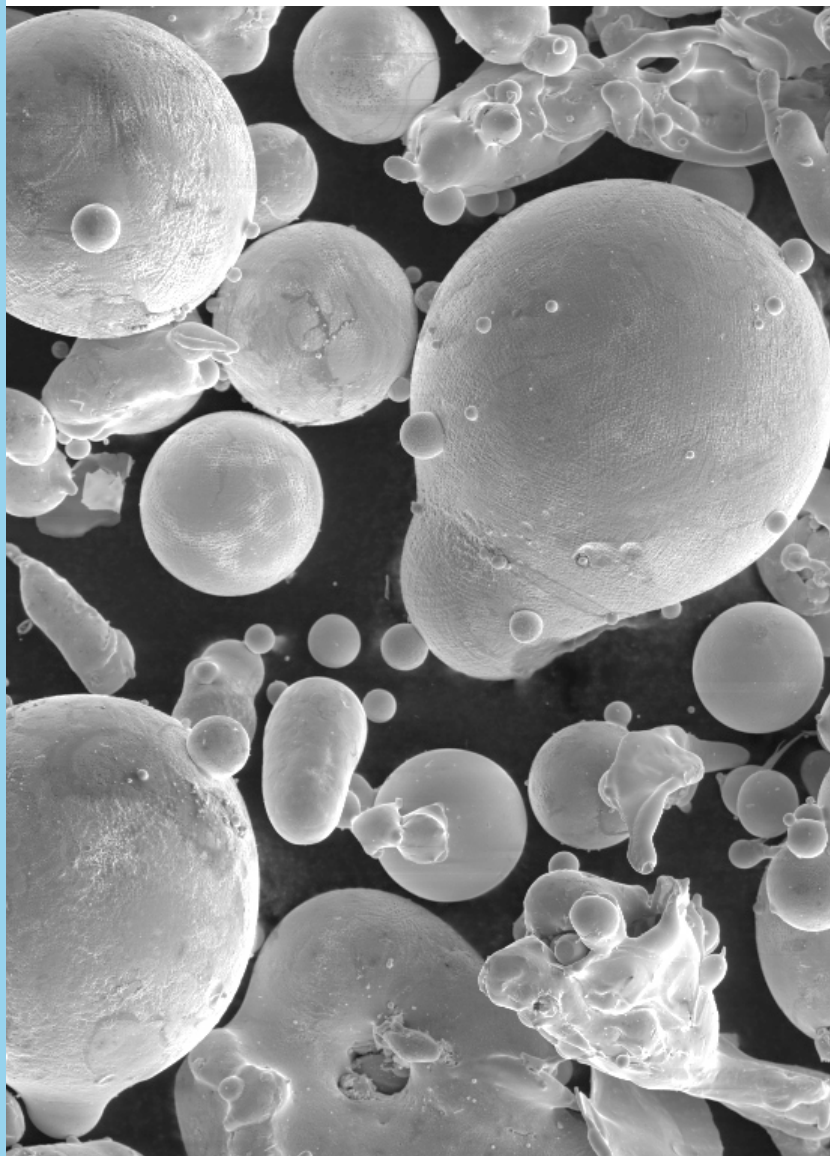


ISSN 2782-4039

Frontier Materials & Technologies



2021
Nº 4

Frontier Materials & Technologies

Основан в 2008 г.

№ 4
2021

16+

Ежеквартальный
научный журнал

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

Главный редактор

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

*Заместитель главного редактора по направлению
«Металлургия и материаловедение»*

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

*Заместитель главного редактора по направлению
«Машиностроение и машиноведение»*

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

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

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

Редакционная коллегия:

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

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

Виноградов Алексей Юрьевич, д. т. н., к. ф.-м. н., профессор

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

Герштейн Грегори, д. т. н.

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.

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

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

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

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

Макимова 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

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

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

Рубаник Василий Васильевич, д. т. н.

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

Сундер Рамасуббу, член Индийской академии наук, к. т. н.

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

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

Шишков Владимир Александрович, д. т. н.

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

До декабря 2021 года журнал выходил под названием «Вектор науки Тольяттинского государственного университета».

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 30.12.2021.
Выход в свет 16.03.2022.
Формат 60×84 1/8.
Печать цифровая.
Усл. п. л. 13,0.
Тираж 25 экз. Заказ 3-08-22.
Цена свободная.

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 «Технология машиностроения и прикладная механика» (Камышинский технологический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, Камышин, Россия), профессор кафедры «Техническое обеспечение АПК» (Саратовский государственный аграрный университет имени Н.И. Вавилова, Саратов, Россия).

Бржозовский Борис Максович, доктор технических наук, профессор (Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия).

Виноградов Алексей Юрьевич, доктор технических наук, кандидат физико-математических наук, профессор кафедры механики и промышленности (Норвежский университет науки и технологии, Тронхейм, Норвегия).

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

Герштейн Грегори, доктор технических наук, заведующий лабораторией (Ганноверский университет имени Готфрида Вильгельма Лейбница, Ганновер, Германия).

Глезер Александр Маркович, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научного центра металловедения и физики материалов (Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. 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, профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты» (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 политехнический университет Петра Великого, 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, заместитель заведующего кафедрой 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, профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты» (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, профессор, профессор факультета наноэлектроники, руководитель Международного научного центра функциональных материалов и устройств оптоэлектроники и электроники (Национальный исследовательский университет ИТМО, 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, кандидат технических наук, директор (“BISS (P) Ltd”, Бангалор, Индия).

Табакоев Владимир Петрович, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Инновационные технологии в машиностроении» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Худобин Леонид Викторович, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Инновационные технологии в машиностроении» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Исследование сопротивления механической деформации эпитаксиальных слоев α-Ga₂O₃ методом наноиндентирования Гузилова Л.И., Гращенко А.С., Николаев В.И.....	7
Влияние метода и температуры ионно-плазменной обработки на физико-механические свойства поверхностных слоев в аустенитной нержавеющей стали Загибалова Е.А., Москвина В.А., Майер Г.Г.....	17
Релаксация остаточных напряжений в декаэдрических частицах путем образования центральной сферической поры Красницкий С.А., Колесникова А.Л., Гуткин М.Ю., Романов А.Е.....	27
Особенности структурно-фазовых превращений и упрочнения при деформации сдвигом под давлением высокоазотистой стали с аустенитно-ферритной структурой металлической матрицы Лучко С.Н., Макаров А.В., Волкова Е.Г.....	39
Комбинация круговых движений в машинах и механизмах Попов И.П.	48
Особенности дуговой сварки слоистого коррозионностойкого материала Розен А.Е., Киреев С.Ю., Дуб А.В., Сафонов И.А., Макарова Е.А., Розен А.А., Исаков Е.Г., Корольков А.О.....	57
Исследование температур в вольфрамовом электроде при горении дуги обратной полярности Сидоров В.П., Советкин Д.Э.....	69
Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на микромеханические и коррозионные свойства стабильной аустенитной хромоникелевой стали Скорынина П.А., Макаров А.В., Березовская В.В., Меркушкин Е.А., Чекан Н.М.....	80
Влияние добавки карбида бора на структуру и твердость никелевого покрытия Старикова У.С., Соболева Н.Н., Макаров А.В., Харанжевский Е.В.....	89
Оптимальная схема лазерного упрочнения вершины режущего клина инструмента Ярьско С.И., Балакиров С.Н.....	98
НАШИ АВТОРЫ.....	107

CONTENT

The study of mechanical deformation resistance of α-Ga₂O₃ epitaxial layers using the nanoindentation technique Guzilova L.I., Grashchenko A.S., Nikolaev V.I.....	7
The influence of method and temperature of ion-plasma treatment on physical and mechanical properties of surface layers in austenitic stainless steel Zagibalova E.A., Moskvina V.A., Mayer G.G.....	17
Residual stress relaxation in decahedral particles through the formation of a central spherical void Krasnitsky S.A., Kolesnikova A.L., Gutkin M. Yu., Romanov A.E.....	27
Specific features of structural-phase transformations and hardening during shear deformation under pressure of high-nitrogen steel with austenitic-ferritic structure of metal matrix Luchko S.N., Makarov A.V., Volkova E.G.	39
Combination of circular motions in machines and mechanisms Popov I.P.....	48
Special aspects of arc welding of a laminated corrosion-resistant material Rozen A.E., Kireev S. Yu., Dub A.V., Safonov I.A., Makarova E.A., Rosen A.A., Isakov E.G., Korolkov A.O.....	57
The study of temperatures in a tungsten electrode at reverse polarity arcing Sidorov V.P., Sovetkin D.E.....	69
Effect of nanostructuring frictional treatment on micromechanical and corrosion properties of stable austenitic chromium-nickel steel Skorynina P.A., Makarov A.V., Berezovskaya V.V., Merkushkin E.A., Chekan N.M.....	80
The influence of boron carbide additive on the structure and hardness of a nickel-based coating Starikova U.S., Soboleva N.N., Makarov A.V., Kharanzhevsky E.V.....	89
Optimal scheme of laser hardening of a tool wedge tip Yaresko S.I., Balakirov S.N.....	98
OUR AUTHORS.....	107

Исследование сопротивления механической деформации эпитаксиальных слоев α - Ga_2O_3 методом наноиндентирования

© 2021

Гузилова Любовь Игоревна^{*1,3}, исполняющий обязанности младшего научного сотрудника
Гращенко Александр Сергеевич^{2,4}, младший научный сотрудник
Николаев Владимир Иванович^{1,5}, кандидат физико-математических наук,
заведующий лабораторией, ведущий научный сотрудник

¹Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург (Россия)

²Институт проблем машиноведения Российской академии наук, Санкт-Петербург (Россия)

*E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4205-3226>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4746-4238>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5630-0833>

Аннотация: Оксид галлия (Ga_2O_3) – широкозонный полупроводниковый материал, обладающий шириной запрещенной зоны $E_g=4,8-5,0$ эВ, высокой проводимостью ($\lambda\sim 10,9-27,0$ Вт/(м·К)), радиационной и химической стойкостью. Ширина его запрещенной зоны и проводимость позволяют в перспективе использовать его в конструкциях силовых приборов и оптоэлектронных устройств, чтобы увеличить их энергоэффективность, т. е. уменьшить нагрев и увеличить производительность. Радиационная стойкость, высокое поле пробоя, асимметрия оптических свойств Ga_2O_3 делают перспективным его использование при проектировании УФ-фотоприемников и космической техники. Электрические и оптические свойства Ga_2O_3 изучены достаточно полно, систематические же данные о его физико-механических свойствах (твердость, модуль Юнга, трещиностойкость) отсутствуют. В работе исследована деформация в эпитаксиальных слоях α - Ga_2O_3 при наноиндентировании. Для индентирования использовался твердомер NanoTest (Micro Materials Ltd.). Исследовалась поверхность (0001) кристаллических слоев α - Ga_2O_3 , полученных в процессе хлоридной газовой эпитаксии на сапфировые (Al_2O_3) подложки базисной (0001) ориентации. Впервые экспериментально получены значения твердости и модуля Юнга α - Ga_2O_3 с использованием метода Оливера – Фарра. В зависимостях нагрузки на индентор от глубины его проникновения наблюдалось отклонение от линейного хода, в том числе релаксация напряжений, связанная с “pop-in” эффектом. Средние значения нанотвердости H и модуля Юнга E α - Ga_2O_3 составили 17 и 281 ГПа соответственно. Полученные значения H и E демонстрируют более высокие характеристики по сравнению с изученными ранее эпитаксиальными слоями β - Ga_2O_3 . Это различие можно объяснить более плотной упаковкой структуры α - Ga_2O_3 (тип корунд), чем у моноклинного β - Ga_2O_3 . Обнаружено, что α - Ga_2O_3 по своим механическим свойствам превосходит большинство полупроводниковых материалов, уступая лишь нитриду галлия (GaN) и сапфиру (Al_2O_3).

Ключевые слова: оксид галлия; эпитаксиальные слои; эпитаксиальные слои α - Ga_2O_3 ; α - Ga_2O_3 ; наноиндентирование; механические свойства; “pop-in” эффект.

Благодарности: Л.И. Гузилова, В.И. Николаев выполняли свою часть работы в рамках темы «Фундаментальные проблемы физики и химии наноструктурированных и нанокompозитных материалов и приборных структур, физические свойства монокристаллических и неупорядоченных материалов» госзадания № 0040-2014-0007. А.С. Гращенко выполнял свою часть работы в рамках госзадания ФГУП ИПМаш РАН № АААА-А18-118012790011-3.

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

Для цитирования: Гузилова Л.И., Гращенко А.С., Николаев В.И. Исследование сопротивления механической деформации эпитаксиальных слоев α - Ga_2O_3 методом наноиндентирования // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 7–16. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-7-16.

ВВЕДЕНИЕ

Оксид галлия (Ga_2O_3) – широкозонный полупроводниковый материал, обладающий высокими теплопроводностью, химической и радиационной стойкостью [1; 2]. Благодаря этим свойствам в перспективе он может использоваться в конструкциях силовых приборов [3; 4] и оптоэлектронных устройств [5], УФ-фотоприемников [6; 7] и космической техники [8]. Существующие устройства высокой мощности имеют ограничения, связанные с их работой при высоких температуре и напряжении. Относительно небольшой размер подложки и отсутствие сбалансированных легирующих добавок также остаются слабы-

ми местами существующих устройств. Решением данной технической проблемы может служить использование в конструкции подобных устройств Ga_2O_3 [3; 4]. Ширина его запрещенной зоны ($E_g=4,8-5$ эВ [1; 2]) и высокая проводимость ($\lambda_{[100]}=10,9$ Вт/(м·К), $\lambda_{[201]}=13,3$ Вт/(м·К), $\lambda_{[001]}=14,7$ Вт/(м·К), $\lambda_{[110]}=27,0$ Вт/(м·К) [1; 2]) позволят снизить нагрев и увеличить производительность не только силовых приборов, но и оптоэлектронных устройств [5]. Нечувствительные к солнечной радиации УФ-фотоприемники на основе Ga_2O_3 демонстрируют достаточную скорость отклика при высокой работоспособности в условиях высоких температур и космического и УФ-излучений. Это достигается благодаря

высоким значениям радиационной стойкости и поля пробоя Ga₂O₃. Кроме того, асимметрия оптических свойств Ga₂O₃, его механические свойства и легкая интеграция с другими оксидными полупроводниками позволяют проектировать уникальные передовые приборы и устройства, такие как лавинные фотоприемники, фототранзисторы, узкополосные фотоприемники, матрицы фотоприемников, детекторы рентгеновского излучения и интегрированные генераторы наноэлектромеханических систем для измерения и визуализации УФ-излучения в реальном времени [6–8].

Оксид галлия обладает полиморфизмом: различают термически стабильный β-полиморф, который по многим параметрам уступает α-Ga₂O₃, имеющему наиболее широкую запрещенную зону и становящемуся стабильным при высоком давлении [9]. Благодаря высокой радиационной стойкости α-Ga₂O₃ [8; 10] перед ним открывается перспектива его использования в приборах, эксплуатирующихся в различных химически и радиационно-агрессивных средах, например в условиях космического γ-излучения.

Метаустойчивый при атмосферном давлении α-Ga₂O₃ при нагреве превращается в термостабильный β-Ga₂O₃ при температурах выше 600 °С [11]. Обратное превращение (β-Ga₂O₃→α-Ga₂O₃) возможно при давлении 6,5–7,0 ГПа в атмосфере азота [12]. α-Ga₂O₃ обладает ромбоэдрической решеткой типа корунд, параметры решетки, полученные расчетом из первых принципов, составляют: $a=53,3$ нм; $\alpha=55,90^\circ$, $a_{\text{гекс}}=49,9$ нм; $c_{\text{гекс}}=134,5$ нм [13].

Электронные, оптические и транспортные свойства Ga₂O₃ изучены достаточно полно [1; 2], чего нельзя пока сказать об их механических свойствах. Вместе с тем эти свойства крайне важны, поскольку в полупроводниковой технологии существуют операции и механического характера, такие как резка, шлифовка и полировка пластин. Механические свойства также интересны для развития технологии, так как их необходимо учитывать при росте кристаллов и тонких слоев, используемых в конструкциях полупроводниковых приборов. Данные о прочности требуются и для определения эксплуатационных параметров приборов.

Термомеханические напряжения, возникающие во время роста кристаллов, могут оказывать огромное влияние на их структурное качество путем увеличения количества возникающих дефектов различных типов: дислокаций, двойниковых границ и микротрещин [14–17]. Остаточные напряжения после завершения формирования кристаллов также играют значительную роль, например, они приводят к деградации гетероструктур электронных устройств на основе Ga₂O₃, особенно при экстремальных условиях их эксплуатации (при высокой температуре, высоком давлении, в полях высоких энергий). В [14; 15] при помощи наноиндентирования установлено, что доминирующими дефектами, возникающими в объеме монокристаллической пластины β-Ga₂O₃ при механической деформации, являются краевые дислокации с вектором Бюргерса $b \parallel [010]$, дефекты упаковки, параллельные плоскости (100), и двойниковые границы, параллельные $(\bar{2}01)$.

Известно, что химические связи между атомами в приповерхностных слоях слабее, что способствует образованию большего количества дефектов. Вместе с тем

исследование приповерхностного слоя позволяет дать адекватные оценки поведения материала в целом. В частности, с помощью микро- и наноиндентирования поверхности образца получают значения твердости (H) и модуля Юнга (E), являющиеся одними из основных механических показателей, присущих материалу. Результаты микро- и наноиндентирования поверхностей (100), (010) и $(\bar{2}01)$ эпитаксиальных слоев и объемных кристаллов β-Ga₂O₃ показывают ярко выраженную анизотропию его механических свойств. Так, при нормальных условиях для различных направлений твердость $H_{[010]}=6$ ГПа [18], $H_{[100]}=8,9–9,0$ ГПа [19; 20], $H_{[\bar{2}01]}=12,5$ ГПа [20; 21] и модуль упругости $E_{[100]}=234$ ГПа, $E_{[\bar{2}01]}=225$ ГПа [20; 21]. Экспериментальные работы, посвященные изучению других полиморфов Ga₂O₃, отсутствуют, хотя метастабильная фаза α-Ga₂O₃, благодаря своим, как предполагается, относительно высоким механическим характеристикам, перспективна для применения в качестве защитных покрытий.

Цель работы – получение систематических данных о механических характеристиках (твердости H и модуле Юнга E) эпитаксиальных слоев метастабильного α-Ga₂O₃ и их деформации в процессе наноиндентирования.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В работе исследовались эпитаксиальные слои α-Ga₂O₃, полученные в процессе хлоридной газовой эпитаксии (Halide Vapour Phase Epitaxy, или HVPE) в реакторе, разработанном ООО «Совершенные кристаллы» [22]. Слои осаждались на сапфировые (Al₂O₃) подложки базисной ориентации (0001). Эпитаксия осуществлялась при температуре около 500 °С со скоростью осаждения 8–12 мкм/ч. Участвующий в газотранспортной реакции хлорид галлия синтезировался непосредственно в зоне источника реактора при пропускании газообразного хлористого водорода (HCl 99,999 %) над металлическим галлием (Ga 99,9999 %). Для реакции образования Ga₂O₃ применялся кислород марки ВЧ (99,998 %). Выход реакции синтеза GaCl составлял более 80 %. Рост слоев оксида галлия проводился в условиях избыточного потока кислорода. Отношение прекурсоров элементов групп VI/III было в диапазоне от 2 до 20. Изменение соотношения VI/III достигалось путем изменения потока HCl через источник галлия от 0,15 до 1,5 мл/мин при неизменном потоке кислорода 3 мл/мин. В качестве газоносителя использовался аргон марки ВЧ (99,998 %) Ар-кал. Общий газовый поток через реактор составлял 15 мл/мин. После окончания эпитаксии гетероструктура α-Ga₂O₃/Al₂O₃ охлаждалась в потоке аргона до комнатной температуры.

Толщина слоев, определенная при помощи растрового электронного микроскопа Phenom Pto X по сколам подложки с оксидным слоем, составила 11 мкм. Спектры оптического пропускания исследовались с помощью дифференциального спектрофотометра SPECORD UV-VIS, в канал сравнения помещалась сапфировая подложка без оксидного слоя. Структурные параметры слоев оксидов галлия исследовались методами рентге-

новской дифракции на базе трехкристального рентгеновского дифрактометра (ТРД) высокого разрешения с использованием кристаллов германия в качестве анализатора и монохроматора на рефлексах (004) для $\text{CuK}\alpha 1$. Данные рентгеновской дифракции показали, что эпитаксиальные слои $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ являются структурно однородными и имеют ориентацию (0001), как и подложка Al_2O_3 [22].

Для исследований использовался твердомер NanoTest (Micro Materials Ltd.). Для достоверности результатов в методике индентирования покрытий требуется выполнение следующего условия: глубина, на которую происходит вдавливание индентора в поверхность, не должна превышать 10 % от толщины слоя, что позволяет избежать влияния подложки на получаемые результаты [23].

Процесс наноиндентирования производился с использованием трехгранной алмазной пирамидки Берковича. В процессе наноиндентирования к исследуемой поверхности посредством алмазной пирамидки прилагалась сила (F), при этом регистрировалась глубина внедрения пирамидки в приповерхностный слой (h). После снятия нагрузки регистрировались восстановление поверхности и остаточная деформация. По полученным данным строились кривые нагружения $F(h)$. При увеличении нагрузки может происходить как упругая, так и пластическая деформация. Разгрузочная ветвь кривых $F(h)$ позволила рассчитать модуль Юнга (E) образца по методу Оливера – Фарра [24; 25]. Расчет твердости (H) также производится по методу Оливера – Фарра [24; 25] по следующей формуле:

$$H = \frac{P_{\max}}{A_c} = \frac{P_{\max}}{24,5h_c^2}, \quad (1)$$

где P_{\max} – максимальная нагрузка, приложенная на индентор;

A_c – контактная площадь под индентором;

h_c – контактная глубина.

Для вычисления модуля упругости E слоя необходимо рассчитать приведенный (эффективный) модуль Юнга E_r в контакте индентор – поверхность по формуле

$$E_r = \frac{S}{2\beta} \frac{\sqrt{\pi}}{\sqrt{A_c}}, \quad (2)$$

где S – жесткость контакта $S = \frac{dP}{dh}$;

β – постоянная, равная 1,034 для индентора Берковича [23].

Модуль упругости слоя E рассчитывается из следующего соотношения:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-v^2}{E} + \frac{1-v_i^2}{E_i}, \quad (3)$$

где E_i и v_i – модуль упругости и модуль Пуассона алмазного индентора Берковича соответственно. $E_i=1,05 \cdot 10^3$ ГПа; $v_i=0,1$ [26].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 1 изображены кривые зависимости $F(h)$, полученные при различных режимах нагружения (нагрузка и последующая разгрузка), с максимальной нагрузкой (F_{\max}) в диапазоне 50–100 мН. В таблице 1 представлены значения твердости H и модуля Юнга E , вычисленные с использованием методики Оливера – Фарра [24; 25], в зависимости от значения максимальной нагрузки на индентор.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Во всех случаях на этапе нагружения на кривых $F(h)$ (рис. 1) наблюдается отклонение от линейного хода, называемое “pop-in” эффектом [27; 28]. Данное явление в хрупких материалах связывают с процессом релаксации напряжений на отдельных этапах нагружения и зарождения и развития трещин в результате скопления дислокаций [28]. В нашем случае первое такое отклонение наблюдается уже при нагрузке около 40–45 мН, второе – при 95–110 мН. Кроме того, после снятия нагрузки по всей поверхности образца было обнаружено наличие сетки трещин (рис. 2), распространяющихся из углов отпечатка и из середины граней треугольных отпечатков, оставленных индентором Берковича. Как видно, распространение трещин происходит по кристаллографическим направлениям в гексагональной решетке $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$. Отметим, что при микроиндентировании поверхности $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ такой эффект нами не был обнаружен [29]. На наш взгляд, это может быть обусловлено рассогласованием решеток слоя и подложки (из-за различных параметров решеток) и связанных с этим сжимающих напряжений в слое $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ [30]. На полученный результат оказывает влияние напряженное состояние, возникшее как после эпитаксии, так и в результате деформаций при наноиндентировании. Этот эффект требует дальнейшего изучения.

Полученные значения твердости H и модуля Юнга E приведены в таблице 1. Оказалось, что у $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ значения $H=17$ ГПа, $E=281$ ГПа выше, чем у $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$, где $H_{[010]}=6$ ГПа [14], $H_{[100]}=8,9-9,0$ ГПа [15; 16], $H_{[201]}=12,5$ ГПа, $E=234$ ГПа [20; 21]. Отмечено, что зарождение трещин в эпитаксиальном слое $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$, сброс напряжений на кривой нагружения происходят при более высоких нагрузках, чем в монокристаллической пластине и эпитаксиальном слое $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ [14; 20]. Большую прочность и твердость $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ можно объяснить тем, что структура корунда более плотноупакованная, чем у моноклинного $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$, что подтверждается измерением плотности этих полиморфов [18; 31].

В таблице 2 для сравнения полученных нами результатов представлены твердости и модуль Юнга для ряда полупроводниковых материалов, исследованных методом наноиндентирования. Из таблицы 2 видно, что α - и $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ по своим механическим свойствам уступают сапфиру (Al_2O_3). Значения твердости и модуля Юнга $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ находятся примерно в одном диапазоне с GaN и значительно превышают значения твердости и модуля таких полупроводниковых материалов, как LiTaO_3 и ZnO . Это позволяет предположить, что для постростовой обработки поверхности Ga_2O_3 в качестве

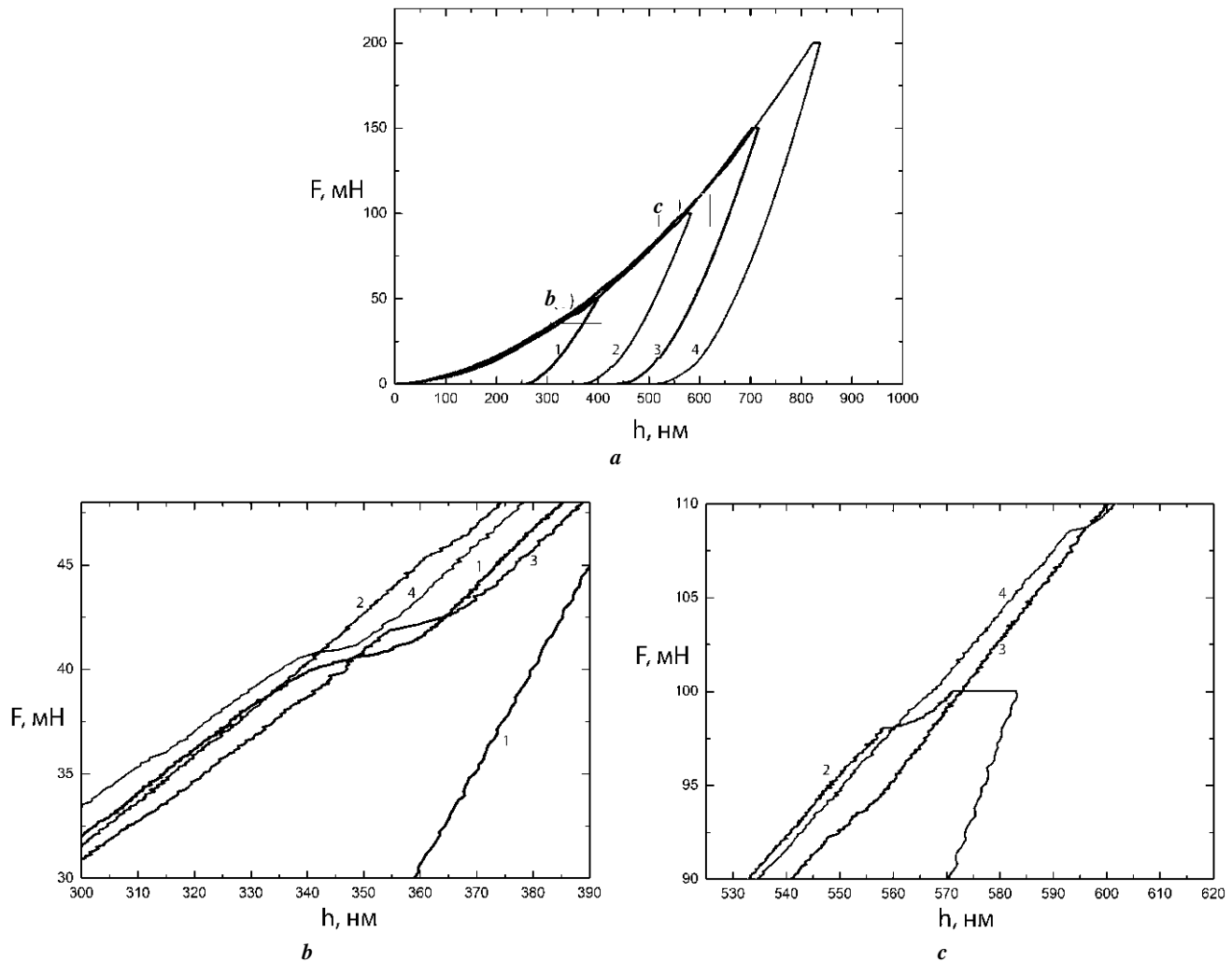


Рис. 1. Зависимости силы F вдавливания от глубины проникновения индентора h в приповерхностный слой α - Ga_2O_3 :
a – кривые нагружения при максимальной нагрузке 50 мН (1), 100 мН (2), 150 мН (3), 200 мН (4);
b, c – увеличенная область зависимостей (**a**)
Fig. 1. The dependence of indentation force F on the depth h of indenter penetration into the α - Ga_2O_3 sub-surface layer:
a – load curves at the maximum load of 50 mN (1), 100 mN (2), 150 mN (3), 200 mN (4);
b, c – the increased domain of dependences (**a**)

Таблица 1. Твердость (H) и модуль Юнга (E) эпитаксиальных слоев α - $\text{Ga}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$, полученные по данным наноиндентирования
Table 1. Hardness (H) and Young's modulus (E) of α - $\text{Ga}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ epitaxial layers produced according to nanoindentation data

Характеристика	F , мН			
	50,0	100,0	150,0	200,0
H , ГПа	18,7±1,7	17,2±0,4	17,9±0,7	16,7±0,6
E , ГПа	283,4±14,4	279,5±3,9	278,1±4,6	283,2±14,2

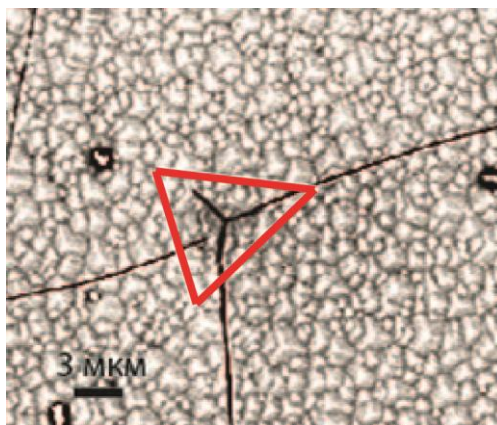


Рис. 2. РЭМ-изображение отпечатка, оставленного индентором после снятия нагрузки $F_{max}=100$ мН, на поверхности (0001) эпитаксиального слоя $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$

Fig. 2. SEM-images of a residual impression on the surface (0001) of $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ epitaxial layer after removing the load $F_{max}=100$ mN

Таблица 2. Твердость (H) и модуль Юнга (E) полупроводниковых материалов
Table 2. Hardness (H) and Young's modulus (E) of semiconducting materials

Материал	Ориентация	H , ГПа	E , ГПа	Примечание
Слой $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{c-Al}_2\text{O}_3$	(0001)	17,0	281,0	Эта работа
Монокристаллы $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$	(100)	8,9	234	[21]
	($\bar{2}01$)	12,5	230	[18]
Слой $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3/\text{c-Al}_2\text{O}_3$	($\bar{2}01$)	12,5	225	[21]
Монокристаллы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	($\bar{1}100$)11	25,7	408,7	[32]
	($11\bar{2}0$)	29,0	482,0	[32]
	(0001)	27,5	420,6	[34]
Слой $\kappa\text{-Al}_2\text{O}_3$		24,7	344,3	[35]
Слой $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	($10\bar{1}2$)	27,8	424,6	
	($10\bar{1}4$)	28,8	441,2	
	(0001)	28,9	444,4	
Монокристалл GaN	(0001)	20,0	295,0	[36]
HVPE-слои GaN/ Al_2O_3		20,2	328,5	[37]
Монокристалл ZnO	($11\bar{2}0$)	2,0	163,0	[38]
	(0001)	4,8	143,0	
	($\bar{1}102$)	5,4	112,0	[39]
Монокристалл LiTaO ₃	($\bar{1}102$)	12,5	245	[40]
	($\bar{1}012$)	11,6	240	
	($01\bar{1}2$)	11,0	235	

абразивного материала могут быть использованы карбид кремния или электрокорунд, твердость которых превышает твердость оксида галлия.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Определена твердость H и модуль упругости E эпитаксиальных слоев (0001) α -Ga₂O₃, выращенных на сапфировых подложках базисной ориентации (0001), среднее значение которых составило $H=17\pm 2$ ГПа и $E=281\pm 21$ ГПа в диапазоне нагрузок 50–100 мН. Метастабильный α -Ga₂O₃ отличается относительно высокими значениями твердости и модуля Юнга, уступая лишь сапфиру (Al₂O₃) и незначительно нитриду галлия (GaN).

2. При nanoиндентировании α -Ga₂O₃ наблюдался “pop-in” эффект, который связан с развитием трещин, что характерно для большинства хрупких материалов. После снятия нагрузки по всей поверхности α -Ga₂O₃ действительно было обнаружено наличие сетки трещин по всему образцу. Развитие трещин обусловлено высокими напряжениями в исходном гетероэпитаксиальном слое, nanoиндентирование лишь инициирует их релаксацию.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Pearton S.J., Yang J.C., Cary P.H., Ren F., Kim J., Tadjer M.J., Mastro M.A. A review of Ga₂O₃ materials, processing, and devices // *Applied Physics Review*. 2018. Vol. 5. № 1. Article number 011301. DOI: [10.1063/1.5006941](https://doi.org/10.1063/1.5006941).
- Nikolaev V.I., Stepanov S.I., Romanov A.E., Bougrov V.E. Gallium oxide // *Single Crystals of Electronics Materials. Growth and Properties*. 2019. P. 487–521. DOI: [10.1016/B978-0-08-102096-8.00014-8](https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102096-8.00014-8).
- Hasan M.N., Swinnich E., Seo J.-H. Recent Progress in Gallium Oxide and Diamond Based High Power and High-Frequency Electronics // *International Journal of High Speed Electronics and Systems*. 2019. Vol. 28. № 01n02. Article number 1940004. DOI: [10.1142/9789811216480_0004](https://doi.org/10.1142/9789811216480_0004).
- Zhang H.P., Yuan L., Tang X.Y., Hu J.C., Sun J.W., Zhang Y.M., Zhang Y.M., Jia R.X. Progress of Ultra-Wide Bandgap Ga₂O₃ Semiconductor Materials in Power MOSFETs // *IEEE Transactions on Power Electronics*. 2020. Vol. 35. № 5. P. 5157–5179. DOI: [10.1109/TPEL.2019.2946367](https://doi.org/10.1109/TPEL.2019.2946367).
- Guo D., Guo Q., Chen Z., Wu Z., Li P., Tang W. Review of Ga₂O₃-based optoelectronic devices // *Materials Today Physics*. 2019. Vol. 11. Article number 100157. DOI: [10.1016/j.mtphys.2019.100157](https://doi.org/10.1016/j.mtphys.2019.100157).
- Chen X.H., Ren F.F., Ye J.D., Gu S.L. Gallium oxide-based solar-blind ultraviolet photodetectors // *Semiconductor Science and Technology*. 2020. Vol. 35. № 2. Article number 023001. DOI: [10.1088/1361-6641/ab6102](https://doi.org/10.1088/1361-6641/ab6102).
- Kaur D., Kumar M. A Strategic Review on Gallium Oxide Based Deep-Ultraviolet Photodetectors: Recent Progress and Future Prospects // *Advanced optical materials*. 2021. Vol. 9. № 9. Article number 2002160. DOI: [10.1002/adom.202002160](https://doi.org/10.1002/adom.202002160).
- Baumann D.A., Borodkin A.I., Petrenko A.A., Panov D.I., Kremleva A.V., Spiridonov V.A., Zakgeim D.A., Silnikov M.V., Odnoblyudov M.A., Romanov A.E., Bougrov V.E. On improving the radiation resistance of gallium oxide for space applications // *Acta Astronautica*. 2021. Vol. 180. P. 125–129. DOI: [10.1016/j.actaastro.2020.12.010](https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2020.12.010).
- Roy R., Hill V.G., Osborn E.F. Polymorphism of Ga₂O₃ and the System Ga₂O₃-H₂O // *Journal of the American Chemical Society*. 1952. Vol. 74. № 3. P. 719–722. DOI: [10.1021/ja01123a039](https://doi.org/10.1021/ja01123a039).
- Hazdra P., Popelka S. Radiation resistance of wide-bandgap semiconductor power transistors // *Physica Status Solidