al_2O_3 , $\gamma=4,00$; MgO, $\gamma=3,65$), которые защищают металл от дальнейшего окисления и взаимодействия его с окружающей средой [7–9].

При содержании в сплаве Mg менее 0,02 % в оксидной пленке обнаруживается шпинель $MgAl_2O_4$ и $\gamma-Al_2O_3$, при 0,01–0,1 % Mg оксидная пленка состоит из $MgAl_2O_4$ и MgO. В оксидной пленке преобладает MgO при содержании магния в алюминиевых сплавах более 1 % [7; 10; 11].

Пленка оксида магния является еще более тугоплавкой, чем оксидная пленка алюминия $T_{пл}^{MgO}=2800$ °C. Оксидная пленка активно адсорбирует влагу. При нагреве происходит диссоциация пара с выделением водорода.

Повышение содержания магния более 1 % значительно затрудняет пайку [7; 11; 12]. На рис. 1 показаны образцы, паянные на различных сплавах при одинаковых условиях. Видно, что с повышением содержания магния значительно уменьшается площадь растекания припоя.

В работах [13–15] было исследовано изменение строения оксидной пленки на сплаве 5083 (аналог AMg 4,5) при температуре пайки 500 °C. Результаты показали, что исходная пленка $\gamma-Al_2O_3$ на поверхности сплава 5083 была преобразована в сложную оксидную пленку, состоящую из MgO, $MgAl_2O_4$, и свободные атомы Al после нагревания. Толщина этой оксидной пленки,

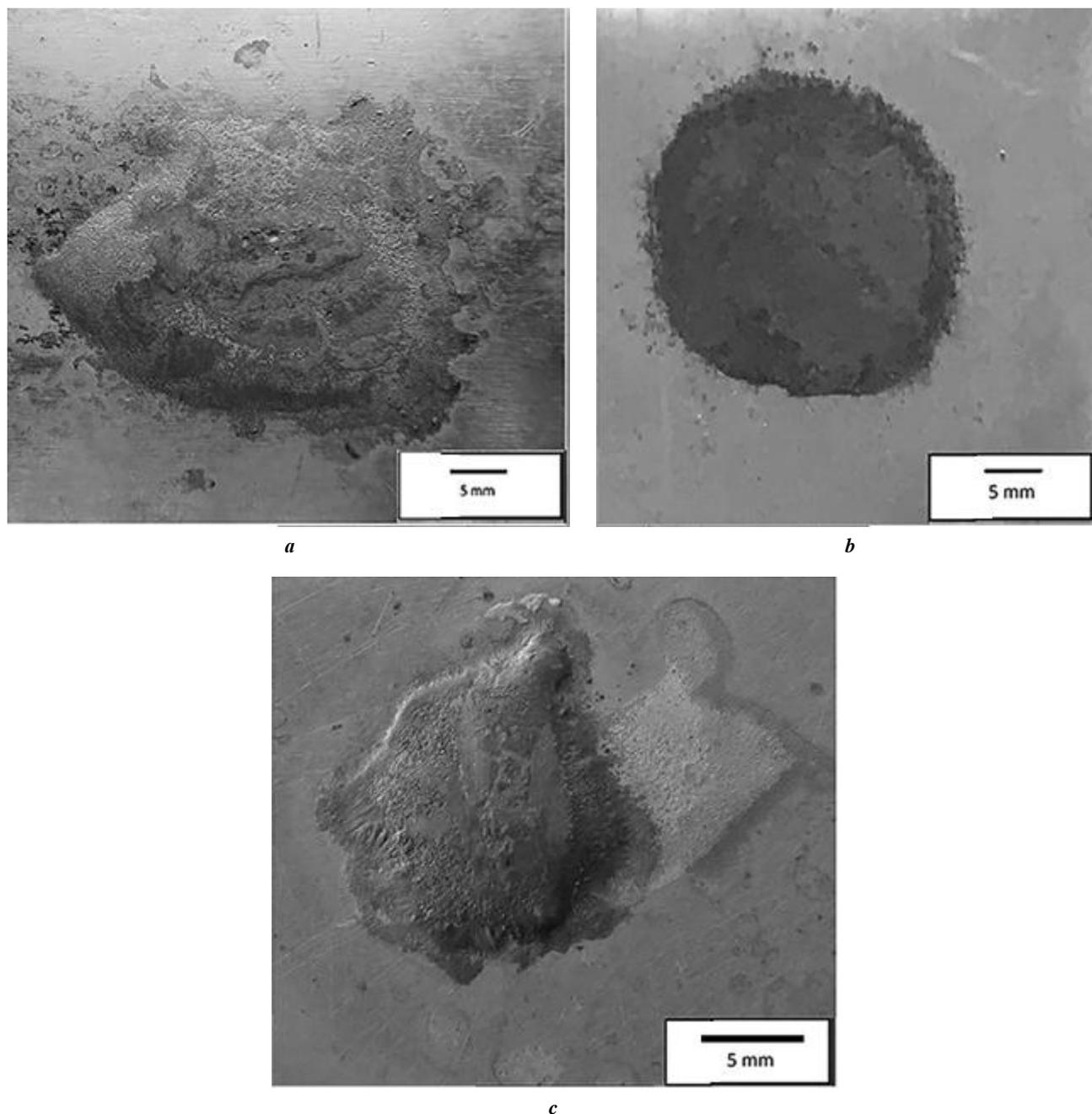


Рис. 1. Изменение площади растекания при пайке разных сплавов в одинаковых условиях:

a – АД31; b – АМг2; c – АМг3

Fig. 1. Change in spreading area during brazing of different alloys under the same conditions:

a – AD31; b – AMg2; c – AMg3

которую можно разделить на два отдельных слоя, составляет приблизительно 130 нм. Внешний слой состоит в основном из аморфной фазы MgO , в то время как внутренний слой – на основе MgO , с несколькими свободными атомами Al и небольшим количеством частиц $MgAl_2O_4$, распределенных в нем [14–16].

В работах [3; 14; 17] для повышения активности флюсов предлагается вводить хлориды цинка, олова и кадмия.

Цель работы – исследование влияния хлорида цинка на свойства флюса.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала для исследования выбраны пластинки из сплава АМг2 и припой АК12, химический состав сплава АМг2 представлен в таблице 1.

Для пайки использовался хлоридный флюс системы $KCl-LiCl-NaCl-KF-AlF_3-ZnCl_2$.

Таблица 1. Химический состав материала AMg2
Table 1. Chemical composition of the AMg2 material

| Содержание элементов, масс. % | | | | | | | | | |
|-------------------------------|---------|--------|---------|--------|--------|--------|--------|------------------------|---------------|
| Al | Mg | Fe | Mn | Ti | Cu | Si | Zn | Примеси | |
| 95,3–98 | 1,8–2,8 | До 0,4 | 0,2–0,6 | До 0,1 | До 0,1 | До 0,4 | До 0,2 | Прочие, каждая 0,05 | Всего 0,15 |

В качестве основы флюса выбрана система солей $NaCl-LiCl-KCl-KF-ZnCl_2$, данная система позволяет обеспечить интервал активности флюса в интервале 460–640 °С.

Перед пайкой выполнялась механическая обработка и проводилось травление в растворе ортофосфорной кислоты с последующей отмывкой в воде. На образце располагали 0,04 г флюса в виде порошка и 0,05 г припоя.

На следующем этапе собранный образец помещался в печь, разогретую до 580 °С, и выдерживался в течение 5 мин. По истечении времени пайки образец извлекался из печи, охлаждался в течение 1 мин и отмывался от остатков флюса.

Растекаемость оценивалась по фотографиям образцов, выполненным на микроскопе МЕТАМ Р-1, образцы располагались рядом с линейкой для определения соотношения размеров.

Изображения обрабатывались в программе *Scope-photo* для выделения границ капли припоя. Оценивались три критерия:

- 1) площадь растекшейся капли припоя;
- 2) состояние поверхности капли припоя;
- 3) равномерность растекания капли припоя.

Равномерность растекания и состояние поверхности оценивались по 5-балльной шкале, где 1 балл – неудовлетворительно, 5 баллов – отлично.

Равномерность растекания капли припоя оценивалась сравнением фактического периметра (P_{Φ}) капли припоя с идеальным периметром (P_O) при полученной площади капли припоя (окружность, площадь которой равна площади капли). P_O рассчитывалось по формуле

$$P_O = 2\pi\sqrt{\frac{S}{\pi}},$$

где P_O – периметр окружности, площадь которой равна площади растекшейся капли припоя;
 S – площадь капли припоя.

Далее рассчитывалось соотношение

$$\frac{P_O}{P_{\Phi}} = k \leq 1,$$

где P_{Φ} – фактический периметр растекшейся капли припоя.

Оценка равномерности растекания припоя по коэффициенту k представлена в таблице 2.

Состояние поверхности оценивалось по критериям, приведенным в таблице 3.

Для каждого образца флюса проводилось по 3 испытания. Было исследовано 4 образца флюса с изменением содержания $ZnCl_2$ от 0 до 12 % с шагом 4 %.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Результаты эксперимента представлены в таблице 4. Фотографии образцов приведены на рис. 2 и рис. 3.

На рис. 2 а приведен образец, паянный флюсом, который не содержит активатора $ZnCl_2$. Образцы, испытанные этим флюсом, показали наихудший результат с точки зрения площади растекания припоя. Наблюдаются дефекты в области расположения припоя. Это показывает, что флюс не смог протечь под прутки припоя и удалить оксидную пленку, что говорит о его низкой способности протекать в зазоры.

На рис. 2 б показан образец, испытанный флюсом с добавкой 4 % $ZnCl_2$. При повышении содержания хлорида цинка до 4 % происходит значительное увеличение площади растекания припоя. Площадь растекания увеличивается на 50–55 %, значительно улучшается состояние поверхности в соответствии с критериями таблицы 3.

На рис. 3 а образец испытан флюсом с добавкой 8 % $ZnCl_2$. При повышении содержания хлорида цинка до 8 % площадь растекания капли припоя увеличилась на 90–95% относительно образцов с флюсом без добавления активатора. Поверхность растекшейся капли припоя имеет минимум дефектов.

Таблица 2. Оценка равномерности растекания припоя
Table 2. Evaluation of solder spreading uniformity

| Оценка | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |
|-----------------|------------|----------|----------|----------|-----------|
| Коэффициент k | Менее 0,75 | 0,75–0,8 | 0,8–0,85 | 0,85–0,9 | Более 0,9 |

Таблица 3. Критерии оценки состояния поверхности
 Table 3. Criteria for assessing the surface state

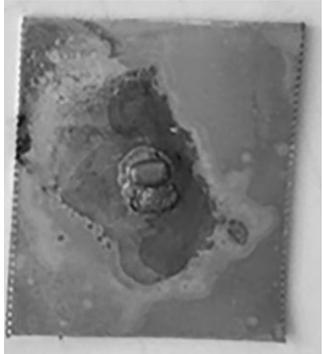
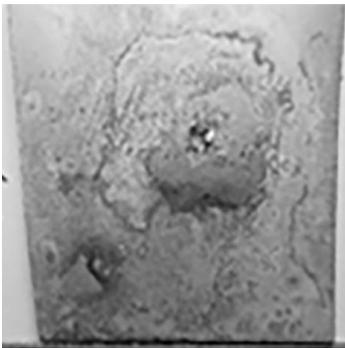
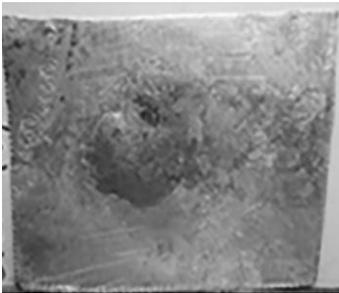
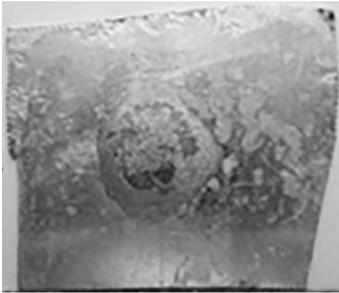
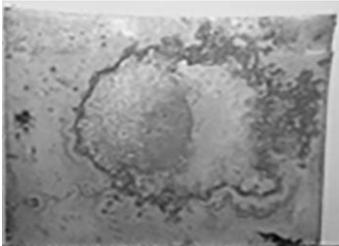
| Критерий | Вид поверхности |
|--|--|
| 1. Неполное растекание припоя, остатки флюса |  |
| 2. Наличие зон, в которых не растекался припой, остатки флюса |  |
| 3. Небольшие повреждения поверхности, незначительные остатки флюса |  |
| 4. Незначительные повреждения поверхности |  |
| 5. Отсутствие повреждений поверхности |  |

Таблица 4. Результаты испытаний образцов флюса
Table 4. The results of flux samples testing

| Содержание $ZnCl_2$, % | № образца | Площадь капли припоя | Состояние поверхности | Равномерность растекания |
|-------------------------|-----------|----------------------|-----------------------|--------------------------|
| 0 | 1 | 246,6 | 3 | 4 |
| | 2 | 248 | 4 | 5 |
| | 3 | 244,9 | 4 | 5 |
| 4 | 1 | 347,9 | 4 | 4 |
| | 2 | 327,9 | 5 | 4 |
| | 3 | 454,9 | 5 | 5 |
| 8 | 1 | 476,2 | 5 | 4 |
| | 2 | 473,9 | 4 | 5 |
| | 3 | 478,0 | 5 | 4 |
| 12 | 1 | 519,1 | 4 | 5 |
| | 2 | 518,5 | 4 | 3 |
| | 3 | 558,3 | 3 | 4 |

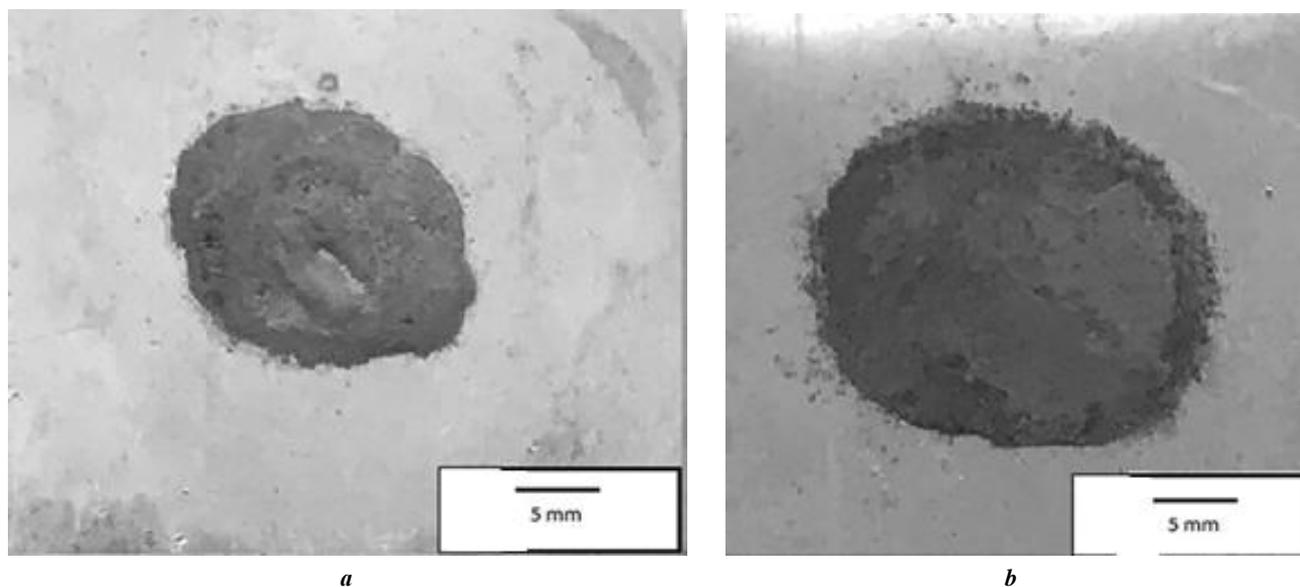


Рис. 2. Образцы, паянные флюсом с добавкой $ZnCl_2$:
a – 0 %; b – 4 %
Fig. 2. Samples brazed with $ZnCl_2$ flux:
a – 0 %; b – 4 %;

На рис. 3 в образец испытан флюсом с содержанием $ZnCl_2$ 12 %. Площадь растекания припоя в данном случае увеличилась на 115–120 %. При превышении 10 % содержания хлорида цинка отмечается ухудшение состояния поверхности капли припоя и незначительное снижение равномерности растекания припоя. На по-

верхности капли припоя заметно образование небольших кратеров, что говорит о значительном растворении подложки в результате избытка хлорида цинка.

На рис. 4 приведена зависимость площади растекания капли припоя от содержания хлорида цинка. График построен по среднему значению всех испытаний.

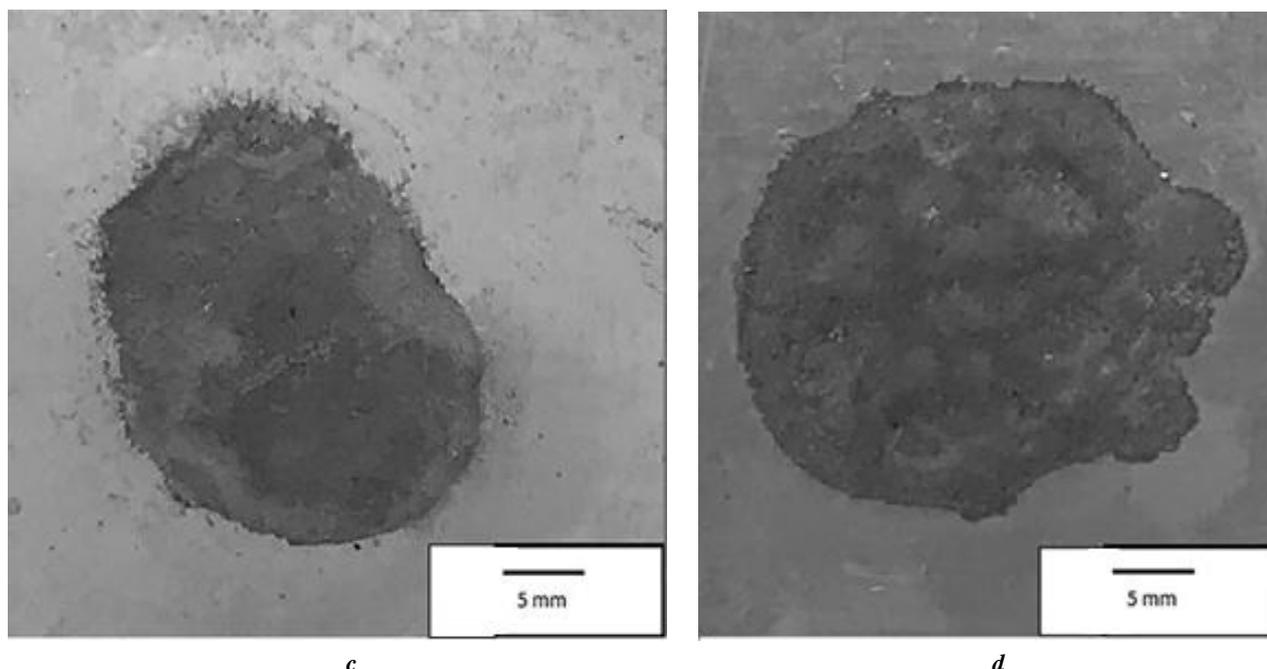


Рис. 3. Образцы, паянные флюсом с добавкой $ZnCl_2$:
a – 5 %; b – 12 %

Fig. 3. Samples brazed with $ZnCl_2$ flux:
a – 5 %; b – 12 %



Рис. 4. График зависимости площади растекания припоя от содержания $ZnCl_2$ во флюсе
Fig. 4. The graph of the dependence of the solder spreading area on the $ZnCl_2$ content in the flux

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

По результатам эксперимента можно говорить о значительном влиянии хлорида цинка на технологические свойства флюса. Из таблицы 3 видно, что введение во флюс активатора $ZnCl_2$ положительно влияет на площадь растекания припоя. Введение 4 % $ZnCl_2$ во флюс привело к увеличению площади растекания капли припоя на 50–55 %. При повышении содержания хлорида цинка до 12 % площадь растекания увеличилась на 115–120 %.

В работах [1; 14; 17] показано, что хлорид цинка взаимодействует с алюминием с образованием газообразного $AlCl_3$: $2Al+3ZnCl_2=2AlCl_3+3Zn$, что впослед-

ствии приводит к образованию несплошностей при пайке. Наличие хлорида цинка во флюсе приводит к значительному порообразованию в паяном шве [18].

Активность взаимодействия хлорида цинка с алюминием можно уменьшить введением во флюс добавок. В работах [1; 5; 19] для этого предлагается вводить фториды KF или NaF , в [1; 20] – заменить хлорид цинка на $CdCl_2$ или $SnCl_2$, которые в меньшей степени взаимодействуют с алюминием. Добавление $SnCl_2$ во флюс совместно с $ZnCl_2$ позволяет значительно снизить активность взаимодействия хлорида цинка с алюминием, это приводит к уменьшению образования газообразных продуктов реакции, и пористость в паяном шве снижается [1; 20].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Полученные в работе результаты экспериментов показывают значительное влияние наличия $ZnCl_2$ во флюсе на площадь растекания припоя. Введение 4 % хлорида цинка позволяет увеличить площадь растекания на 50–55 %.

2. При содержании $ZnCl_2$ 12 % заметны поверхностные дефекты на поверхности капли припоя, проявляющиеся в результате реакции хлорида цинка с алюминием и образования газообразных продуктов реакций.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Sharma A., Lee S.H., Ban H.O., Shim Y.S., Jung J.-P. Effect of Various Factors on the Brazed Joint Properties in Al Brazing Technology // *Journal of Welding and Joining*. 2016. Vol. 34. № 2. P. 30–35.
- Xue S.-B., Zhang L., Han Z.-J., Huang X. Reaction mechanism between oxide film on surface of Al-Li alloy and CsF-AlF₃ flux // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2008. Vol. 18. № 1. P. 121–125.
- Sekulic D.P. Brazing of Aluminum Alloys, Aluminum Science and Technology // *ASM Handbook*. Vol. 22A: Fundamentals of Modeling for metals processing. Novelty: ASM International, 2018. P. 763–782.
- Xiao B., Wang D., Cheng F., Wang Y. Development of ZrF₄-containing CsF-AlF₃ flux for brazing 5052 aluminium alloy with Zn-Al filler metal // *Materials & Design*. 2016. Vol. 90. P. 610–617.
- Ferraris S., Perero S., Ubertalli G. Surface Activation and Characterization of Aluminum Alloys for Brazing Optimization // *Coatings*. 2019. Vol. 9. № 7. Article number 459. DOI: 10.3390/coatings9070459.
- Yao Z., Xue S.B., Zhang J.X. Effect of Various Nanoparticles (GaF₃, ZnF₂, Zn(BF₄)₂ and Ga₂O₃) Additions on the Activity of CsF-RbF-AlF₃ Flux and Mechanical Behavior of Al/Steel Brazed Joints // *Crystals*. 2020. Vol. 10. № 8. Article number 683.
- Lee S.-J., Jung D.-H., Jung J.-P. Brazing and principle of aluminum // *Journal of Microelectronics and Packaging Society*. 2017. Vol. 24. № 4. P. 1–7.
- Zahr J., Oswald S., Turpe M., Ullrich H.J., Fussel U. Characterisation oxide and hydroxide layers on technical aluminum materials using XPS // *Vacuum*. 2012. Vol. 86. № 9. P. 1216–1219.
- Zhu Z., Chen Y., Luo A.A., Liu L. First conductive atomic force microscopy investigation on the oxide-film removal mechanism by chloride fluxes in aluminum brazing // *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 138. P. 12–16.
- Panda E., Jeurgens L.P.H., Mittemeijer E.J. Interface thermodynamics of ultra-thin, amorphous oxide overgrowths on AlMg alloys // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. № 5. P. 1770–1781.
- Panda E., Jeurgens L.P.H., Richter G., Mittemeijer E.J. The amorphous to crystalline transition of ultrathin (Al, Mg)-oxide films grown by thermal oxidation of AlMg alloys: a high-resolution transmission electron microscopy investigation // *Journal of Materials Research*. 2010. Vol. 25. № 5. P. 871–879.
- Zahi S., Daud A.R. Phase diagram, thermodynamics and microstructure of Al-Mg system // *Proceedings of the IEEE/CPMT International Electronic Manufacturing*

Technology (IEMT) Symposium. 2010. Article number 574613.

- Xiao B., Wang D., Cheng F., Wang Y. Oxide film on 5052 aluminium alloy: Its structure and removal mechanism by activated CsF-AlF₃ flux in brazing // *Applied Surface Science*. 2015. Vol. 337. P. 208–215.
- Cheng F.J., Yao J.F., Yang Z.W., Wang Y., Xiao B. Structure and composition of oxide film on 5083 alloy at brazing temperature // *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 2015. Vol. 31. № 11. P. 1282–1287.
- Cheng F., Zhao H., Wang Y., Xiao B. Evolution of surface oxide film of typical aluminum alloy during medium-temperature brazing process // *Transactions of Tianjin University*. 2014. Vol. 20. № 1. P. 54–59.
- Cheng F.-J., Qi S.-M., Yang Z.-W., Yao J.-F., Zhao H. Self-brazing Mechanism of Aluminum Alloy at Medium Temperature // *Cailiao Gongcheng/Journal of Materials Engineering*. 2018. Vol. 46. № 1. P. 31–36.
- Dai W., Xue S.-B., Lou J.-Y., Lou Y.-B., Wang S.-Q. Torch brazing 3003 aluminum alloy with Zn-Al filler metal // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2012. Vol. 22. № 1. P. 30–35.
- Xiao B., Wang D., Cheng F., Wang Y. Development of ZrF₄-containing CsF-AlF₃ flux for brazing 5052 aluminium alloy with Zn-Al filler metal // *Materials and Design*. 2016. Vol. 90. P. 610–617.
- Hu J., Zhang Q. Investigation of pseudo-ternary system AlF₃-KF-KCl // *Thermochimica Acta*. 2003. Vol. 404. № 1-2. P. 3–7.
- Khorunov V.F., Sabadash O.M. 9 - Brazing of aluminium and aluminium to steel // *Advances in Brazing. Science, Technology and Applications*. Cambridge: Woodhead Publishing, 2013. P. 249–279.

REFERENCES

- Sharma A., Lee S.H., Ban H.O., Shim Y.S., Jung J.-P. Effect of Various Factors on the Brazed Joint Properties in Al Brazing Technology. *Journal of Welding and Joining*, 2016, vol. 34, no. 2, pp. 30–35.
- Xue S.-B., Zhang L., Han Z.-J., Huang X. Reaction mechanism between oxide film on surface of Al-Li alloy and CsF-AlF₃ flux. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, vol. 18, no. 1, pp. 121–125.
- Sekulic D.P. Brazing of Aluminum Alloys, Aluminum Science and Technology. *ASM Handbook*. Vol. 22A: Fundamentals of Modeling for metals processing. Novelty, ASM International Publ., 2018, pp. 763–782.
- Xiao B., Wang D., Cheng F., Wang Y. Development of ZrF₄-containing CsF-AlF₃ flux for brazing 5052 aluminium alloy with Zn-Al filler metal. *Materials and Design*, 2016, vol. 90, pp. 610–617.
- Ferraris S., Perero S., Ubertalli G. Surface Activation and Characterization of Aluminum Alloys for Brazing Optimization. *Coatings*, 2019, vol. 9, no. 7, article number 459. DOI: 10.3390/coatings9070459.
- Yao Z., Xue S.B., Zhang J.X. Effect of Various Nanoparticles (GaF₃, ZnF₂, Zn(BF₄)₂ and Ga₂O₃) Additions on the Activity of CsF-RbF-AlF₃ Flux and Mechanical Behavior of Al/Steel Brazed Joints. *Crystals*, 2020, vol. 10, no. 8, article number 683.

7. Lee S.-J., Jung D.-H., Jung J.-P. Brazing and principle of aluminum. *Journal of Microelectronics and Packaging Society*, 2017, vol. 24, no. 4, pp. 1–7.
8. Zahr J., Oswald S., Turpe M., Ullrich H.J., Fussel U. Characterisation oxide and hydroxide layers on technical aluminum materials using XPS. *Vacuum*, 2012, vol. 86, no. 9, pp. 1216–1219.
9. Zhu Z., Chen Y., Luo A.A., Liu L. First conductive atomic force microscopy investigation on the oxide-film removal mechanism by chloride fluxes in aluminum brazing. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 138, pp. 12–16.
10. Panda E., Jeurgens L.P.H., Mittemeijer E.J. Interface thermodynamics of ultra-thin, amorphous oxide overgrowths on AlMg alloys. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 5, pp. 1770–1781.
11. Panda E., Jeurgens L.P.H., Richter G., Mittemeijer E.J. The amorphous to crystalline transition of ultrathin (Al, Mg)-oxide films grown by thermal oxidation of AlMg alloys: a high-resolution transmission electron microscopy investigation. *Journal of Materials Research*, 2010, vol. 25, no. 5, pp. 871–879.
12. Zahi S., Daud A.R. Phase diagram, thermodynamics and microstructure of Al-Mg system. *Proceedings of the IEEE/CPMT International Electronic Manufacturing Technology (IEMT) Symposium*, 2010, article number 574613.
13. Xiao B., Wang D., Cheng F., Wang Y. Oxide film on 5052 aluminium alloy: Its structure and removal mechanism by activated $CsF-AlF_3$ flux in brazing. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 337, pp. 208–215.
14. Cheng F.J., Yao J.F., Yang Z.W., Wang Y., Xiao B. Structure and composition of oxide film on 5083 alloy at brazing temperature. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 2015, vol. 31, no. 11, pp. 1282–1287.
15. Cheng F., Zhao H., Wang Y., Xiao B. Evolution of surface oxide film of typical aluminum alloy during medium-temperature brazing process. *Transactions of Tianjin University*, 2014, vol. 20, no. 1, pp. 54–59.
16. Cheng F.-J., Qi S.-M., Yang Z.-W., Yao J.-F., Zhao H. Self-brazing Mechanism of Aluminum Alloy at Medium Temperature. *Cailiao Gongcheng/Journal of Materials Engineering*, 2018, vol. 46, no. 1, pp. 31–36.
17. Dai W., Xue S.-B., Lou J.-Y., Lou Y.-B., Wang S.-Q. Torch brazing 3003 aluminum alloy with Zn–Al filler metal. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, vol. 22, no. 1, pp. 30–35.
18. Xiao B., Wang D., Cheng F., Wang Y. Development of ZrF_4 -containing $CsF-AlF_3$ flux for brazing 5052 aluminium alloy with Zn–Al filler metal. *Materials and Design*, 2016, vol. 90, pp. 610–617.
19. Hu J., Zhang Q. Investigation of pseudo-ternary system $AlF_3-KF-KCl$. *Thermochimica Acta*, 2003, vol. 404, no. 1-2, pp. 3–7.
20. Khorunov V.F., Sabadash O.M. 9 - Brazing of aluminium and aluminium to steel. *Advances in Brazing. Science, Technology and Applications*. Cambridge, Woodhead Publ., 2013, pp. 249–279.

The study of the influence of $ZnCl_2$ content in a flux for brazing of Al-Mg alloys on its technological properties

© 2020

Maksim A. Stepanov, postgraduate student

Moscow Aviation Institute (National Research University), Moscow (Russia)

*E-mail: stepanov_222@mail.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4831-1487>

Abstract: Aluminum-magnesium alloys are ductile alloys with good weldability, corrosion resistance, and a high fatigue strength level. Aluminum-magnesium alloys contain up to 6 % magnesium. The higher its content, the stronger is the alloy. However, these alloys with high magnesium content are difficult to solder. Therefore, the task is to create flux compositions for high-temperature brazing of these alloys providing high-quality brazed joints. The work investigated the influence of the $ZnCl_2$ activator on the technological properties of the flux. The authors tested the flux compositions with $ZnCl_2$ content of 0 to 12 %. The tests were carried out on the AMg2 alloy using the AK12 solder. The authors evaluated the influence of $ZnCl_2$ content on the spreading area of solder, the spreading uniformity, and the surface condition. The study revealed a significant increase in the spreading area of solder when introducing the $ZnCl_2$ activator into the flux and the introduction of 4 % zinc chloride made it possible to increase the spreading zone of a solder drop by 50–55 %. The authors considered the samples brazed with a flux that did not contain $ZnCl_2$ and using flux with the addition of 4 % $ZnCl_2$. Activator content in the flux increased by 4 % before reaching 12 %. The study identified the strong interaction between the flux and the base metal with the release of gaseous products leading to the pore formation. As a result of the work, it was revealed that $ZnCl_2$ significantly affects the flux properties, allowing increasing the solder spreading area; however, in the result of reactions with the formation of gaseous products, it can lead to the porosity of the brazed joint.

Keywords: flux; zinc chloride; activator; brazing; oxidation film destruction; aluminum-magnesium alloys.

For citation: Stepanov M.A. The study of the influence of $ZnCl_2$ content in a flux for brazing of Al-Mg alloys on its technological properties. *Vektor nauki Tolyatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 43–50. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-43-50.

Технологии совершенствования процесса сгорания топливно-воздушных смесей в двигателе внутреннего сгорания с искровым зажиганием

© 2020

*Шайкин Александр Петрович*¹, доктор технических наук, профессор,
профессор кафедры «Энергетические машины и системы управления»

Галиев Ильдар Ринатович^{*2}, кандидат технических наук,
доцент кафедры «Проектирование и эксплуатация автомобилей»

*Павлов Денис Александрович*³, кандидат технических наук,
заведующий кафедрой «Энергетические машины и системы управления»

*Сазонов Михаил Вячеславович*⁴, аспирант кафедры «Энергетические машины и системы управления»
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: sbs777@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9832-4753>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6226-8596>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1421-4272>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7504-1128>

Аннотация: В работе рассматривается влияние интенсивности турбулентности и химического состава топлива на скорость распространения пламени в начальной и основной фазах сгорания при изменении состава топливно-воздушной смеси. Актуальность исследования обусловлена тем, что в настоящее время улучшение характеристик работы поршневых двигателей внутреннего сгорания достигается в основном за счет совершенствования процесса сгорания горючей смеси. При этом отсутствуют данные о влиянии химических и газодинамических факторов на особенности распространения пламени в начальной и основной фазах сгорания. Объектом исследования являлся газопоршневой двигатель внутреннего сгорания, а предметом исследования – процесс сгорания топлива. Химический состав горючей смеси изменялся за счет использования промотирующей добавки водорода в природный газ и изменения коэффициента избытка воздуха. В результате проведенных экспериментов на моторной установке УИТ-85 (т. е. в условиях, максимально приближенных к условиям двигателя внутреннего сгорания) было выявлено, что промотирующая добавка водорода сильнее влияет на скорость пламени в первой фазе сгорания, по сравнению со второй фазой сгорания, так как в первой фазе очаг горения представляет собой искривленный фронт ламинарного пламени и зависит только от химических и теплофизических свойств топливовоздушной смеси. Анализ экспериментальных данных также показал двойственное влияние интенсивности турбулентности на скорость распространения пламени. В частности, в начале процесса сгорания пульсационная скорость практически не оказывает влияния на скорость распространения пламени, в отличие от основной фазы сгорания, в которой обнаружено увеличение скорости распространения пламени при росте интенсивности турбулентности.

Ключевые слова: скорость пламени; турбулентность; пульсационная скорость; водород; камера сгорания; тип топлива; поршневой двигатель.

Благодарности: Работа была выполнена при поддержке Министерства образования и науки Самарской области в рамках назначения денежных выплат молодым ученым и конструкторам, работающим в Самарской области, договор № 183 от 25.05.2020 г.

Для цитирования: Шайкин А.П., Галиев И.Р., Павлов Д.А., Сазонов М.В. Технологии совершенствования процесса сгорания топливно-воздушных смесей в ДВС с искровым зажиганием // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 4. С. 51–57. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-51-57.

ВВЕДЕНИЕ

Улучшение характеристик работы двигателя внутреннего сгорания (ДВС) достигается за счет совершенствования процесса сгорания топливно-воздушной смеси (ТВС). Основными параметрами, определяющими процесс сгорания, являются скорость распространения пламени и ширина зоны турбулентного горения [1; 2]. Существует несколько видов формул для определения турбулентной скорости распространения пламени, являющихся развитием зависимостей, предложенных К.И. Щёлкиным [3] и Б. Карловичем [4]. Наиболее удобной из них для проведения качественного анализа влияния различных параметров на изме-

нение турбулентной скорости распространения пламени является формула, предложенная Д. Вейнантом [5]:

$$\frac{S_T}{S_L} = 1 + \alpha \cdot \left(\frac{U'}{S_L} \right)^m,$$

где S_T и S_L – турбулентная и нормальная скорость распространения пламени соответственно;
 U' – пульсационная скорость.

Коэффициент α и показатель степени m , как показали результаты экспериментальных исследований, определяются различными параметрами (реакционными

характеристиками топлива, масштабом турбулентности, геометрией потока, балластированием топливной смеси продуктами сгорания). Нормальная (ламинарная) скорость распространения пламени определяется по формуле, предложенной Дж. Хейвудом [6]:

$$S_L = S_{L,0} \cdot \left(\frac{T_u}{T_0}\right)^\beta \cdot \left(\frac{P_0}{P_u}\right)^\gamma,$$

где β и γ – константы для данного топлива и коэффициента избытка воздуха.

Воздействие на турбулентную скорость распространения пламени путем изменения скорости турбулентных пульсаций экспериментально подробно исследовано в работах [7; 8]. Изменение пульсационной скорости и средней скорости перемещения ТВС обеспечивалось использованием десяти различных конструкций камер сгорания, выполненных в поршне экспериментального двигателя. Положение пика пульсационной скорости в зависимости от конструкции камеры сгорания изменялось в диапазоне от –15 градусов до верхней мертвой точки (ВМТ) до 10 градусов после ВМТ. Максимальная величина пульсационной скорости во время сгорания ТВС изменялась от 1 до 3,5 м/с. Следует отметить, что у четырех камер сгорания пик максимальной пульсационной скорости совпадал с максимальной скоростью тепловыделения, у четырех этот пик совпал с началом тепловыделения, у одной пик пульсаций расположен между началом и максимумом тепловыделения и еще у одной максимальное значение пульсационной скорости сохраняется практически неизменным в диапазоне от начала и до достижения приблизительно 75 % тепловыделения. Средняя пульсационная скорость в диапазоне изменения угла поворота коленчатого вала (ПВ) от 40 градусов перед ВМТ до 40 градусов после ВМТ увеличивалась пропорционально росту скоростного режима работы установки. Анализ результатов испытаний показал с большой степенью точности взаимосвязь скорости тепловыделения и средней в диапазоне сгорания пульсационной скорости: чем больше скорости пульсаций, тем выше скорость тепловыделения. Следует отметить, что использование конструкций камер сгорания, обеспечивающих более высокий уровень турбулентности, приводит к увеличению гидравлических потерь и тем самым к снижению эффективного коэффициента полезного действия [9; 10].

Цель работы – изучение влияния интенсивности турбулентности на скорость распространения пламени в начальной и основной фазе сгорания при изменении состава топливовоздушной смеси.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ

Для определения влияния типа топлива на скорость распространения пламени был проведен ряд экспериментов на универсальной одноцилиндровой моторной установке. Экспериментальная установка состояла из одноцилиндровой моторной установки УИТ-85, оснащенной системами подачи воздуха, газообразных топлива и водорода, параметров работы независимого изменения, измерения и регистрации исследуемых параметров [11]. Определение видимых скоростей распространения пламени (U) проводилось при помощи двух

ионизационных датчиков. Первый ионизационный датчик находился на расстоянии 7 мм от свечи зажигания и, таким образом, предоставлял информацию о процессах в первой фазе сгорания топлива. Вторым ионизационным датчиком был установлен на расстоянии 85 мм от свечи зажигания и предоставлял информацию о процессах в основной фазе сгорания. В процессе испытаний изменялись расходы топлива и водорода. Расход воздуха обеспечивался постоянным на данном скоростном режиме работы установки. Коэффициент избытка воздуха (α) рассчитывался по формуле

$$\alpha = \frac{G_{\text{возд}}}{l_{\text{н}} \cdot G_{\text{н}} + l_{\text{спг}} \cdot G_{\text{спг}}},$$

где $l_{\text{н}}$ – теоретически необходимое количество воздуха для сжигания 1 кг водорода;

$l_{\text{спг}}$ – теоретически необходимое количество воздуха для сжигания 1 кг природного газа,

$G_{\text{н}}$ – расход водорода, кг/ч;

$G_{\text{спг}}$ – расход природного газа, кг/ч;

$G_{\text{возд}}$ – расход воздуха, кг/ч.

Концентрация промотирующей добавки водорода в топливе рассчитывалась по формуле

$$g_{\text{н}} = \frac{G_{\text{н}}}{G_{\text{н}} + G_{\text{спг}}}.$$

Интенсивность турбулентности изменялась в 1,5 раза за счет увеличения частоты вращения коленчатого вала с 600 до 900 об/мин. Все параметры работы установки осциллографировались. В процессе обработки осциллограмм параметров испытаний определялись промежутки времени от подачи напряжения на свечу зажигания до появления ионного тока в цепи ионизационных датчиков. Скорость пламени в исследуемых фазах сгорания рассчитывали по формуле [12]

$$U_i = \frac{L_i}{t_i},$$

где t_i и L_i – время появления сигнала датчика и расстояние от свечи зажигания до ионизационного датчика соответственно.

Оценка измеряемой величины скорости распространения пламени, расчет среднего квадратического отклонения, а также исключение грубых погрешностей и промахов, проверка гипотезы о виде распределения экспериментальных данных и расчет доверительных границ погрешности измерения проводились в соответствии с ГОСТ Р 8.736-2011 «Измерения прямые многократные. Методы обработки результатов измерений». Статистический анализ экспериментальных данных выявил наличие нормального распределения вероятности. Относительная погрешность скорости распространения пламени варьировалась от 3 % (при сжигании стехиометрической смеси) до 15 % (при сжигании сверхбедной и богатой топливовоздушной смеси). Увеличение относительной погрешности обусловлено ростом межциклового неидентичности рабочего процесса и нестабильностью сгорания топлива при работе экспериментальной моторной установки при $\alpha < 0,9$ и $\alpha > 1,2$.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 представлены зависимости средней скорости распространения пламени при добавках водорода в метановоздушную смесь (в количестве 29, 47 и 58 % от объемного расхода метана) для двух скоростных режимов работы установки – 600 и 900 об/мин.

На рис. 1 видно увеличение скорости пламени при использовании промотирующей добавки водорода. При этом, чем больше была концентрация водорода в топливе, тем сильнее увеличивалась скорость пламени. Например, во второй фазе сгорания при $n=900$ об/мин и стехиометрической смеси (рис. 1 *d*), скорость пламени увеличилась с 13,2 до 17,4 м/с (т. е. на 4,2 м/с) при 58 %-ной добавке водорода, а при $n=600$ об/мин (рис. 1 *c*) скорость пламени увеличилась с 11 до 14,5 м/с (т. е. на 3,5 м/с). В первой фазе сгорания при $n=900$ об/мин и стехиометрической смеси (рис. 1 *b*) скорость пламени увеличилась с 5 до 8,7 м/с (т. е. на 3,7 м/с) при 58 %-ной добавке водорода, а при $n=600$ об/мин (рис. 1 *a*) скорость пламени увеличилась с 5,2 до 8,2 м/с (т. е. на 3 м/с).

Таким образом, видно, что влияние состава смеси на скорость пламени сильнее проявляется в первой фазе сгорания, поскольку в данной фазе очаг горения представляет собой искривленный фронт ламинарного пламени [13; 14] и зависит только от химических и теплофизических свойств топливовоздушной смеси.

Рассмотрим влияние увеличения скоростного режима работы установки на скорость распространения пламени. Для этого построим графические зависимости (рис. 2) прироста скорости распространения пламени в первичной и вторичной фазах. Изменение скорости распространения пламени (ΔU_i) при увеличении частоты вращения коленчатого вала двигателя с 600 до 900 мин⁻¹ определялось по формуле

$$\Delta U_i = \frac{U_{i,900}}{U_{i,600}},$$

где i – добавка водорода, %.

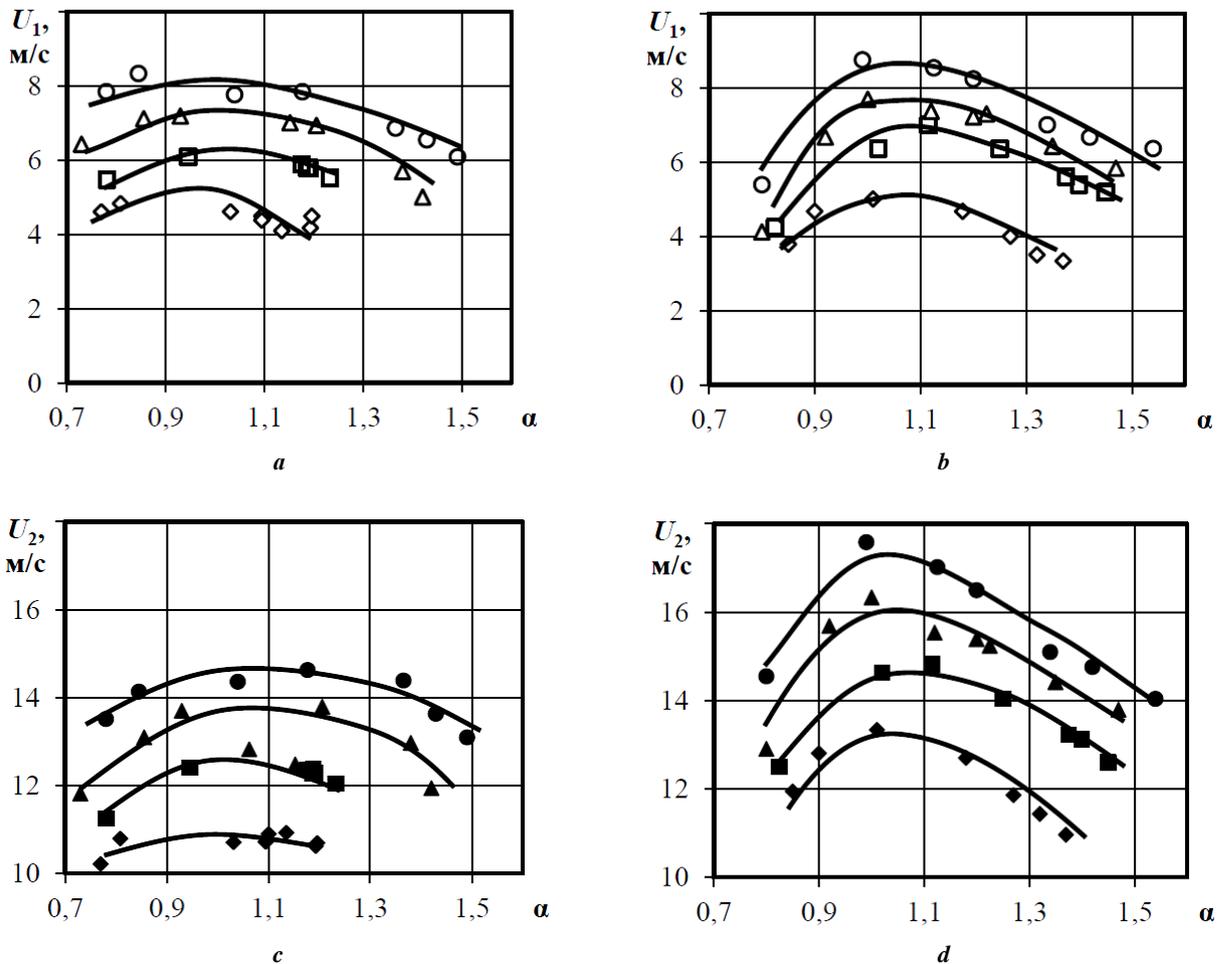


Рис. 1. Скорость распространения пламени:
a, b – $n=600$ об/мин; *c, d* – $n=900$ об/мин;
 $r=0\%$: \diamond, \blacklozenge ; $r=29\%$: \square, \blacksquare ; $r=47\%$: Δ, \blacktriangle ; $r=58\%$: \circ, \bullet
Fig. 1. Flame propagation velocity:
a, b – $n=600$ r/min; *c, d* – $n=900$ r/min;
 $r=0\%$: \diamond, \blacklozenge ; $r=29\%$: \square, \blacksquare ; $r=47\%$: Δ, \blacktriangle ; $r=58\%$: \circ, \bullet

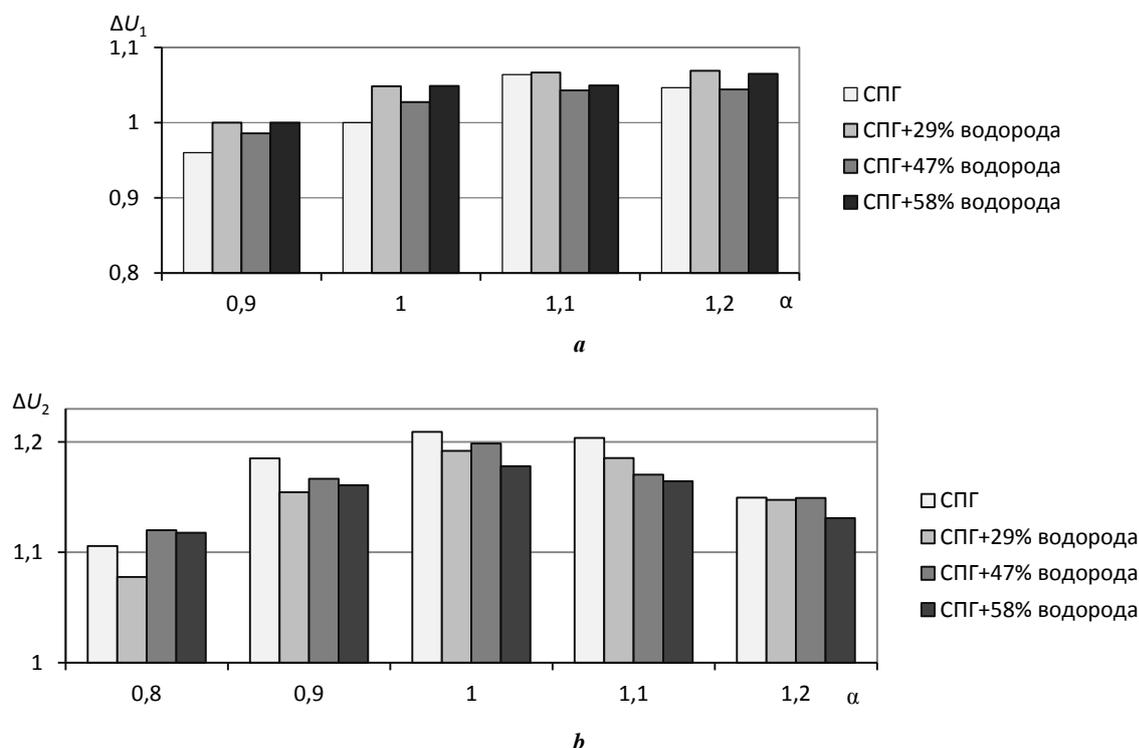


Рис. 2. Изменение скорости распространения пламени в первой (а) и основной (б) фазе сгорания при увеличении частоты вращения коленчатого вала двигателя с 600 до 900 мин⁻¹

Fig. 2. Change in the flame propagation velocity in the first (a) and the main (b) combustion phases when increasing the engine crankshaft speed from 600 to 900 min⁻¹

На рис. 2 видно, что увеличение пульсационной скорости в 1,5 раза приводит к увеличению скорости распространения пламени во второй (основной) фазе сгорания. Например, при стехиометрическом составе топливоздушной смеси скорость пламени во второй фазе сгорания увеличилась с 11 до 13,2 м/с, а в первой фазе изменения составили от 5,2 до 5 м/с. При этом использование промотирующей добавки водорода не оказывает особого влияния на данную закономерность. Отсутствие существенного влияния пульсационной скорости на интенсивность распространения фронта пламени в первой (начальной) фазе сгорания обусловлено тем, что в данной фазе очаг горения представляет собой искривленный фронт ламинарного пламени [15; 16]. При этом размер очага горения достаточно мал, чтобы турбулентные флуктуации оказали воздействия на его структуру [17; 18].

В свою очередь, увеличение скорости распространения пламени во второй (основной) фазе сгорания при полуторакратном увеличении интенсивности турбулентности объясняется тем, что в данной фазе пламя уже увеличилось в размерах [19; 20] и турбулентным флуктуациям проще повлиять на его структуру, т. е. наблюдается процесс растяжения поверхности пламени. Отметим, что при сжигании бедных и богатых топливоздушных смесей ширина пламени увеличивается, в результате всё больше турбулентных вихрей проникает во фронт пламени, что приводит к увеличению процессов тепломассопереноса и тем самым к снижению скорости химических реакций во фронте пламени.

Так, при коэффициенте избытка воздуха, равном 1,2, скорость пламени увеличилась с 10,8 до 11 м/с, т. е. прирост скорости пламени с ростом пульсационной скорости значительно замедлился по сравнению с режимом, когда сжигалась стехиометрическая смесь.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Таким образом, в результате проведенных экспериментов в условиях моторной установки УИТ-85 было выявлено, что интенсивность турбулентности, оцениваемая пульсационной скоростью пламени, по-разному влияет на скорость распространения пламени. В начальной фазе сгорания скорость распространения пламени в основном зависит от кинетики химических реакций и состава топливоздушной смеси. В основной фазе сгорания турбулентность оказывает значительное влияние на скорость распространения пламени.

Выявлено, что промотирующая добавка водорода сильнее влияет на скорость пламени в первой фазе сгорания по сравнению со второй фазой сгорания, поскольку в первой фазе очаг горения представляет собой искривленный фронт ламинарного пламени и зависит только от химических и теплофизических свойств топливоздушной смеси.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sandalci T., Isin O., Galata S., Karagoz Y., Guler I. Effect of hythane enrichment on performance, emission

- and combustion characteristics of an ci engine // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2019. Vol. 44. № 5. P. 3208–3220. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.12.069.
2. Tangoz S., Kahraman N., Akansu S.O. The effect of hydrogen on the performance and emissions of an SI engine having a high compression ratio fuelled by compressed natural gas // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2017. Vol. 42. № 40. P. 25766–25780. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2017.04.076.
 3. Щёлкин К.И., Трошин Я.К. О сгорании в турбулентном потоке // *Журнал технической физики*. 1943. Т. 13. № 9-10. С. 520–530.
 4. Karlovitz B., Denniston D., Wells F. Investigation of turbulent flames // *Journal of Chemical Physics*. 1956. № 4. P. 541–552.
 5. Veynante D., Vervisch L. Turbulent Combustion Modelling // *Progress in Energy and Combustion Science*. 2002. Vol. 28. № 3. P. 193–266. DOI: 10.1016/S0360-1285(01)00017-X.
 6. Subba R.K., Ganesan V., Gopalakrishnan K.V., Murthy B.S. Modelling of combustion process in a spark ignited hydrogen engine // *International Journal of Hydrogen Energy*. 1983. Vol. 8. № 8. P. 931–933. DOI: 10.1016/0360-3199(83)90118-0.
 7. Johansson B., Olsson K. Combustion chambers for natural gas SI engines part 1: Fluid flow and combustion // *SAE Technical papers*. 1995. № 950469. P. 1–12. DOI: <https://doi.org/10.4271/950469>.
 8. Olsson K., Johansson B. Combustion chambers for natural gas SI engines part 2: Combustion and emissions // *SAE Technical papers*. 1995. № 950517. P. 1–13. DOI: <https://doi.org/10.4271/950517>.
 9. Li H., Gatts H., Liu S., Wayne S., Clark N., Mather D. An Experimental Investigation on the Combustion Process of a Simulated Turbocharged Spark Ignition Natural Gas Engine Operated on Stoichiometric Mixture // *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. 2017. Vol. 140. № 9. Article number 091504. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4038692>.
 10. Basshuysen R.V. *Internal Combustion Engine Handbook*. New York: SAE International, 2016. 1130 p.
 11. Shaikin A.P., Galiev I.R. On the Relationship of the Width of the Turbulent Combustion Zone with the Fuel Composition, Pressure, Propagation Speed, and Electrical Conductivity of the Flame // *Technical physics*. 2020. Vol. 65. № 7. P. 1020–1023. DOI: <https://doi.org/10.1134/S106378422007018X>.
 12. Шайкин А.П., Галиев И.Р. Исследование связи скорости распространения пламени метановодородного топлива ДВС с параметрами ионизационного тока и концентрацией водорода // *Известия высших учебных заведений. Авиационная техника*. 2016. № 2. С. 87–91.
 13. Verma G., Prasad R.K., Agarwal R.A., Jain S., Agarwal A.K. Experimental investigations of combustion, performance and emission characteristics of a hydrogen enriched natural gas fuelled prototype spark ignition engine // *Fuel*. 2016. Vol. 178. P. 209–217. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.fuel.2016.03.022>.
 14. Pastor J.V., Olmeda P., Martin J., Lewiski F. Methodology for Optical Engine Characterization by Means of the Combination of Experimental and Modeling Techniques // *Applied Sciences (Switzerland)*. 2018. Vol. 8. № 12. Article number 2571. DOI: <https://doi.org/10.3390/app8122571>.
 15. Khudhair O., Shahad H.A.K. A Review of Laminar Burning Velocity and Flame Speed of Gases and Liquid Fuels // *International Journal of Current Engineering and Technology*. 2017. Vol. 7. № 1. P. 183–197.
 16. Giusti A., Mastorakos E. Turbulent Combustion Modelling and Experiments: Recent Trends and Developments // *Flow, Turbulence and Combustion*. 2019. Vol. 103. № 4. P. 847–869. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10494-019-00072-6>.
 17. Cutcher H.C., Barlow R.S., Magnotti G., Masri A.R. Statistics of scalar dissipation and reaction progress in turbulent flames with compositional inhomogeneities // *Combustion and Flame*. 2018. Vol. 194. P. 439–451. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.combustflame.2018.05.030>.
 18. Giusti A., Mastorakos E., Hassa C., Heinze J., Magens E., Zedda M. Investigation of flame structure and soot formation in a single sector model combustor using experiments and numerical simulations based on the large eddy Simulation/Conditional moment closure approach // *Journal of engineering for gas Turbines and Power*. 2018. Vol. 140. № 6. Article number 061506. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4038025>.
 19. Evans M.J., Sidey J.A.M., Ye J., Medwell P.R., Dally B.B., Mastorakos E. Temperature and reaction zone imaging in turbulent swirling dual-fuel flames // *Proceedings of the Combustion Institute*. 2018. Vol. 37. № 2. P. 2159–2166. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proci.2018.07.076>.
 20. Shaikin A.P., Galiev I.R. Specific features of combustion of methane-hydrogen mixtures in piston power plants and engines // *Bezopasnost' Truda v Promyshlennosti*. 2020. Vol. 2020. № 1. P. 21–25. DOI: <https://doi.org/10.24000/0409-2961-2020-1-21-25>.

REFERENCES

1. Sandalci T., Isin O., Galata S., Karagoz Y., Guler I. Effect of hythane enrichment on performance, emission and combustion characteristics of an ci engine. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2019, vol. 44, no. 5, pp. 3208–3220. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.12.069.
2. Tangoz S., Kahraman N., Akansu S.O. The effect of hydrogen on the performance and emissions of an SI engine having a high compression ratio fuelled by compressed natural gas. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2017, vol. 42, no. 40, pp. 25766–25780. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2017.04.076.
3. Shchelkin K.I., Troshin Ya.K. Combustion in turbulent flow. *Zhurnal tekhnicheskoy fiziki*, 1943, vol. 13, no. 9-10, pp. 520–530.
4. Karlovitz B., Denniston D., Wells F. Investigation of turbulent flames. *Journal of Chemical Physics*, 1956, no. 4, pp. 541–552.
5. Veynante D., Vervisch L. Turbulent Combustion Modelling. *Progress in Energy and Combustion Science*, 2002, vol. 28, no. 3, pp. 193–266. DOI: 10.1016/S0360-1285(01)00017-X.
6. Subba R.K., Ganesan V., Gopalakrishnan K.V., Murthy B.S. Modelling of combustion process in a spark ignited hydrogen engine. *International Journal of*

- Hydrogen Energy*, 1983, vol. 8, no. 8, pp. 931–933. DOI: 10.1016/0360-3199(83)90118-0.
7. Johansson B., Olsson K. Combustion chambers for natural gas SI engines part 1: Fluid flow and combustion. *SAE Technical papers*, 1995, no. 950469, pp. 1–12. DOI: <https://doi.org/10.4271/950469>.
 8. Olsson K., Johansson B. Combustion chambers for natural gas SI engines part 2: Combustion and emissions. *SAE Technical papers*, 1995, no. 950517, pp. 1–13. DOI: <https://doi.org/10.4271/950517>.
 9. Li H., Gatts H., Liu S., Wayne S., Clark N., Mather D. An Experimental Investigation on the Combustion Process of a Simulated Turbocharged Spark Ignition Natural Gas Engine Operated on Stoichiometric Mixture. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2017, vol. 140, no. 9, article number 091504. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4038692>.
 10. Basshuysen R.V. *Internal Combustion Engine Handbook*. New York, SAE International Publ., 2016. 1130 p.
 11. Shaikin A.P., Galiev I.R. On the Relationship of the Width of the Turbulent Combustion Zone with the Fuel Composition, Pressure, Propagation Speed, and Electrical Conductivity of the Flame. *Technical physics*, 2020, vol. 65, no. 7, pp. 1020–1023. DOI: <https://doi.org/10.1134/S106378422007018X>.
 12. Shaykin A.P., Galiev I.R. Relationship of flame propagation speed for methane–hydrogen fuel of the internal combustion engine with parameters of ion current and hydrogen concentration. *Russian Aeronautics*, 2016, vol. 59, no. 2, pp. 249–253. DOI: 10.3103/S106879981602015X.
 13. Verma G., Prasad R.K., Agarwal R.A., Jain S., Agarwal A.K. Experimental investigations of combustion, performance and emission characteristics of a hydrogen enriched natural gas fuelled prototype spark ignition engine. *Fuel*, 2016, vol. 178, pp. 209–217. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.fuel.2016.03.022>.
 14. Pastor J.V., Olmeda P., Martin J., Lewiski F. Methodology for Optical Engine Characterization by Means of the Combination of Experimental and Modeling Techniques. *Applied Sciences (Switzerland)*, 2018, vol. 8, no. 12, article number 2571. DOI: <https://doi.org/10.3390/app8122571>.
 15. Khudhair O., Shahad H.A.K. A Review of Laminar Burning Velocity and Flame Speed of Gases and Liquid Fuels. *International Journal of Current Engineering and Technology*, 2017, vol. 7, no. 1, pp. 183–197.
 16. Giusti A., Mastorakos E. Turbulent Combustion Modeling and Experiments: Recent Trends and Developments. *Flow, Turbulence and Combustion*, 2019, vol. 103, no. 4, pp. 847–869. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10494-019-00072-6>.
 17. Cutcher H.C., Barlow R.S., Magnotti G., Masri A.R. Statistics of scalar dissipation and reaction progress in turbulent flames with compositional inhomogeneities. *Combustion and Flame*, 2018, vol. 194, pp. 439–451. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.combustflame.2018.05.030>.
 18. Giusti A., Mastorakos E., Hassa C., Heinze J., Magens E., Zedda M. Investigation of flame structure and soot formation in a single sector model combustor using experiments and numerical simulations based on the large eddy Simulation/Conditional moment closure approach. *Journal of engineering for gas Turbines and Power*, 2018, vol. 140, no. 6, article number 061506. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4038025>.
 19. Evans M.J., Sidey J.A.M., Ye J., Medwell P.R., Dally B.B., Mastorakos E. Temperature and reaction zone imaging in turbulent swirling dual-fuel flames. *Proceedings of the Combustion Institute*, 2018, vol. 37, no. 2, pp. 2159–2166. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proci.2018.07.076>.
 20. Shaikin A.P., Galiev I.R. Specific features of combustion of methane-hydrogen mixtures in piston power plants and engines. *Bezopasnost' Truda v Promyshlennosti*, 2020, vol. 2020, no. 1, pp. 21–25. DOI: <https://doi.org/10.24000/0409-2961-2020-1-21-25>.

THE TECHNOLOGIES OF IMPROVING THE PROCESS OF AIR-FUEL MIXTURE COMBUSTION IN SPARK IGNITION ENGINES

© 2020

Aleksandr P. Shaikin¹, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
professor of Chair “Power Machines and Control Systems”

Ildar R. Galiev^{*2}, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Design and Operation of Cars”

Denis A. Pavlov³, Phd (Engineering), of Chair “Power Machines and Control Systems”

Mikhail V. Sazonov⁴, postgraduate student of Chair “Power Machines and Control Systems”

Togliatti State University, Togliatti (Russia)

*E-mail: sbs777@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9832-4753>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6226-8596>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1421-4272>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7504-1128>

Abstract: The paper considers the turbulence intensity and the fuel chemical composition impact on the flame propagation velocity at the initial and main combustion phases when changing the air-fuel mixture composition. The relevance of the study is caused by the fact that currently, the improvement of conventional engine operation characteristics is mainly achieved through the improvement of the fuel mixture combustion process. However, there are no data on the influence of chemical and gas-dynamic factors on the peculiarities of flame propagation at the initial and main combustion phases. The gas reciprocating internal combustion engine was the object of the research, and the subject of the study was the fuel combustion process. Fuel chemical composition changed due to the promoting addition of hydrogen to the natural gas and

variations of the excess-air coefficient. The experiments carried out on the UIT-85 power plant (i.e. under the simulated internal combustion engine conditions) show that the promoting addition of hydrogen stronger influences the flame velocity in the initial combustion phase compared to the second combustion phase, as a combustion source in the first phase is a laminar flame bent front and depends only on chemical and thermo-physical properties of the fuel-air mixture. The analysis of experimental data showed the dual impact of turbulence intensity on the flame propagation velocity. In particular, at the beginning of the combustion process, the fluctuating velocity scarcely influences the flame propagation velocity, as opposed to the main combustion phase, where the flame propagation velocity increases at the increase of turbulence intensity.

Keywords: flame velocity; turbulence; fluctuating velocity; hydrogen; combustion chamber; fuel type; reciprocating engine.

Acknowledgements: The work was supported by the Ministry of Education and Science of the Samara region as a part of the monetary benefits assignment to young scientists and engineers who work in the Samara region, contract No.183 of May 25, 2020.

For citation: Shaikin A.P., Galiev I.R., Pavlov D.A., Sazonov M.V. The technologies of improving the process of air-fuel mixture combustion in spark ignition engines. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 51–57. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-51-57.

Исследование взаимодействия цинковых припоев со сплавами алюминия при нанесении трением

© 2020

Шаргаев Евгений Олегович*¹, аспирант

Пашков Игорь Николаевич², доктор технических наук, профессор

Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет), Москва (Россия)

*E-mail: eshargaev@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3410-4476>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2511-2845>

Аннотация: В настоящее время в связи с поиском более экономичных и надежных процессов соединения алюминия, а также продуктов, которые невозможно изготовить с применением флюса, весьма актуальной является задача применения методов бесфлюсовой пайки сплавов на основе алюминия. Отсутствие описания процессов и механизмов бесфлюсовой пайки методом трения припоя о поверхность алюминия ставит важную задачу их изучения и подробного изложения. Для исследований были получены сплавы на основе цинка и методом горячего прессования изготовлены прутки припоев. В работе с использованием метода трения прутка о поверхность нагретой алюминиевой подложки были определены минимальные температуры схватывания цинковых припоев различных составов с поверхностью алюминия. Экспериментально доказано, что эти температуры коррелируют с температурами ликвидуса этих сплавов и имеют близкие значения. Получена зависимость минимальных температур схватывания от содержания алюминия и меди в припое. Исследовано влияние состояния поверхности основного металла на площадь растекания цинкового припоя Zn–4%Al при нанесении трением. В результате проведенных экспериментов были определены площади растекания припоя по поверхности подложки из алюминиевого сплава АД31 в зависимости от шероховатости поверхности основного металла. Установлено, что минимальные температуры схватывания припоев имеют близкие значения по отношению к температурам ликвидуса этих сплавов, а добавление в припой меди снижает эти температуры в среднем на 20 °С на каждый процент добавленной меди. Растекание припоя Zn–4%Al по поверхности алюминиевого сплава АД31 достигает наибольших значений при обработке поверхности шкурками грубой зернистости, с уменьшением шероховатости эффект растекания уменьшается.

Ключевые слова: Zn–4%Al; температура схватывания припоя; нанесение трением; растекание припоя; шероховатость; эвтектические фазы; ликвидус; алюминиевый сплав АД31; сплав Д16.

Для цитирования: Шаргаев Е.О., Пашков И.Н. Исследование взаимодействия цинковых припоев со сплавами алюминия при нанесении трением // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 4. С. 58–66. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-58-66.

ВВЕДЕНИЕ

Обширное использование алюминия и его сплавов в различных отраслях промышленности и техники требует дальнейшего совершенствования и развития уже существующих технологических процессов пайки. Одной из основных проблем пайки алюминия является обеспечение разрушения оксидной пленки и осуществление смачивания поверхности алюминия припоем. При пайке алюминия и его сплавов оксидную пленку необходимо удалить непосредственно в процессе пайки и защитить поверхность паяемого металла от окисления, пока не произойдет расплавление припоя и заполнение им зазора между паяемыми деталями [1]. Из-за высокой активности флюсов при пайке алюминия и проблем с их удалением [2; 3] в качестве альтернативы рассматривается бесфлюсовая пайка.

Одним из привлекательных методов бесфлюсовой пайки как низкотемпературной пайки является широко исследованная и описанная в литературе ультразвуковая пайка [4–6]. Ультразвуковая вибрация может привести к кавитации высокой интенсивности в жидком Zn–Al припое, что приводит к разрушению оксидов алюминия на поверхности в течение короткого времени [7; 8].

Другим способом механического удаления оксидной пленки может служить нанесение припоя на поверхность алюминия методом натирания. Суть данного способа состоит в том, что под влиянием припоя, проникающего через дефекты в оксидной пленке и вызывающего ее подплавление и диспергирование [9], оксидная пленка разрушается, и в присутствии расплава припоя происходит смачивание цинковым припоем поверхности алюминия.

С миниатюризацией и увеличением мощности силовой электроники работа при высоких температурах стала серьезной проблемой. Растущая потребность в работе полупроводниковых элементов при высоких температурах требует применения новых высокотемпературных припоев [10]. Наилучшими кандидатами для бесфлюсовой пайки являются сплавы на основе Zn–Al [11–13]. Температуры пайки большинства цинковых припоев находятся в интервале 380–500 °С. Основные закономерности формирования структуры соединений при пайке Zn–Al припоями заключаются в том, что повышение температуры пайки и увеличения зоны шва приводит к появлению усадочной пористости в соединении [14]. В работах [15–17] сообщалось о том, что предел прочности при растяжении, сопротивление ползучести и коррозионная

стойкость цинковых сплавов улучшаются за счет добавления таких элементов, как алюминий и медь.

Все эксперименты в описанных выше исследованиях проводились с применением ультразвуковых колебаний, поэтому отсутствие описания процессов и механизмов пайки методом трения припоя о поверхность алюминия делает актуальной задачу их изучения и подробного изложения.

Цель работы – определение минимальной температуры схватывания цинкового припоя различных составов с поверхности алюминия и определение влияния шероховатости поверхности основного металла на площадь растекания припоя Zn–4%Al по основному материалу при нанесении припоя методом трения.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследования в индукционной установке были приготовлены сплавы различных составов, затем они были отлиты в металлическую изложницу. Составыготавливаемых сплавов представлены в таблице 1. Из полученных цилиндрических отливок методом горячего прессования изготовлены прутки припоев диаметром 5 мм и длиной 300 мм.

В качестве основы были подготовлены пластины из алюминиевых сплавов марок АМг2, АД31 и Д16 размером 30×30 мм.

Нагрев подложки осуществлялся плоским керамическим нагревателем, контроль температуры производился хромель-алюмелевой термопарой, расположенной в верхней части подложки. Для определения площади растекания припоя методом трения прутка припоя Zn–4%Al о поверхность подложки из алюминиевого сплава АД31 расплавляли каплю припоя примерно одинаковой площади, контрольно-измерительным прибором фиксировалось падение температуры с последующим нагревом снова до 420 °С. На рис. 1 показана

схема нагрева подложки и нанесения припоя на поверхность алюминия.

Для нанесения шероховатости на поверхность алюминия были выбраны шлифовальные бумаги различной зернистости. Номера бумаги и соответствующие ей величины среднего размера зерна представлены в таблице 2.

Измерение площадей растекания припоя проводилось с помощью программы «Т-flex 2D чертеж» приведением изображения растекшейся капли припоя к одному масштабу с линейкой, выделением площади растекания и ее программным вычислением.

Исследование микроструктур проводилось при помощи сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 3 SBH с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments Advanced Aztec Energy.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Определение минимальной температуры схватывания цинковых припоев различных составов с поверхностью алюминия

В результате проделанных экспериментов были определены минимальные температуры схватывания припоев (температуры, при которых припой начинал плавиться и растекаться по поверхности основного металла) в зависимости от состава этих припоев. На рис. 2 представлена гистограмма зависимости минимальной температуры схватывания цинкового припоя от содержания в нем алюминия. Анализ данных показывает снижение минимальных температур схватывания цинковых припоев с содержанием алюминия до 4 %. Это объясняется тем, что припой Zn–4%Al очень близок к эвтектической точке *e* (5 % Al, 381 °С), а также имеет низкий интервал плавления.

Таблица 1. Состав Zn–Al и Zn–Al–Cu сплавов, масс. %
Table 1. The composition of Zn–Al and Zn–Al–Cu alloys, w %

| Сплав | Zn, % | Al, % | Cu, % |
|---------------|--------|-------|-------|
| Zn | основа | - | - |
| Zn+2%Al | основа | 2 | - |
| Zn+4%Al | основа | 4 | - |
| Zn+8%Al | основа | 8 | - |
| Zn+15%Al | основа | 15 | - |
| Zn+22%Al | основа | 22 | - |
| Zn+4%Al+1%Cu | основа | 4 | 1 |
| Zn+4%Al+2%Cu | основа | 4 | 2 |
| Zn+4%Al+4%Cu | основа | 4 | 4 |
| Zn+15%Al+1%Cu | основа | 15 | 1 |
| Zn+15%Al+2%Cu | основа | 15 | 2 |
| Zn+15%Al+4%Cu | основа | 15 | 4 |

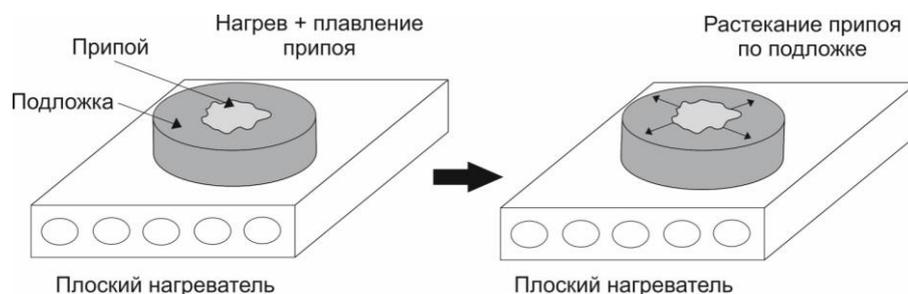


Рис. 1. Схема нагрева подложки и нанесения припоя на поверхность алюминия
Fig. 1. Schematic model of the substrate heating and solder application to an aluminum surface

Таблица 2. Маркировка и зернистость наждачной бумаги
Table 2. Abrasive paper marking and grain fineness

| Маркировка по ISO-6344 (международный стандарт) | Средний размер зерна, мкм |
|---|---------------------------|
| P40 | 400–500 |
| P80 | 200–250 |
| P240 | 50–69 |
| P800 | 20–28 |
| P1500 | 7–10 |
| P2000 | 5–7 |

С дальнейшим повышением содержания алюминия в припое Zn–Al (8–22 % Al) наблюдается повышение минимальных температур схватывания припоев. Образцы, содержащие 8 % Al и 15 % Al, согласно равновесной диаграмме состояния Zn–Al [18], имеют одинаковую температуру солидуса – 381 °С, соответствующую эвтектике. С увеличением содержания алюминия повышается температура ликвидуса, вследствие чего повышается минимальная температура схватывания припоев, но она находится внутри температурного интервала, приближаясь к температуре ликвидуса этих сплавов.

В образце, содержащем 22 % Al, идет неравновесная кристаллизация с образованием эвтектики [19], но доля этой эвтектической составляющей значительно меньше, чем в сплавах с меньшим содержанием алюминия. Интервал точек плавления припоя находится в пределах 427–490 °С. Минимальные температуры схватывания на подложках из алюминиевого сплава АМг2 и АД31 равны 520 и 530 °С соответственно, что выше температуры ликвидуса припоя на 30–40 °С. Это можно объяснить тем, что с повышением содержания алюминия сила растворения падает, средний состав припоя становится ближе к алюминию, и температура плавления повышается.

Припоем состава Zn–22%Al на подложке из сплава Д16 не расплавился и не растекался, так как температура солидуса сплава Д16 составляет 502 °С, а температура плавления припоя – 490 °С.

В большинстве случаев минимальные температуры схватывания примерно соответствуют температурам ликвидуса этих сплавов.

Медь хорошо растворяется в цинке с образованием твердого раствора. При этом температура плавления цинковых припоев несколько возрастает. Медь вводят в цинковые припои вместе с алюминием с целью улучшения смачиваемости ими алюминиевых сплавов, повышения растекаемости припоев и увеличения прочности паяных соединений [20].

Для исследования влияния содержания меди на минимальные температуры схватывания припоев были выбраны доэвтектический (Zn4Al) и заэвтектический (Zn15Al) сплавы, в них добавлены 1, 2 и 4 % меди. На рис. 3 показаны гистограммы зависимости минимальной температуры схватывания припоев Zn4Al и Zn15Al от содержания в них Cu.

Как видно из результатов экспериментов, с увеличением содержания меди от 1 до 4 % в сплавах припоев минимальные температуры схватывания снижаются в среднем на 20 °С. В соответствии с тройной диаграммой состояния Al–Cu–Zn добавление меди приводит к снижению температуры ликвидуса этих сплавов, а соответственно, и к снижению минимальных температур схватывания припоев.

Проведя анализ полученных гистограмм, можно заметить, что минимальная температура схватывания на подложке алюминия из сплава Д16 незначительно выше, чем на других материалах. Возможно, это связано

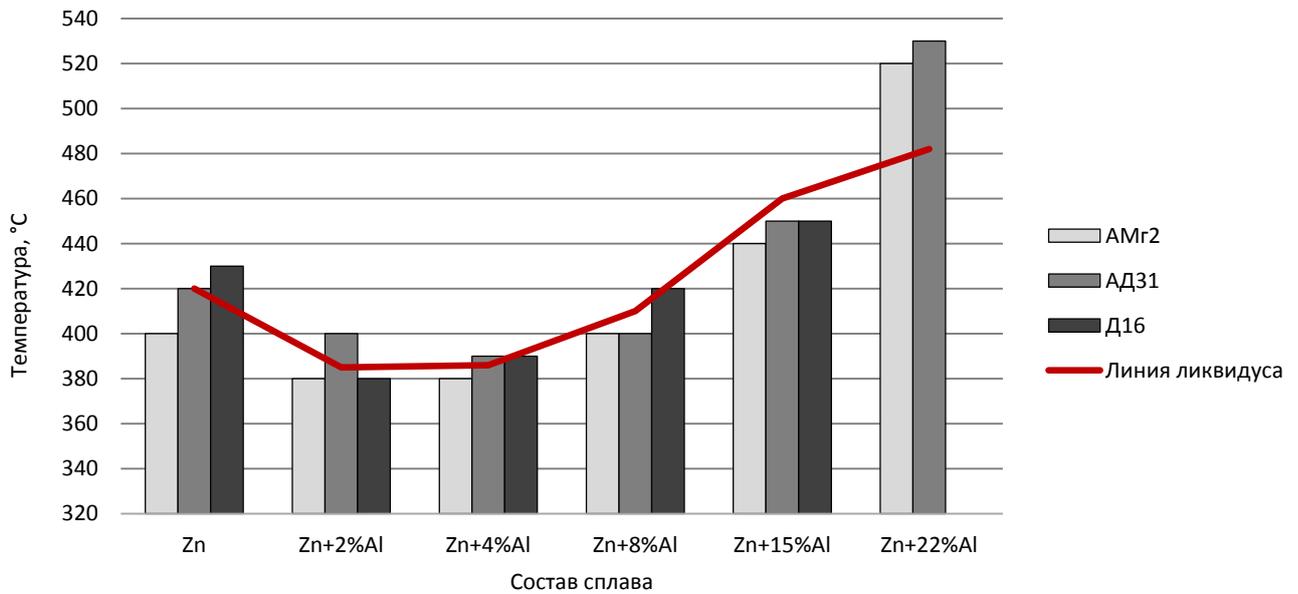


Рис. 2. Зависимость минимальной температуры схватывания цинкового припоя от содержания Al в припое
 Fig. 2. The dependence of minimum setting temperature of zinc solder on Al content in the solder

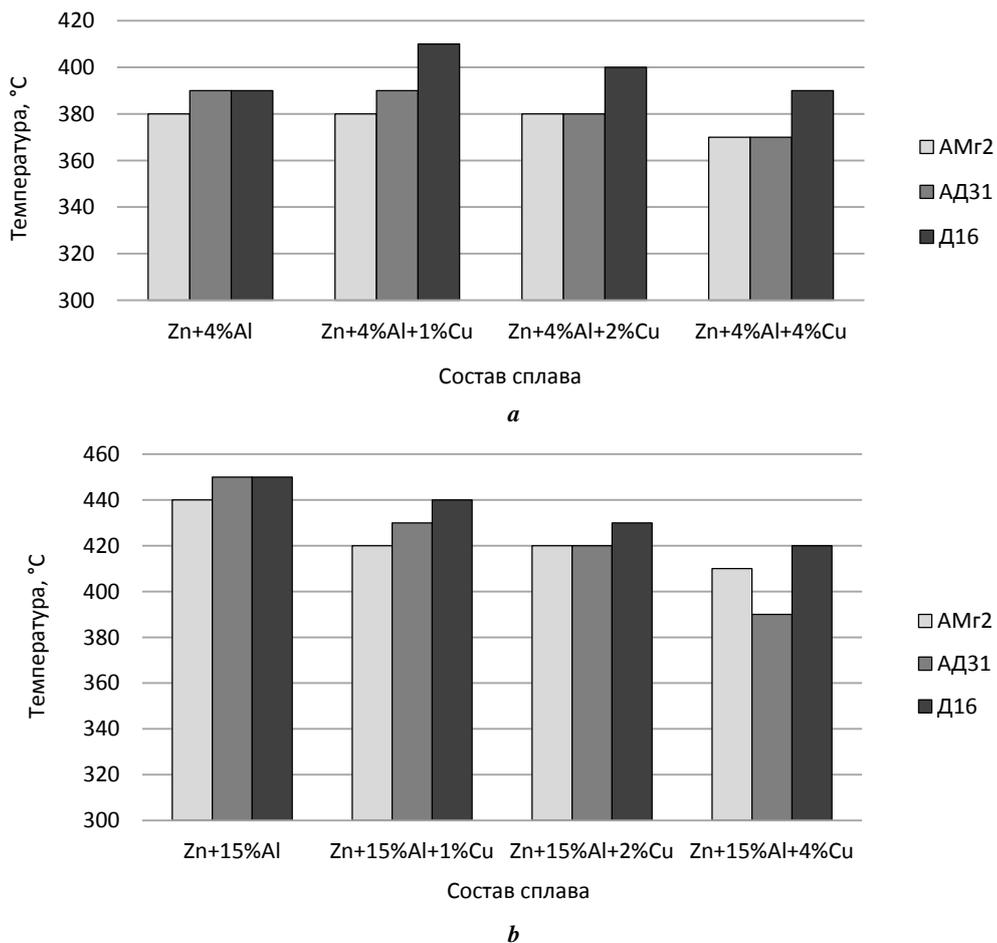


Рис. 3. Зависимость минимальной температуры схватывания от содержания Cu в цинковом припое Zn4Al (a) и Zn15Al (b)
 Fig. 3. The dependence of minimum setting temperature on Cu content in Zn4Al (a) and Zn15Al (b) solder

с более плотной пленкой на поверхности основного металла из-за повышенного содержания Mn (0,3–0,9 % масс.) и Mg (1,2–1,8 % масс.) в сплаве Д16. Можно сделать вывод, что повышенное содержание этих элементов в основном материале оказывает влияние на температуру схватывания припоя, увеличивая ее в среднем на 20 °С.

Влияние шероховатости поверхности основного металла на площадь растекания припоя Zn–4%Al по основному материалу при нанесении трением

Еще одной задачей исследования стала оценка влияния шероховатости поверхности основного металла на площадь растекания припоя по этой поверхности. Для этого поверхность алюминия была обработана наждачной бумагой различной зернистости (таблица 2) и использован цинковый припой состава Zn–4%Al. На рис. 4 показаны изображения капли припоя, растекшейся по необработанной поверхности, и капли припоя, растекшейся по поверхности, обработанной наждачной бумагой марки P800.

На снимках поверхности подложек хорошо заметно, что на поверхности, обработанной наждачной бумагой, припой растекается под оксидной пленкой и имеет ярко выраженный ореол. Величина этого ореола напрямую зависит от величины шероховатости обработанной поверхности: чем больше шероховатость поверхности, тем на большую площадь растекается припой.

Микронеровности на обработанной поверхности алюминия представляют собой хаотично пересекающиеся линии, углубленные на величину среднего размера зерна соответствующей наждачной бумаги. На изображении, полученном с электронного микроскопа

(рис. 5), хорошо видно, как припой под действием капиллярных сил начинает движение по этим капиллярным каналам, смачивая поверхность и затекая под окисную пленку алюминия.

Растекание жидкого припоя и смачивание им поверхности твердого тела сопровождается увеличением площади растекания и происходит в результате работы преодоления сил поверхностного натяжения. Было обнаружено, что в момент расплавления припоя происходит падение температуры за счет поглощения тепла на растворение припоя, но по мере восстановления температуры область растекания начинает расползаться под окисной пленкой.

В результате проделанных экспериментов были определены площади растекания припоя по поверхности подложки из алюминиевого сплава АД31 в зависимости от шероховатости поверхности основного металла. Полученный график зависимости изображен на рис. 6.

При увеличении среднего размера зерна площадь растекания припоя по поверхности алюминия увеличивается. Площадь растекания припоя на поверхности, не обработанной наждачной бумагой, составляет 148,8 мм², а при обработке поверхности наждачной бумагой с минимальной зернистостью (P2000) площадь растекания увеличивается до 223,13 мм² (увеличение на 66, 6 %). Максимальные значения площади растекания достигаются при обработке поверхности бумагой марки P40 и P80 и составляют 275,45 мм² и 287,07 мм² соответственно. Из графика видно, что при достижении определенной шероховатости, соответствующей бумаге марки P1500, влияние на площадь растекания существенно не оказывается и все значения находятся в пределах среднеквадратического отклонения.

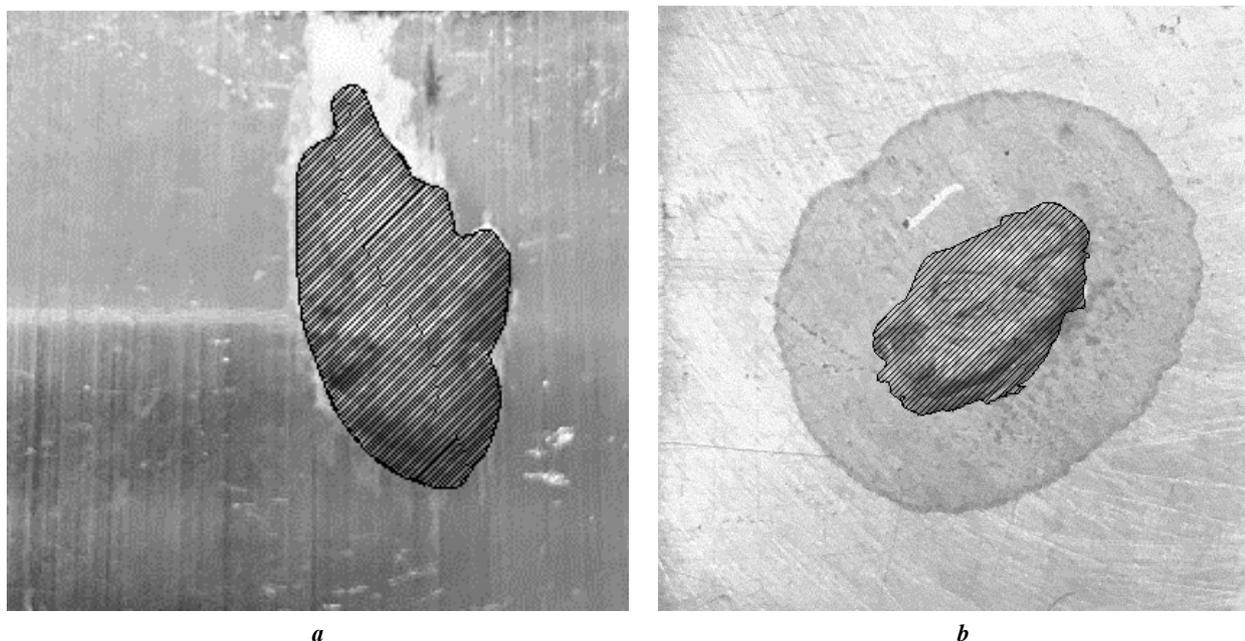


Рис. 4. Снимок поверхности подложки с припоем, растекшимся по поверхности без обработки (а) и по поверхности, обработанной наждачной бумагой с зернистостью P800 (б)

Fig. 4. The image of a surface of the substrate with solder spread over the untreated surface (a) and the surface treated with abrasive paper with P800 grain fineness (b)

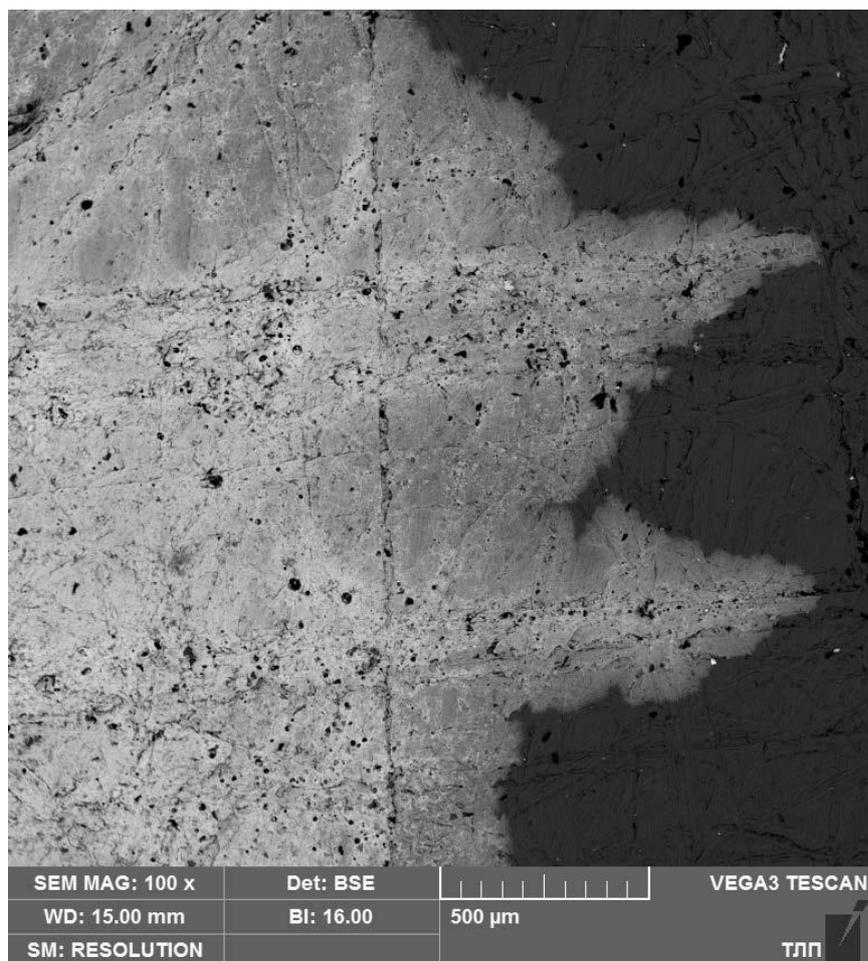


Рис. 5. Растекание припоя Zn-4%Al по поверхности алюминия, обработанной наждачной бумагой марки P80
 Fig. 5. Zn-4%Al solder flowing over the aluminum surface treated with P80 abrasive paper

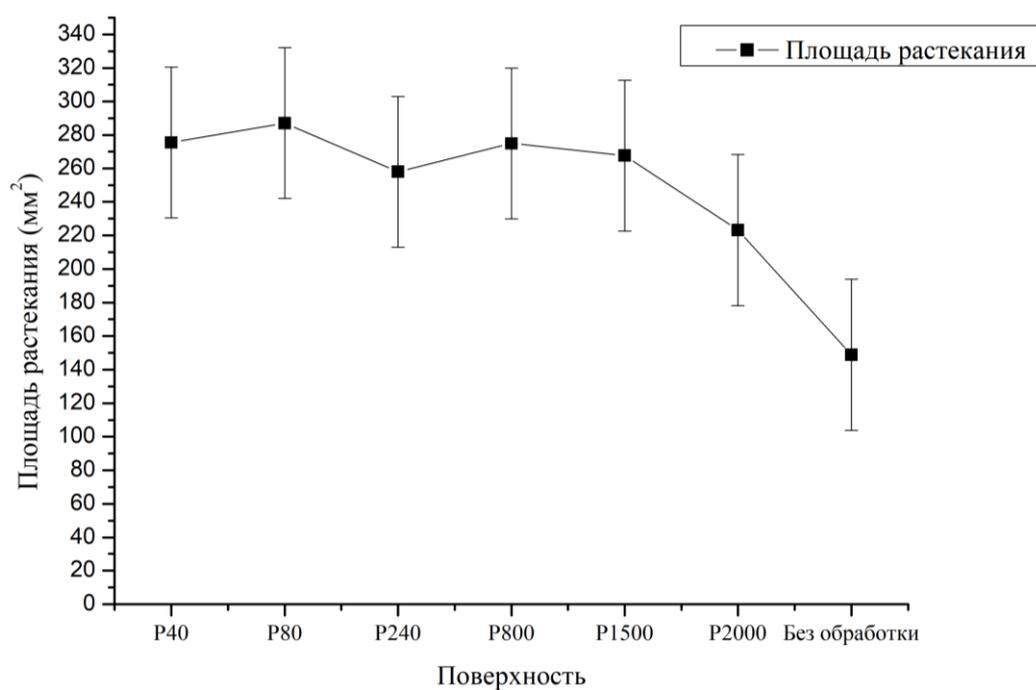


Рис. 6. Зависимость площади растекания припоя от шероховатости поверхности
 Fig. 6. The dependence of a solder flowing area on a surface roughness

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Минимальные температуры схватывания Zn–Al припоев коррелируют с температурами ликвидуса этих сплавов и имеют почти такие же значения. С повышением содержания алюминия температуры схватывания увеличиваются, согласно диаграмме состояния.

2. Добавление в цинковые припои Cu снижает температуру ликвидуса сплавов и, соответственно, минимальные температуры схватывания припоев в среднем на 20 °С на каждый процент добавленной меди.

3. Повышенное содержание Mg и Mn в основном материале оказывает влияние на температуру схватывания припоев, увеличивая ее в среднем на 20 °С.

4. Так как температуры схватывания припоев находятся близко к температурам ликвидуса сплавов, то способность растворения алюминия становится максимальной. В момент трения в точке касания припоя с подложкой происходит подплавление первого слоя, который способен уже растворять алюминий. Эта первая жидкая фаза при трении попадает под пленку, и происходит растекание припоя по подложке.

5. При обработке алюминиевого сплава шкурками грубой зернистости при нанесении больших рисков происходит более заметное растекание припоя по поверхности подложки. При уменьшении среднего размера зерна и, соответственно, шероховатости поверхности, приближении к полированной поверхности эффект растекания уменьшается, такие риски уже не являются капиллярными каналами для того, чтобы припой растекался.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Zhang H., Chen Y., Luo A.A. A novel aluminum surface treatment for improved bonding in magnesium/aluminum bimetallic castings // *Scripta Materialia*. 2014. Vol. 86. P. 52–55.
- Yang J., Xue S., Xue P., Lv Z., Dai W., Zhang J. Development of novel CsF – RbF – AlF₃ flux for brazing aluminum to stainless steel with Zn – Al filler metal // *Materials and Design*. 2014. Vol. 64. P. 110–115.
- Zhu Z., Chen Y., Luo A.A., Liu L. First conductive atomic force microscopy investigation on the oxide film removal mechanism by chloride fluxes in aluminum brazing // *Scripta Materialia*. 2017. Vol. 138. P. 12–16.
- Nagaoka T., Morisada Y., Fukusumi M., Takemoto T. Selection of soldering temperature for ultrasonic-assisted soldering of 5056 aluminum alloy using Zn–Al system solders // *Journal of Materials Processing Technology*. 2011. Vol. 211. № 9. P. 1534–1539.
- Min D. Ultrasonic semi-solid soldering 6061 aluminum alloys joint with Sn-9Zn solder reinforced with nano / nano+ micron Al₂O₃ particles // *Ultrasonics Sonochemistry*. 2019. Vol. 52. P. 150–156.
- Xu Z., Li Z., Peng B., Ma Z., Yan J. Application of a new ultrasonic-assisted semi-solid brazing on dissimilar Al/Mg alloys // *Materials Letters*. 2018. Vol. 228. P. 72–76.
- Guo W., Luan T., He J., Yan J. Ultrasonic-assisted soldering of fine-grained 7034 aluminum alloys using ZnAl filler metals // *Materials and Design*. 2017. Vol. 125. P. 85–93.
- Xu Z., Yan J., Zhang B., Kong X., Yang S. Behaviors of oxide film at the ultrasonic aided interaction interface of

Zn–Al alloy and Al₂O₃/6061Al composites in air // *Materials Science and Engineering A*. 2006. Vol. 415. № 1–2. P. 80–86.

- Никитинский А.М. Пайка алюминия и его сплавов. М.: Машиностроение, 1983. 192 с.
- Пашков И.Н., Шаргаев Е.О., Базлова Т.А., Баженов В.Е. Пайка термоэлектрического модуля сплавом на основе цинка // *Сварочное производство*. 2020. № 1. С. 30–35.
- Chidambaram V., Hattel J., Hald J. High-temperature lead-free solder alternatives // *Microelectronic Engineering*. 2011. Vol. 88. № 6. P. 981–989.
- Kostolný I., Koleňák R. Investigation of the influence of alloying elements in Zn-Al alloy on thermal and mechanical properties // *Annals of DAAAM and Proceedings of the International DAAAM Symposium*. 2015. P. 699–703. DOI: 10.2507/26th.daaam.proceedings.096.
- Polá A., Tocci M., Goodwin F.E. Review of Microstructures and Properties of Zinc Alloys // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 2. P. 253.
- Bazhenov V.E., Pashkov I.N., Pikunov M.V., Cheverikin V.V., Anohin A.A. Interaction of Zn and Zn–4Al, Zn–15Al (wt-%) solder alloys with aluminum // *Materials Science and Technology*. 2016. Vol. 32. № 8. P. 752–759.
- Koleňák R., Kostolný I. Study of direct bonding of ceramic and metallic materials with Zn₄Al solder // *Acta Polytechnica Hungarica*. 2016. Vol. 13. № 4. P. 1–19.
- Koleňák R., Kostolný I., Čička R. Research of fluxless soldering of high-purity aluminium with solders type Zn-Al // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 905. P. 132–136.
- Kang N., Na H.S., Kim S.J., Kang C.Y. Alloy design of Zn–Al–Cu solder for ultra high temperatures // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 467. № 1–2. P. 246–250.
- Murray J.L. The Al-Zn (Aluminium-Zinc) System // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1983. Vol. 4. № 1. P. 55–73.
- Bazhenov V.E., Pikunov M.V., Pashkov I.N. Isothermal Solidification of an Al–Zn Alloy // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. Vol. 2018. № 5. P. 445–452.
- Kim S.-J., Kim K.-S., Kim S.-S., Kang C.-Y., Sukanuma K. Characteristics of Zn-Al-Cu alloys for high temperature solder application // *Materials Transactions*. 2008. Vol. 49. № 7. P. 1531–1536.

REFERENCES

- Zhang H., Chen Y., Luo A.A. A novel aluminum surface treatment for improved bonding in magnesium/aluminum bimetallic castings. *Scripta Materialia*, 2014, vol. 86, pp. 52–55.
- Yang J., Xue S., Xue P., Lv Z., Dai W., Zhang J. Development of novel CsF – RbF – AlF₃ flux for brazing aluminum to stainless steel with Zn – Al filler metal. *Materials and Design*, 2014, vol. 64, pp. 110–115.
- Zhu Z., Chen Y., Luo A.A., Liu L. First conductive atomic force microscopy investigation on the oxide film removal mechanism by chloride fluxes in aluminum brazing. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 138, pp. 12–16.
- Nagaoka T., Morisada Y., Fukusumi M., Takemoto T. Selection of soldering temperature for ultrasonic-

- assisted soldering of 5056 aluminum alloy using Zn–Al system solders. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, no.9, pp. 1534–1539.
5. Min D. Ultrasonic semi-solid soldering 6061 aluminum alloys joint with Sn-9Zn solder reinforced with nano / nano+ micron Al₂O₃ particles. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2019, vol. 52, pp. 150–156.
 6. Xu Z., Li Z., Peng B., Ma Z., Yan J. Application of a new ultrasonic-assisted semi-solid brazing on dissimilar Al/Mg alloys. *Materials Letters*, 2018, vol. 228, pp. 72–76.
 7. Guo W., Luan T., He J., Yan J. Ultrasonic-assisted soldering of fine-grained 7034 aluminum alloys using ZnAl filler metals. *Materials and Design*, 2017, vol. 125, pp. 85–93.
 8. Xu Z., Yan J., Zhang B., Kong X., Yang S. Behaviors of oxide film at the ultrasonic aided interaction interface of Zn–Al alloy and Al₂O₃/6061Al composites in air. *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 415, no. 1-2, pp. 80–86.
 9. Nikitinsky A.M. *Payka aluminiya i ego splavov* [Soldering aluminum and its alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1983. 192 p.
 10. Pashkov I.N., Shargaev E.O., Bazlova T.A., Bazhenov V.E. Soldering a thermoelectric module with zinc-based alloy. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2020, no. 1, pp. 30–35.
 11. Chidambaram V., Hattel J., Hald J. High-temperature lead-free solder alternatives. *Microelectronic Engineering*, 2011, vol. 88, no.6, pp. 981–989.
 12. Kostolný I., Koleňák R. Investigation of the influence of alloying elements in Zn–Al alloy on thermal and mechanical properties. *Annals of DAAAM and Proceedings of the International DAAAM Symposium*, 2015, pp. 699–703. DOI: 10.2507/26th.daaam.proceedings.096.
 13. Pola A., Tocci M., Goodwin F.E. Review of Microstructures and Properties of Zinc Alloys. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 2, p. 253.
 14. Bazhenov V.E., Pashkov I.N., Pikunov M.V., Cheverikin V.V., Anohin A.A. Interaction of Zn and Zn–4Al, Zn–15Al (wt-%) solder alloys with aluminum. *Materials Science and Technology*, 2016, vol. 32, no. 8, pp. 752–759.
 15. Koleňák R., Kostolný I. Study of direct bonding of ceramic and metallic materials with Zn₄Al solder. *Acta Polytechnica Hungarica*, 2016, vol. 13, no. 4, pp. 1–19.
 16. Koleňák R., Kostolný I., Čička R. Research of fluxless soldering of high-purity aluminium with solders type Zn–Al. *Advanced Materials Research*, 2014, vol. 905, pp. 132–136.
 17. Kang N., Na H.S., Kim S.J., Kang C.Y. Alloy design of Zn–Al–Cu solder for ultra high temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 467, no.1-2, pp. 246–250.
 18. Murray J.L. The Al–Zn (Aluminium–Zinc) System. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1983, vol. 4, no. 1, pp. 55–73.
 19. Bazhenov V.E., Pikunov M.V., Pashkov I.N. Isothermal Solidification of an Al–Zn Alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2018, vol. 2018, no. 5, pp. 445–452.
 20. Kim S.-J., Kim K.-S., Kim S.-S., Kang C.-Y., Saganuma K. Characteristics of Zn–Al–Cu alloys for high temperature solder application. *Materials Transactions*, 2008, vol. 49, no. 7, pp. 1531–1536.

Research of interaction of zinc solders with aluminum alloys during friction application

© 2020

Evgeniy O. Shargaev*¹, postgraduate studentIgor N. Pashkov², Doctor of Sciences (Engineering), Professor*Moscow Aviation Institute (National Research University), Moscow (Russia)**E-mail: eshargaev@gmail.com¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3410-4476>²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2511-2845>

Abstract: Currently, in connection with the search for more economical and reliable processes for joining aluminum, as well as products that cannot be manufactured using a flux, the problem of using methods of flux-free brazing of aluminum-based alloys is very urgent. The absence of a description of the processes and mechanisms of flux-free soldering, by the method of friction of the solder on the aluminum surface, poses an important task of their study and detailed presentation. For research, zinc-based alloys were obtained, and solder rods were manufactured by hot pressing. In this work, using the method of friction of a bar against the surface of a heated aluminum substrate, the minimum setting temperatures of zinc solders of various compositions with the aluminum surface were determined. It has been experimentally proven that these temperatures correlate with the liquidus temperatures of these alloys and have close values. Also, the dependence of the minimum setting temperatures on the content of aluminum and copper in the solder was obtained. The influence of the state of the surface of the base metal on the spreading area of the zinc solder Zn - 4% Al during friction application has been investigated. As a result of the experiments carried out, the areas of spreading of the solder over the surface of the substrate made of the AD31 aluminum alloy were determined depending on the roughness of the base metal surface. The main results of the work are that the minimum setting temperatures of the solders are close to those of the liquidus temperatures of these alloys. And the addition of copper to the solder reduces these temperatures by an average of 20 °C for each percentage of added copper. The spreading of the Zn - 4% Al solder over the surface of the AD31 aluminum alloy reaches the highest values when the surface is treated with coarse grain sandpaper, decreasing the roughness, the spreading effect decreases.

Keywords: Zn-4%Al; solder setting temperature; friction application; spreading of solder; roughness; eutectic phases; liquidus; aluminum alloy AD31; alloy D16.

For citation: Shargaev E.O., Pashkov I.N. Research of interaction of zinc solders with aluminum alloys during friction application. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 58–66. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-58-66.

Связь аномалий свойств сплавов с компонентом-полупроводником и особенностей стеклообразования с диаграммами состояния

© 2020

Шахназаров Карэн Юрьевич^{*1,3}, кандидат технических наук,
доцент кафедры материаловедения и технологии художественных изделий
Михайлов Андрей Владимирович^{1,4}, аспирант
кафедры материаловедения и технологии художественных изделий
*Цуканов Дмитрий Викторович*², инженер 1-й категории

¹Санкт-Петербургский горный университет, Санкт-Петербург (Россия)

²НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург (Россия)

*E-mail: karen812@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7501-6590>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0071-5412>

Аннотация: Анализ литературных данных по свойствам сплавов с компонентом-полупроводником показывает значительное число аномалий физико-механических свойств, оставленных без комментариев исследователями этих сплавов. В статье на основании аномалий свойств двенадцати сплавов (Ge–Si, InAs–GaP, GaSb–GaAs, HgTe–CdTe, GaSe–GaS, InSb–AlSb, PbSe–GeTe, Zn–Ge, Ti–Ge, Ge–Tl, ZnTe–HgTe, P–As) сделана попытка установить закономерность, позволяющую связать эти аномалии с диаграммами состояния. Впервые вводится представление о диаграмме состояния как о концентрационной зависимости качественных изменений интервалов кристаллизации, что позволяет связать с диаграммой состояния не поддающиеся объяснению особенностями фазового состава или структуры экстремумы физико-механических свойств промышленно используемых сплавов с компонентом-полупроводником. Вторая часть статьи посвящена особенностям стеклообразования (аморфизации) многокомпонентных сплавов. О возможности использовать диаграммы фазовых равновесий для прогнозирования способности к стеклообразованию в современной литературе высказываются взаимоисключающие суждения, что вполне обосновано и, вероятно, связано с отсутствием общей теории стеклообразования. Тем не менее анализ литературных данных по сплавам SiO₂–Na₂O, Ge–S, GeSe–Se, S–Se показывает, что границы стеклообразования (аморфизации) тесно связаны с диаграммами состояния. На основании установленного критерия показана возможность использования равновесных диаграмм состояния, построенных для медленноохлажденных сплавов, для прогнозирования способности к стеклообразованию (быстроохлажденных) сплавов.

Ключевые слова: интервал кристаллизации; ΔLS ; QALS; ликвидус; солидус; стеклообразование; диаграммы состояния.

Для цитирования: Шахназаров К.Ю., Михайлов А.В., Цуканов Д.В. Связь аномалий свойств сплавов с компонентом-полупроводником и особенностей стеклообразования с диаграммами состояния // Вектор науки Тольятинского государственного университета. 2020. № 4. С. 67–77. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-67-77.

ВВЕДЕНИЕ

Ранее нами были рассмотрены аномалии свойств используемых промышленно цветных сплавов и их связь с диаграммами фазового равновесия [1]. Установлено, что аномалии физико-механических свойств цветных сплавов, таких, например, как одновременный рост прочности и пластичности латуней, бронз и силуминов, напрямую связан с их фазовыми диаграммами. Этим связующим является качественное изменение интервала кристаллизации (QALS). Сделано осторожное предположение, что ответственным за аномальное поведение промышленно используемых цветных сплавов может быть наличие промежуточных фаз (химических соединений постоянного состава) [1].

В статье проведен анализ литературных данных по свойствам сплавов, одним из элементов которых является полупроводник [2–4]. В результате анализа литературных источников установлено значительное число экстремальных значений физико-механических свойств

данных сплавов, оставленных исследователями без каких-либо комментариев [5–7].

Из основ физико-химического анализа следует, что ответственными за экстремальные свойства сплавов являются промежуточные фазы (химические соединения постоянного состава) [8; 9]. Основная трудность заключается в выявлении (идентификации) этих фаз, что вполне объяснимо, поскольку «промежуточные фазы классифицируют по разным признакам» [9, с. 16]; «всеобъемлющей классификации промежуточных фаз на основе какого-либо единственного признака в настоящее время нет» [9, с. 56]; «промежуточные фазы обычно» – но не всегда – «имеют кристаллическую структуру, отличную от структуры компонентов» [9, с. 55]; формульный состав (A_nB_m) промежуточной фазы может находиться «за пределами области ее гомогенности» [9, с. 58].

Однако у промежуточных фаз есть два безусловных признака: 1) отмечаются экстремальные значения физико-механических свойств, вызванных наличием этих фаз;

2) неоспоримые, экспериментально установленные промежуточные фазы (химические соединения), каковыми являются конгруэнтно и инконгруэнтно плавящиеся промежуточные фазы, а также образующиеся в твердом состоянии соединения типа σ -фазы, обладают одним ключевым признаком: у них качественно меняется интервал кристаллизации (перекристаллизации).

Для удобства в работе качественное изменение интервала кристаллизации условно обозначено как QALS (QALS – это аббревиатура, где Q – качественное изменение; L – температура начала плавления (ликвидуса), соответствующая сплаву определенного химического состава; S – температура конца кристаллизации (солидуса) сплава того же состава; Δ – разница между ними в градусах).

Анализ экспериментальных данных [10–14] посвящен возможности использовать равновесные фазовые диаграммы для прогнозирования склонности к стеклообразованию (аморфизации) очень быстро охлажденных сплавов. Исследователи данного вопроса как в более ранних [15; 16], так и в современных источниках [10; 12] высказывают разные, порой взаимоисключающие суждения по данному вопросу. Отсутствие единой точки зрения вполне закономерно и, вероятно, связано с отсутствием общей теории стеклообразования [15].

Цель работы – дать объяснение существующим аномалиям свойств сплавов с компонентом-полупроводником; показать возможность использования существующих равновесных диаграмм состояния для прогнозирования способности к стеклообразованию (аморфизации) сплавов.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Методика проведения исследования заключается в сравнении существующих диаграмм состояния с экспериментально установленными аномалиями физико-

механических свойств сплавов с компонентом-полупроводником. Поскольку качественное изменение интервала кристаллизации (QALS) и экстремумы свойств являются фундаментальными признаками промежуточных фаз, делается осторожное предположение, что ответственным за аномалии свойств и является наличие последних.

Поясним это на примере безусловных промежуточных фаз (химических соединений постоянного состава) основы твердых сплавов – карбидов WC (рис. 1), TaC (рис. 2 а) и TiC (рис. 2 б) [17; 18].

Карбид WC – образующаяся по перитектической реакции инконгруэнтно плавящаяся фаза (рис. 1), которой соответствует скачок интервала кристаллизации (QALS) [17].

Карбид TaC соответствует не точке дистектики (3825 °C, 48 ат. % C), а концу эвтектической (3375 °C, 50 ат. % C) горизонтали, где интервал кристаллизации максимален, т. е. имеет место QALS (рис. 2 а) [18]. Отметим, что карбид W_2C тоже отвечает не точке дистектики, а концу эвтектической горизонтали (рис. 1).

Карбид TiC отвечает точке дистектики (3250 °C, 50 ат. % C) (рис. 2 б), где интервал кристаллизации нулевой [17], что означает QALS.

Таким образом, все три промышленно используемых карбида отвечают QALS, но эти качественные изменения интервала кристаллизации имеют три разных упомянутых причины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Связь интервалов кристаллизации с особенностями свойств двойных сплавов с компонентом-полупроводником

При ~20 ат. % Si в системе Ge–Si (рис. 3) имеют место: изгибы кривых ширины запрещенной зоны E_g

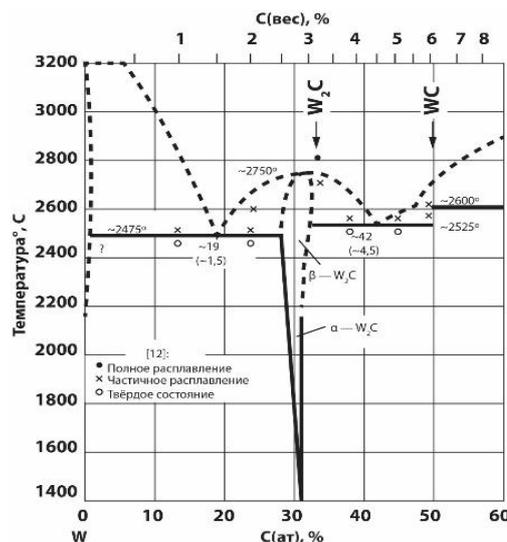
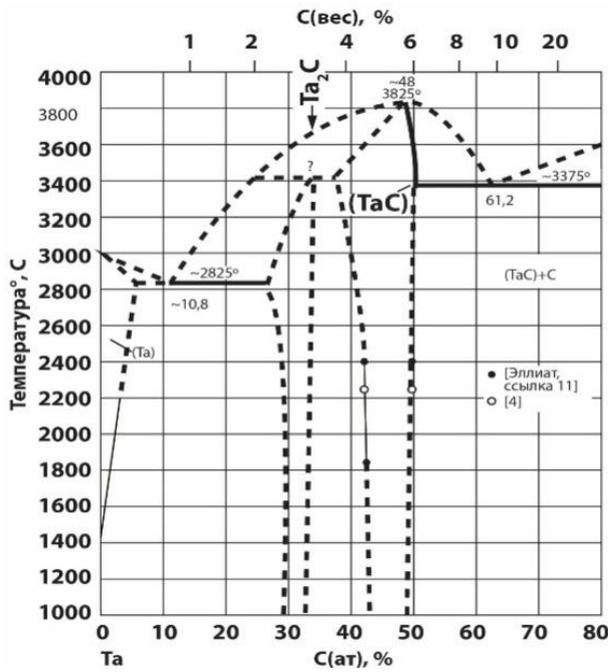
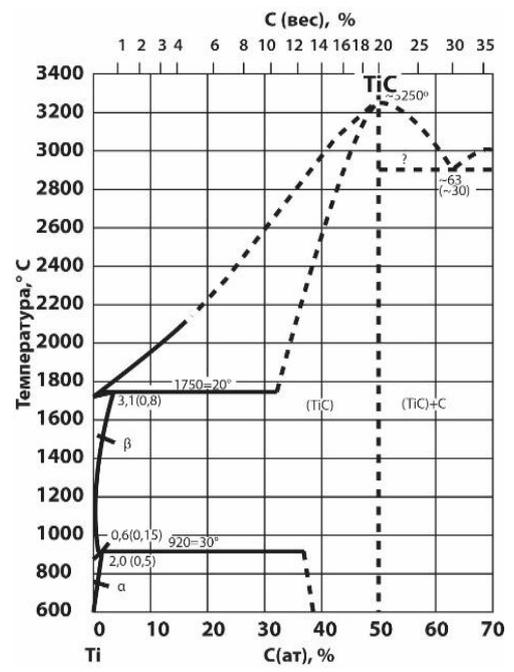


Рис. 1. Диаграмма состояния W–C [Привод. по: 17, с. 417]

Fig. 1. W–C state diagram [Reproduced from: 17, p. 417]



a



b

Рис. 2. Диаграмма состояния:
 a – Ta–C [Привод. no: 18; с. 203]; b – Ti–C [Привод. no: 17, с. 409]
 Fig. 2. State diagram:
 a – Ta–C [Reproduced from: 18; p. 203]; b – Ti–C [Reproduced from: 17, p. 409]

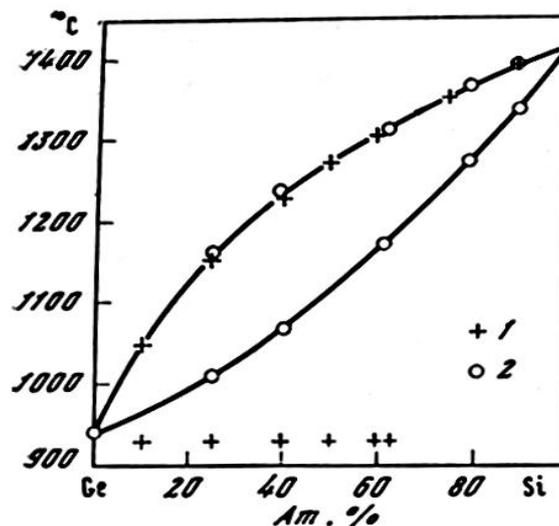


Рис. 3. Диаграмма состояния Ge–Si [Привод. no: 19, с. 10]
 Fig. 3. Ge–Si state diagram [Reproduced from: 19, p. 10]

(рис. 4 a); твердости (рис. 4 b); подвижности электронов и дырок (рис. 5); коэффициента линейного расширения при 200 и 500 °С (рис. 6 a); собственного удельного сопротивления (рис. 6 b) [19]. При ~20 ат. % Si кремний резко расширяет интервал кристаллизации (ΔLS), когда его меньше ~20 ат. %, при ~20–50 % интервал кристал-

лизации (ΔLS) практически неизменен (рис. 3) [19], следовательно, при ~20 ат. % Si имеет место Q ΔLS , что, вероятно, и является причиной вышеперечисленных аномалий свойств.

В системе InAs–GaP резкий изгиб кривой E_g при ~70 мол. % GaP отвечает началу интенсивного повы-

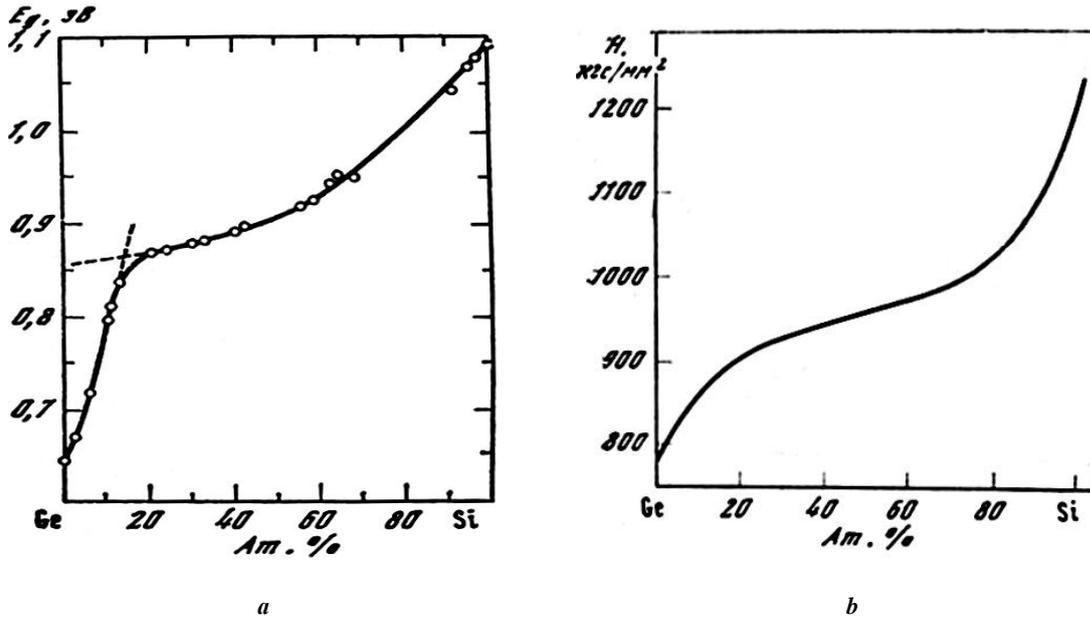


Рис. 4. Зависимость ширины запрещенной зоны E_g от состава сплавов Ge-Si (a) и изменение микротвердости в зависимости от состава в системе Ge-Si (b) [Привод. по: 19, с. 11]
 Fig. 4. The dependence of energy gap E_g on the composition of Ge-Si alloys (a) and the change in microhardness depending on the composition in the Ge-Si system (b) [Reproduced from: 19, p. 11]

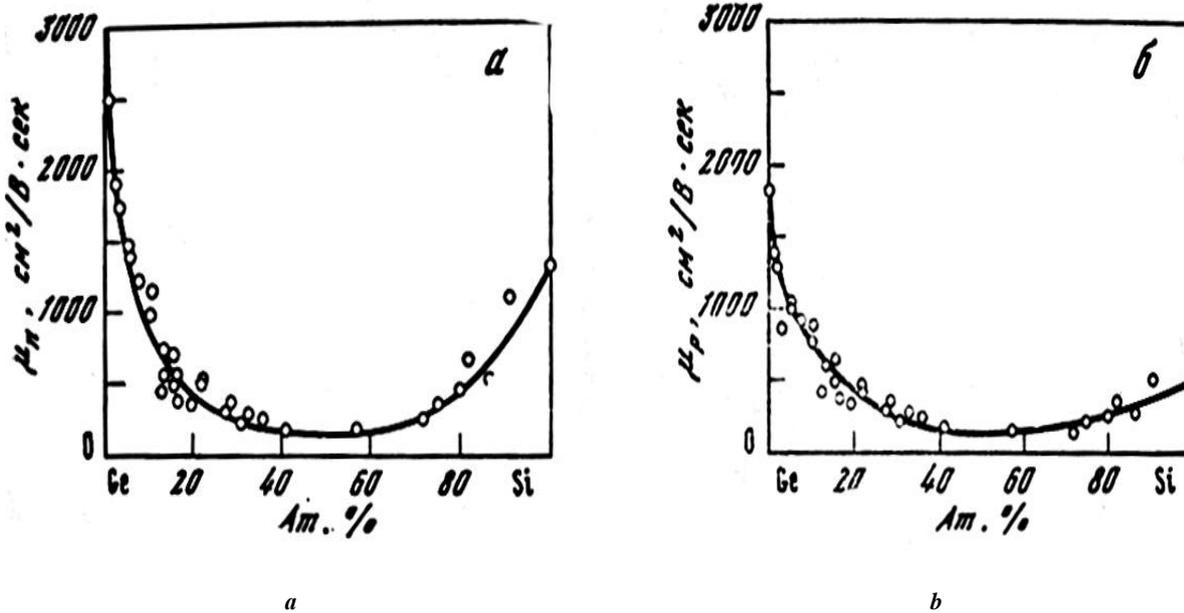


Рис. 5. Зависимость подвижности электронов μ_n (a) и дырок μ_p (b) от состава сплавов Ge-Si [Привод. по: 19, с. 11]
 Fig. 5. The dependence of electron mobility μ_n (a) and hole mobility μ_p (b) on the composition of Ge-Si alloys [Reproduced from: 19, p. 11]

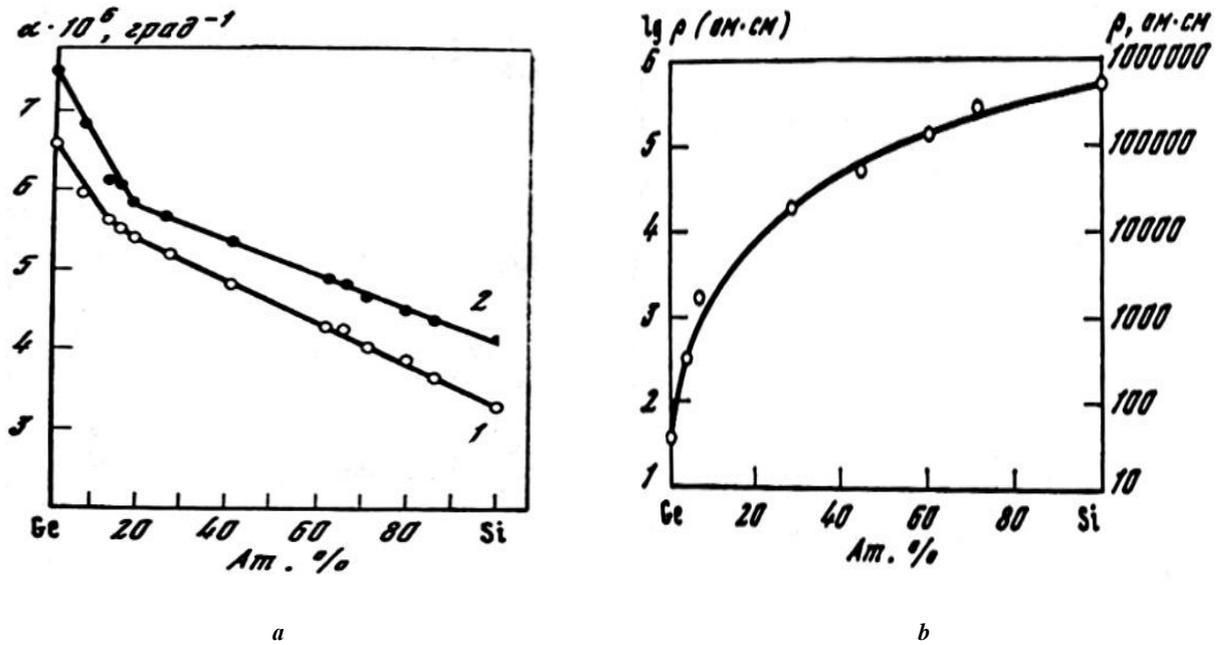


Рис. 6. Зависимость коэффициента линейного расширения при 200 (1) и 500 °С (2) от состава сплавов Ge–Si (а) и зависимость удельного сопротивления (ρ) сплавов Ge–Si от состава (б) [Привод. no: 19, с. 12]
Fig. 6. The dependence of linear expansion coefficient at 200 (1) and 500 °C (2) on the composition of Ge–Si alloys (а) and the dependence of specific resistance (ρ) of Ge–Si alloys on the composition (б) [Reproduced from: 19, p. 12]

шения температуры солидуса [19], что при монотонном ликвидусе означает QALS.

Качественно такой же ход ликвидуса и солидуса наблюдается в неограниченных твердых растворах GaSb–GaAs, следствием чего является максимум твердости при ~80 мол. % GaAs, когда температура солидуса начинает резко расти [19], т. е. имеет место QALS.

Минимум E_g в этой же системе при 20 мол. % GaAs отвечает резкому изгибу ликвидуса, что при монотонном солидусе [19] означает QALS.

В системе HgTe–CdTe эквимольному составу отвечают изгибы кривой параметра решетки, ликвидуса и солидуса [20], что означает связь расстояний между атомами с QALS.

В системе GaSe–GaS эвтектикоподобному касанию ликвидуса и солидуса при ~65 мол. % GaS, т. е. QALS, отвечает максимум твердости и изгиб кривой плотности [20].

В системе InSb–AlSb при ~40 мол. % InSb имеют место изгиб кривой E_g и QALS из-за начинающегося уменьшения ΔLS [19].

Резкий изгиб (почти под прямым углом) кривой ромбоздрического угла при ~40 мол. % GeTe в системе PbSe–GeTe отвечает изгибу ликвидуса (его температура почти перестает понижаться при ~35–45 мол. % GeTe) [19], что означает QALS.

Изгиб кривой твердости при ~5 % Ge в системе Zn–Ge почти отвечает составу эвтектической точки (6 % Ge) [17], где QALS очевидно.

Максимум твердости двухфазной эвтектической смеси при ~9 ат. % Ge в системе Ti–Ge отвечает

примерно концу эвтектической горизонтали [17], т. е. QALS.

В эвтектической системе Ge–Tl при содержании Ge < 98 ат. % электропроводность увеличивается почти в тысячу (!) раз (рис. 7 а). На диаграмме Ge–Tl (рис. 7 б) виден небольшой, но хорошо заметный изгиб ликвидуса [17], т. е. имеет место QALS.

Кривая ширины запрещенной зоны проходит через нуль при ~20 мол. % CdTe (рис. 8 а; кривая 4) [21]. На диаграмме HgTe–CdTe ликвидус проведен мимо экспериментальной точки при ~20 мол. % CdTe (рис. 8 б) [21], т. е. имеет место QALS. Отметим, что для этой системы проблема инверсии зон не может еще считаться окончательно решенной, но связь этой проблемы с QALS очевидна.

Кривые зависимости величины запрещенной зоны E_g при 77 и 300 °К системы ZnTe–HgTe пересекаются в точке ~50 мол. % HgTe (рис. 9 а) [20], которая соответствует изгибу ликвидуса (рис. 9 б; см. экспериментальные точки), т. е. QALS. Независимость E_g от температуры может быть обусловлена промежуточной фазой эквимольного состава.

На кривой зависимости параметра решетки от состава при ~70 ат. % As в системе P–As имеется изгиб [19], т. е. экстремум (рис. 10 а). Такой же изгиб у ликвидуса над перитектической горизонталью [19] (рис. 10 б), что означает QALS.

Приведенные выше экстремумы на кривых «состав – свойство» не имеют никакого отношения к металлографической структуре, так как наблюдаются как для эвтектических смесей, так и для твердых растворов.

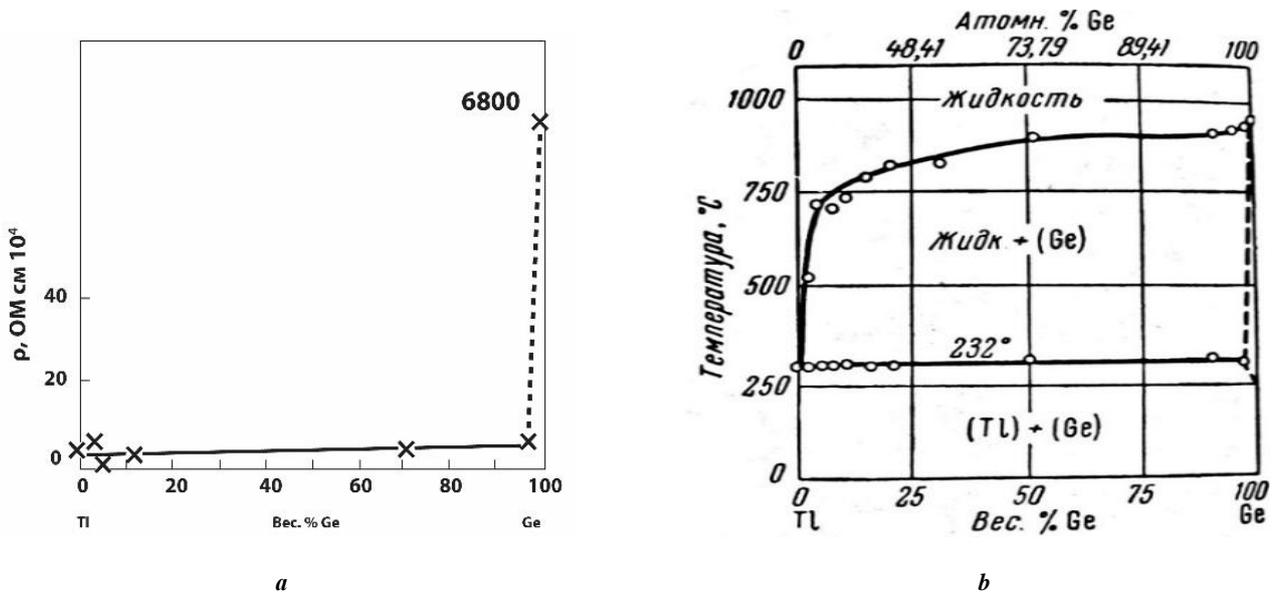


Рис. 7. Ge-Tl, изменение электросопротивления сплавов (а) [Привод. по: 17, с. 635];
 диаграмма состояния Ge-Tl
 в зависимости от температуры (б) [Привод. по: 17, с. 637];
 Fig. 7. Ge-Tl, change in electrical resistance of alloys (а) [Reproduced from: 17, p. 635];
 state diagrams Ge-Tl depending
 on temperature (б) [Reproduced from: 17, p. 637]

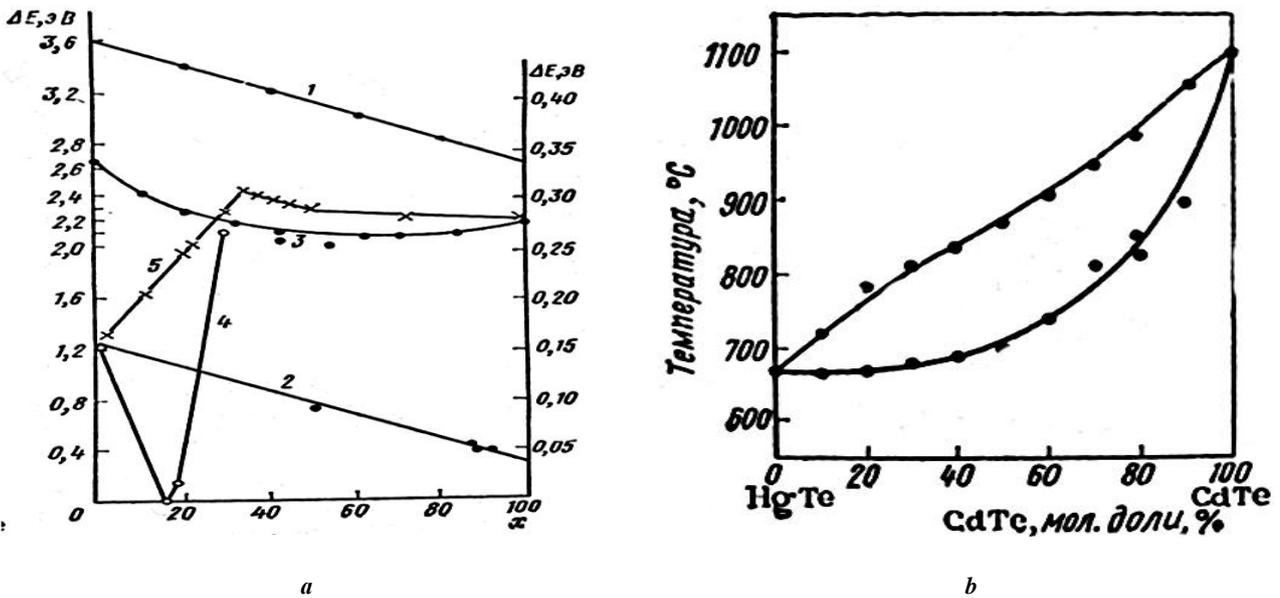


Рис. 8. Зависимость ширины запрещенной зоны от состава (а, кривая 4) [Привод. по: 21, с. 314];
 диаграмма состояния HgTe-CdTe (б) [Привод. по: 21, с. 312]
 Fig. 8. The dependence of energy gap on the composition (а, curve line 4) [Reproduced from: 21, p. 314];
 HgTe-CdTe state diagram (б) [Reproduced from: 21, p. 312]

О возможности использования диаграмм фазовых равновесий (равновесных диаграмм состояния) для оценки способности к стеклообразованию (аморфизации) сплавов

В монографии [15] отмечается, что, несмотря на огромные усилия и успехи в изучении стекла, общая тео-

рия стеклообразования отсутствует до сих пор. В [15; 16] высказываются взаимоисключающие суждения о возможности использования диаграмм фазовых равновесий для прогнозирования способности к стеклообразованию. Авторы работ [15; 16] используют равновесные диаграммы состояния, рисуя на их фоне

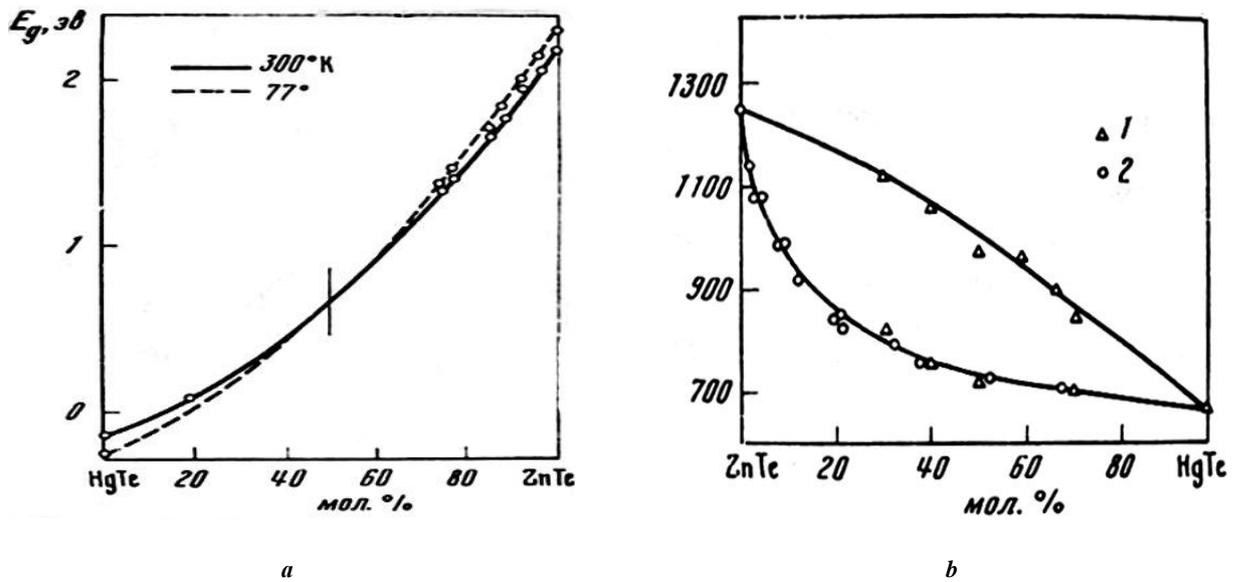


Рис. 9. Зависимость величины E_g от состава для системы ZnTe-HgTe для 77 и 300 °K (a); система ZnTe-HgTe (b) [Привод. по: 20, с. 78]

Fig. 9. The dependence of the E_g value on the composition for the ZnTe-HgTe system for 77 and 300 °K (a); the ZnTe-HgTe system (b) [Reproduced from: 20, p. 78]

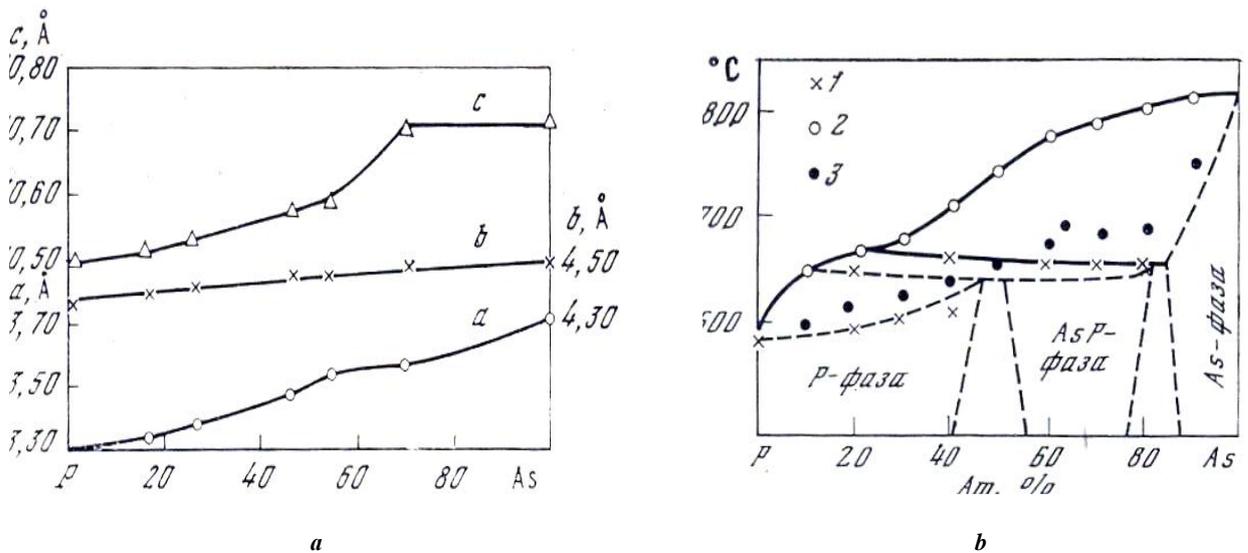


Рис. 10. Изменение параметра решетки сплавов P-As (a); диаграмма состояния P-As (b) [Привод. по: 19, с. 14]

Fig. 10. Change in the lattice parameter of the P-As alloys (a); P-As state diagram (b) [Reproduced from: 19, p. 14]

концентрационные границы стеклообразования, которые буквально «привязаны» к эвтектической или дистектической точкам, имеющим одно общее свойство – нулевой интервал кристаллизации, который возрастает левее и правее них. Примером связи способности к стеклообразованию вблизи этих точек является система $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$ (рис. 11 а) [15].

Примеры использования диаграмм состояния с нанесенными на них областями стеклообразования исчисляются многими десятками [15; 16].

В системе Ge-S стеклообразование (заштрихованные зоны) свойственно сплавам около эвтектического состава и от дистектической точки до изгиба ликвидуса [16] (рис. 11 б).

В системе GeSe-Se граница стеклообразования простирается от изгиба ликвидуса [16] (рис. 12 а).

В системе S-Se «образуются устойчивые стекла до 50 ат. % S» [16], что примерно соответствует концу эвтектической горизонтали (рис. 12 б), где имеет место QALS.

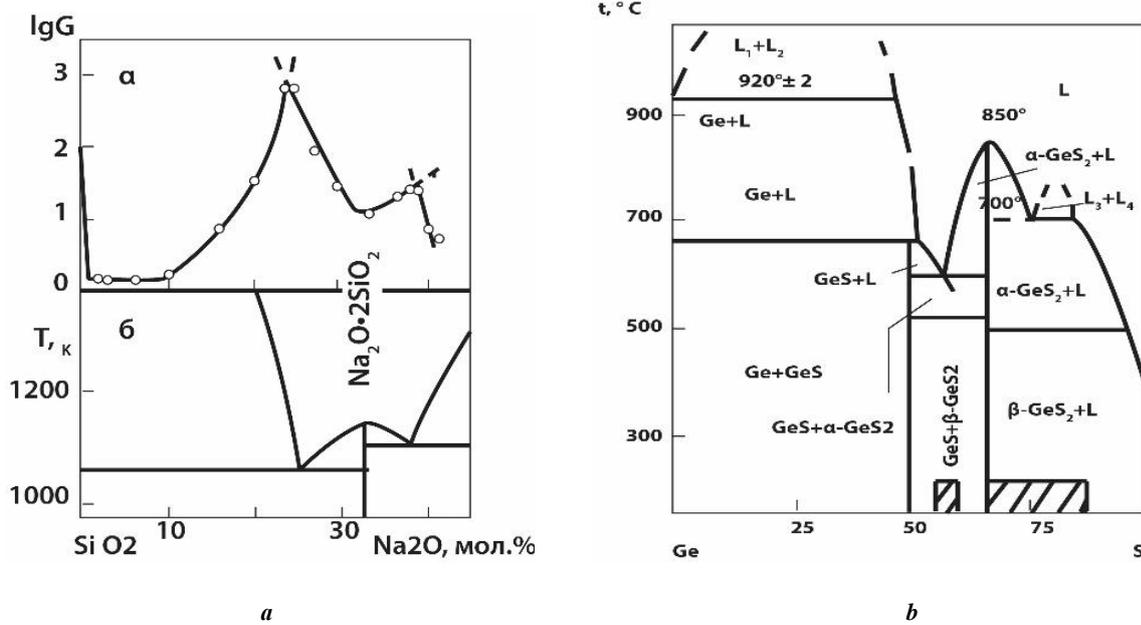


Рис. 11. Стеклообразование в системе $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$ (а) [Привод. по: 15, с. 30];
связь между диаграммой состояния и стеклообразованием в системе Ge-S (б) [Привод. по: 16, с. 21]
Fig. 11. Glass-formation in the $\text{SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$ system (а) [Reproduced from: 15, p. 30];
the interconnection of state diagram and glass-formation in the Ge-S system (б) [Reproduced from: 16, p. 21]

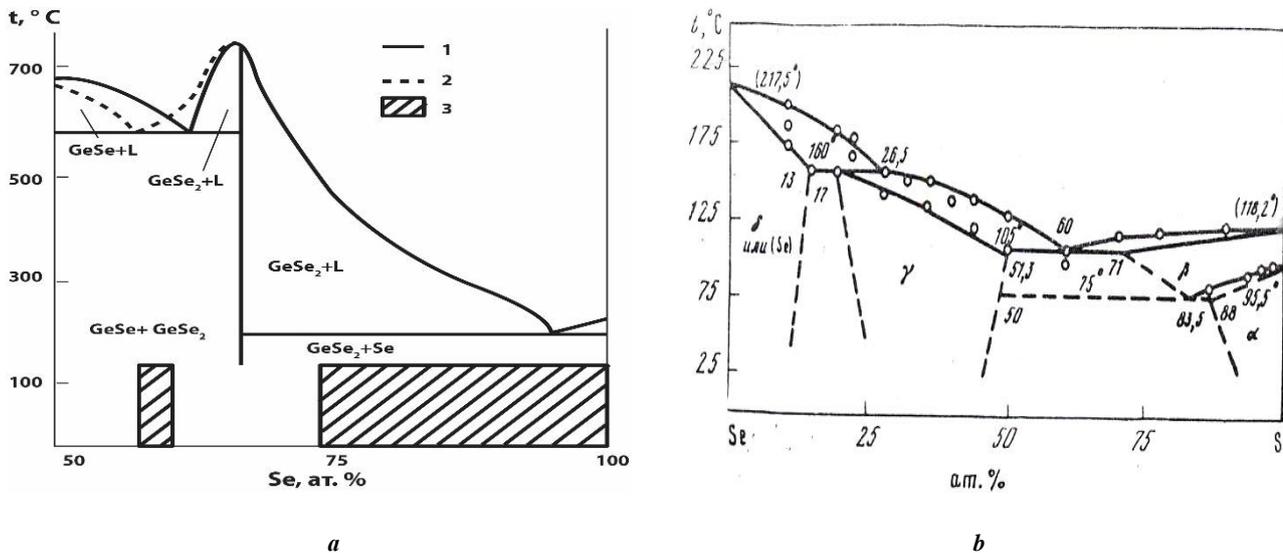


Рис. 12. Связь между диаграммой состояния и стеклообразованием в системе GeSe-Se (а) [Привод. по: 16, с. 22];
диаграмма состояния системы S-Se (б) [Привод. по: 16, с. 117]
Fig. 12. The interconnection of state diagram and glass-formation in the GeSe-Se system (а) [Reproduced from: 16, p. 22];
state diagram of the S-Se system (б) [Reproduced from: 16, p. 117]

Таким образом, равновесные диаграммы возможно использовать для прогнозирования аморфизации очень неравновесных (быстроохлажденных) сплавов.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Для промышленно используемых сплавов с компонентом-полупроводником установлен критерий

(QALS), позволяющий установить связь экстремумов физико-механических свойств с фазовыми диаграммами. Так как QALS и экстремумы на кривых свойств являются ключевыми признаками промежуточных фаз, можно предположить, что наличие последних и отвечает за многочисленные аномалии физико-механических свойств сплавов с компонентом-полупроводником.

На основании установленного критерия (QALS) сделано предположение о возможности использования диаграмм состояния для прогнозирования способности к стеклообразованию (аморфизации) сплавов.

ВЫВОДЫ

Установленный критерий позволяет: дать объяснение существующим аномалиям физико-механических свойств сплавов с компонентом-полупроводником, а также прогнозировать последние по виду диаграмм фазового равновесия; использовать равновесные фазовые диаграммы для оценки склонности быстроохлажденных сплавов к стеклообразованию.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Шахназаров К.Ю. Закономерности связи аномалий физико-механических свойств цветных сплавов с диаграммами фазового равновесия // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 3. С. 53–64. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-3-53-64.
- Михайлин Н.Ю., Шамшур Д.В., Парфеньев Р.В., Денисов Д.В. Аномальная температурная зависимость намагниченности $(\text{Pb}_z\text{Sn}_{1-z})_{1-x}\text{In}_x\text{Te}$ в сверхпроводящем состоянии // ПОЛУПРОВОДНИКИ – 2019: тезисы докладов XIV конференции по физике полупроводников. М.: Перо, 2019. С. 346. DOI: 10.34077/Semicond2019-346.
- Скитовский Ю.П. Изменение электрических свойств границы раздела «металл-полупроводник» под действием ионного облучения // Вестник Югорского государственного университета. 2018. № 4. С. 7–22. DOI: 10.17816/byusu2018047-22.
- Сенько С.Ф., Зеленский В.А. Оценка топографических дефектов полупроводниковых кремниевых структур // Приборы и методы измерений. 2018. Т. 9. № 1. С. 74–84. DOI: 10.21122/2220-9506-2018-9-1-74-84.
- Степанов Н.П. Температурная зависимость электропроводности в кристаллах $\text{Bi}_2\text{Te}_3 - \text{Sb}_2\text{Te}_3$ // Ученые записки Забайкальского государственного университета. 2018. Т. 13. № 4. С. 127–132.
- Трахтенберг Л.И., Мельникова М.Я. Металл/полупроводник содержащие наноконкомпозиты. М.: Техносфера, 2016. 624 с.
- Кировская И.А., Миронова Е.В., Косарев Б.А., Нор П.Е., Букашкина Т.Л. Объемные и поверхностные свойства полупроводников системы ZNTE-ZNS // Журнал физической химии. 2016. Т. 90. № 10. С. 1542–1547.
- Бажин В.Ю., Александрова Т.А., Котова Е.Л., Суслов А.П. Современный взгляд на аномалии в группах металлов Периодической системы Д.И. Менделеева // Записки Горного Института. 2019. Т. 239. С. 520–527. DOI: 10.31897/pmi.2019.5.520.
- Захаров А.М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. М.: Металлургия, 1990. 240 с.
- Игнатьева Л.Н., Савченко Н.Н., Марченко Ю.В., Зверев Г.А., Бузник В.М. Строение и кристаллизация стекол в системе $\text{MnNbOF}_5\text{-BaF}_2\text{-InF}_3$ // Журнал неорганической химии. 2018. Т. 63. № 11. С. 1373–1378.
- Столянков Ю.В., Алексашин В.М., Антюфеева Н.В. К вопросу об оценке склонности металлических систем к стеклообразованию // Труды ВИАМ. 2015. № 7. С. 48–55.
- Yue X., Inove A., Liu C.-T., Fan C. The development of structure model in metallic glasses // Materials Research. 2017. Vol. 20. № 2. P. 326–338.
- Song X.J., Cui H.-Z., Cao L.-L. Microstructure and evolution of composites prepared synthetics // Transactions Nonferrous Metals Society of China. 2016. Vol. 26. № 7. P. 1878–1884.
- Gleiter H. The way from today's materials to new kinds of amorphous solids: nano-glasses // Proceedings of the Indian National Science Academy. 2014. Vol. 80. № 1. P. 55–75.
- Дембовский С.А., Четчикова Е.А. Стеклообразование. М.: Наука, 1990. 277 с.
- Виноградова Г.З. Стеклообразование и фазовые равновесия в халькоге-нидных системах: двойные и тройные системы. М.: Наука, 1984. 174 с.
- Вол А.Я. Строение и свойства двойных металлических систем. В 4-х т. Т. 1: Физико-химические свойства элементов: системы азота, актиния, алюминия, америция, бария, бериллия, бора. М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1959. 756 с.
- Шанк Ф.А. Структуры двойных сплавов. М.: Металлургия, 1973. 624 с.
- Кекуа М.Г., Хуцишвили Э.В. Твердые растворы полупроводниковой системы германий-кремний. Тбилиси: Мецниереба, 1985. 175 с.
- Абрикосов Н.Х. Полупроводниковые халькогениды и сплавы на их основе. М.: Наука, 1975. 220 с.
- Ормонт Б.Ф. Введение в физическую химию и кристаллохимию полупроводников. 3-е изд., испр. и доп. М.: Высшая школа, 1982. 528 с.

REFERENCES

- Shakhnazarov K.Yu. The regularities of the relationship between the anomalies of physicomachanical properties of nonferrous alloys and phase equilibrium diagrams. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 3, pp. 53–64. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-3-53-64.
- Mikhaylin N.Yu., Shamshur D.V., Parfenev R.V., Denisov D.V. Anomalous temperature dependence of magnetization strength $(\text{Pb}_z\text{Sn}_{1-z})_{1-x}\text{In}_x\text{Te}$ in the superconductive state. *POLUPROVODNIKI – 2019: tezisy dokladov XIV konferentsii po fizike poluprovodnikov*. Moscow, Pero Publ., 2019, pp. 346–347. DOI: 10.34077/Semicond2019-346.
- Skitovskiy Yu.P. Change of electric properties of the border of the “metal-semiconductor” section under the effect of ion irradiation. *Vestnik Yugorskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2018, no. 4, pp. 7–22. DOI: 10.17816/byusu2018047-22.
- Senko S.F., Zelenskiy V.A. Estimation of topographic defects dimensions of semiconductor silicon structures. *Pribory i metody izmereniy*, 2018, vol. 9, no. 1, pp. 74–84. DOI: 10.21122/2220-9506-2018-9-1-74-84.
- Stepanov N.P. Temperature dependence of electrical conductivity in crystals $\text{Bi}_2\text{Te}_3 - \text{Sb}_2\text{Te}_3$. *Uchenye*

- zapiski Zabaykalskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2018, vol. 13, no. 4, pp. 127–132.
6. Trakhtenberg L.I., Melnikova M.Ya. *Metall/poluprovodnik soderzhashchie nanokompozity* [Metal/semiconductor-containing nano-composites]. Moscow, Tekhnosfera Publ., 2016. 624 p.
 7. Kirovskaya I.A., Mironova E.V., Kosarev B.A., Nor P.E., Bukashkina T.L. Bulk and surface properties of ZnTe–ZNS system semiconductors. *Russian Journal of Physical Chemistry A*, 2016, vol. 90, no. 10, pp. 2029–2034.
 8. Bazhin V.Yu., Aleksandrova T.A., Kotova E.L., Suslov A.P. A modern view of anomalies in the metal groups of the periodic system of D.I. Mendeleev. *Zapiski Gornogo Instituta*, 2019, vol. 239, pp. 520–527. DOI: 10.31897/pmi.2019.5.520.
 9. Zakharov A.M. *Diagrammy sostoyaniya dvoynykh i troynykh sistem* [State diagrams of binary and ternary systems]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1990. 240 p.
 10. Ignateva L.N., Savchenko N.N., Marchenko Yu.V., Zverev G.A., Buznik V.M. Structure and crystallization of glasses in the MNNBOF5–BAF2–INF3 system. *Russian Journal of Inorganic Chemistry*, 2018, vol. 63, no. 11, pp. 1389–1394.
 11. Stolyankov Yu.V., Aleksashin V.M., Antyufeeva N.V. On the question of glass-forming ability tendency evaluation (review). *Trudy VIAM*, 2015, no. 7, pp. 48–55.
 12. Yue X., Inove A., Liu C.-T., Fan C. The development of structure model in metallic glasses. *Materials Research*, 2017, vol. 20, no. 2, pp. 326–338.
 13. Song X.J., Cui H.-Z., Cao L.-L. Microstructure and evolution of composites prepared synthetics. *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 2016, vol. 26, no. 7, pp. 1878–1884.
 14. Gleiter H. The way from today's materials to new kinds of amorphous solids: nano-glasses. *Proceedings of the Indian National Science Academy*, 2014, vol. 80, no. 1, pp. 55–75.
 15. Dembovskiy S.A., Chechetkina E.A. *Stekloobrazovanie* [Glass formation]. Moscow, Nauka Publ., 1990. 277 p.
 16. Vinogradova G.Z. *Stekloobrazovanie i fazovye ravnovesiya v khalkoge-nidnykh sistemakh: dvoynye i troynye sistemy* [Glass-formation and phase equilibriums in chalcogenide systems: binary and ternary systems]. Moscow, Nauka Publ., 1984. 174 p.
 17. Vol A.Ya. *Stroenie i svoystva dvoynykh metallicheskiykh sistem. Fiziko-khimicheskie svoystva elementov: sistemy azota, aktiniya, alyuminiya, ameritsiya, bariya, berilliya, bora* [The structure and properties of binary metal systems. Physical and chemical properties of elements: the nitrogen, actinium, aluminum, americium, barium, beryllium, and boron systems]. Moscow, Gosudarstvennoe izdatelstvo fiziko-matematicheskoy literatury Publ., 1959. Vol. 1, 756 p.
 18. Shank F.A. *Struktury dvoynykh splavov* [Two-component alloy structure]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1973. 624 p.
 19. Kekua M.G., Khutsishvili E.V. *Tverdye rastvory poluprovodnikovoy sistemy germaniy-kremniy* [Germanium-Silicon Semiconductor Solid Solutions]. Tbilisi, Metsniereba Publ., 1985. 175 p.
 20. Abrikosov N.Kh. *Poluprovodnikovye khalkogenidy i splavy na ikh osnove* [Semiconducting chalcogenides and alloys based on them]. Moscow, Nauka Publ., 1975. 220 p.
 21. Ormont B.F. *Vvedenie v fizicheskuyu khimiyu i kristalokhimiyu poluprovodnikov* [Introduction to physical chemistry and crystal chemistry of semiconductors]. 3rd izd., ispr. i dop. Moscow, Vysshaya shkola Publ., 1982. 528 p.

The relationship between the anomalies of the properties of alloys with a semiconductor component and special features of glass formation and state diagrams

© 2020

Karen Yu. Shakhnazarov*^{1,3}, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair of Materials Science and Artsy Products Technology

Andrey V. Mikhailov^{1,4}, postgraduate student of Chair of Materials Science and Artsy Products Technology**Dmitry V. Tzykanov**², 1st category engineer¹Saint-Petersburg Mining University, Saint Petersburg (Russia)²NRC “Kurchatov Institute” – CRISM “Prometey”, Saint Petersburg (Russia)

Abstract: The analysis of literature data on the properties of alloys with a semiconductor component shows a significant number of anomalies of physical and mechanical properties left without a comment of the researchers of these alloys. Based on the anomalies in the properties of twelve alloys (Ge–Si, InAs–GaP, GaSb–GaAs, HgTe–CdTe, GaSe–GaS, InSb–AlSb, PbSe–GeTe, Zn–Ge, Ti–Ge, Ge–Tl, ZnTe–HgTe, P–As), the paper attempts to identify a regularity that allows associating these anomalies with state diagrams. For the first time, the authors introduce the concept of phase diagram as a concentration dependence of qualitative changes in crystallization intervals, which allows associating phase diagram with the extremes of physical and mechanical properties of industrially used alloys with a semiconductor component that cannot be explained by the peculiarities of phase composition or structure. The second part of the paper deals with the special aspects of glass formation (amorphization) of multicomponent alloys. Modern literature expresses mutually exclusive judgments about the possibility of using phase equilibrium diagrams to predict the ability to glass-formation, which is well-founded and is probably associated with the absence of a general theory of glass formation. Nevertheless, the analysis of literature data on SiO₂–Na₂O, Ge–S, GeSe–Se, S–Se alloys shows that the glass formation (amorphization) boundaries are associated with phase diagrams. Based on the identified criterion, the paper shows the possibility of using equilibrium state diagrams built for slow-cooled alloys to predict the glass-forming ability of (fast-cooled) alloys.

Keywords: crystallization interval; ΔLS ; $Q\Delta LS$; liquidus; solidus; glass formation; state diagrams.

For citation: Shakhnazarov K.Yu., Mikhailov A.V., Tzykanov D.V. The relationship between the anomalies of the properties of alloys with a semiconductor component and special features of glass formation and state diagrams. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 4, pp. 67–77. DOI: 10.18323/2073-5073-2020-4-67-77.

НАШИ АВТОРЫ

Абатурова Анна Александровна, магистрант кафедры материаловедения, литейного и сварочного производства.
Адрес: Сибирский государственный индустриальный университет,
654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
E-mail: abaturova372412@gmail.com

Аксенова Кристина Владимировна, кандидат технических наук, доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля.
Адрес: Сибирский государственный индустриальный университет,
654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
E-mail: 19krestik91@mail.ru

Бондарева Ольга Сергеевна, кандидат технических наук, доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения.
Адрес: Самарский университет,
443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34.
E-mail: osbond@yandex.ru

Бочкарев Александр Геннадьевич, аспирант кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».
Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14А.
E-mail: a.bochkarev93@mail.ru

Бочкарев Петр Юрьевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения и прикладная механика» Камышинского института.
Адрес: Волгоградский государственный технический университет,
400005, Россия, г. Волгоград, пр-т им. В.И. Ленина, 28.
E-mail: bpy@mail.ru

Галиев Ильдар Ринатович, кандидат технических наук, доцент кафедры «Проектирование и эксплуатация автомобилей».
Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: sbs777@yandex.ru

Добычина Кристина Евгеньевна, аспирант.
Адрес: Самарский университет,
443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34.
E-mail: kristalimova9@gmail.com

Загуляев Дмитрий Валерьевич, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля.
Адрес: Сибирский государственный индустриальный университет,
654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru

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, 14А.
E-mail: akovtunov@rambler.ru

Леонов Андрей Андреевич, младший научный сотрудник.
Адрес: Институт сильноточной электроники СО РАН,
634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/3.
E-mail: laa91@tpu.ru

Михайлов Андрей Владимирович, аспирант кафедры материаловедения и технологии художественных изделий.
Адрес: Санкт-Петербургский горный университет,
199106, Россия, г. Санкт-Петербург, Васильевский остров, 21-я линия, 2.
E-mail: rectorat@spmi.ru

Назарьев Александр Викторович, кандидат технических наук, инженер-конструктор 1-й категории.
Адрес: Филиал ФГУП «Научно-производственный центр автоматизации и приборостроения имени академика Н.А. Пилюгина» – «Производственное объединение «Корпус», 410019, Россия, г. Саратов, ул. Осипова, 1.
E-mail: alex121989@mail.ru

Павлов Денис Александрович, кандидат технических наук, заведующий кафедрой «Энергетические машины и системы управления».
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: pavlov-da@yandex.ru

Пашков Игорь Николаевич, доктор технических наук, профессор.
Адрес: Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет), 125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.
E-mail: pashkov_prof@mail.ru

Родина Анна Андреевна, студент.
Адрес: Самарский университет, 443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34.
E-mail: frolovaannushka97@mail.ru

Сазонов Михаил Вячеславович, аспирант кафедры «Энергетические машины и системы управления».
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: dvs-tech@yandex.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, 14А.
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, 14А.
E-mail: mitya.sovetkin@yandex.ru

Степанов Максим Александрович, аспирант.
Адрес: Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), 125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.
E-mail: Stepanov_222@mail.ru

Цуканов Дмитрий Викторович, инженер 1-й категории.
Адрес: «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», 191015, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Шпалерная, 49.
E-mail: mail@crism.ru

Шайкин Александр Петрович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Энергетические машины и системы управления».
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: a_shajkin@mail.ru

Шаргаев Евгений Олегович, аспирант.
Адрес: Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет), 125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.
E-mail: eshargaev@gmail.com

Шахназаров Карэн Юрьевич, кандидат технических наук, доцент кафедры материаловедения и технологии художественных изделий.

Адрес: Санкт-Петербургский горный университет,
199106, Россия, г. Санкт-Петербург, Васильевский остров, 21-я линия, 2.
E-mail: karen812@yandex.ru

Якупов Дамир Флюорович, аспирант.

Адрес: Сибирский государственный индустриальный университет,
654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
E-mail: yakupovdf@gmail.com

OUR AUTHORS

Abaturova Anna Aleksandrovna, graduate student of Chair of Materials Science, Foundry and Welding Production.

Address: Siberian State Industrial University,
654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.
E-mail: abaturova372412@gmail.com

Aksenova Krestina Vladimirovna, PhD (Engineering), assistant professor of V.M. Finkel Chair of Natural Sciences.

Address: Siberian State Industrial University,
654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.
E-mail: 19krestik91@mail.ru

Bochkarev Aleksandr Gennadievich, postgraduate student of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”.

Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14A.
E-mail: a.bochkarev93@mail.ru

Bochkarev Petr Yuryevich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Mechanical Engineering Technology and Applied Mechanics” of Kamyshin Technological Institute.

Address: Volgograd State Technical University,
400005, Russia, Volgograd, Lenin Prospect, 28.
E-mail: bpy@mail.ru

Bondareva Olga Sergeevna, PhD (Engineering), assistant professor of Chair of Metal Technology and Aircraft Materials Science.

Address: Samara University,
443086, Russia, Samara, Moskovskoye shosse, 34.
E-mail: osbond@yandex.ru

Dobychina Kristina Evgenievna, postgraduate student.

Address: Samara University,
443086, Russia, Samara, Moskovskoye shosse, 34.
E-mail: kristalimova9@gmail.com

Galiev Ildar Rinatovich, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Design and Operation of Cars”.

Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: sbs777@yandex.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, 14A.
E-mail: akovtunov@rambler.ru

Leonov Andrey Andreevich, junior researcher.

Address: Institute of High Current Electronics of SB RAS,
634055, Russia, Tomsk, Akademichesky Prospect, 2/3.
E-mail: laa91@tpu.ru

Mikhailov Andrey Vladimirovich, postgraduate student of Chair of Materials Science and Artsy Products Technology.

Address: Saint-Petersburg Mining University,
199106, Russia, Saint Petersburg, Vasilievsky Island, 21st Line, 2.

E-mail: rectorat@spmi.ru

Nazaryev Aleksandr Viktorovich, PhD (Engineering), 1st category design engineer.

Address: Branch of the FSUE "Academician Pilyugin Scientific-Production Center of Automatics and Instrument-Making" – "Industrial Association "Korpus",

410019, Russia, Saratov, Osipov Street, 1.

E-mail: alex121989@mail.ru.

Pashkov Igor Nikolaevich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor.

Address: Moscow Aviation Institute (National Research University),

125993, Russia, Moscow, Volokolamskoe Shosse, 4.

E-mail: pashkov_prof@mail.ru

Pavlov Denis Aleksandrovich, Phd (Engineering), of Chair "Power Machines and Control Systems".

Address: Togliatti State University,

445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: pavlov-da@yandex.ru

Rodina Anna Andreevna, student.

Address: Samara University, 443086, Russia, Samara, Moskovskoye shosse, 34.

E-mail: frolovaannushka97@mail.ru

Sazonov Mikhail Vyacheslavovich, postgraduate student of Chair "Power Machines and Control Systems".

Address: Togliatti State University,

445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: dvs-tech@yandex.ru

Shaikin Aleksandr Petrovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair "Power Machines and Control Systems".

Address: Togliatti State University,

445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: a_shajkin@mail.ru

Shakhnazarov Karen Yurievich, PhD (Engineering), assistant professor of Chair of Materials Science and Artsy Products Technology.

Address: Saint-Petersburg Mining University,

199106, Russia, Saint Petersburg, Vasilievsky Island, 21st Line, 2.

E-mail: karen812@yandex.ru

Shargaev Evgeny Olegovich, postgraduate student.

Address: Moscow Aviation Institute (National Research University), 125993, Russia, Moscow, Volokolamskoe Shosse, 4.

E-mail: eshargaev@gmail.com

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, 14A.

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, 14A.

E-mail: mitya.sovetkin@yandex.ru

Stepanov Maksim Aleksandrovich, postgraduate student.

Address: Moscow Aviation Institute (National Research University),

125993, Russia, Moscow, Volokolamskoe shosse, 4.

E-mail: Stepanov_222@mail.ru

Tzykanov Dmitry Victorovich, 1st category engineer.

Address: NRC "Kurchatov Institute" – CRISM "Prometey",

191015, Russia, Saint Petersburg, Shpalernaya Street, 49.

E-mail: mail@crism.ru

Yakupov Damir Flyurovich, postgraduate student.
Address: Siberian State Industrial University,
654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.
E-mail: yakupovdf@gmail.com

Zagulyaev Dmitry Valerievich, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of V.M. Finkel Chair of Natural Sciences.
Address: Siberian State Industrial University,
654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.
E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru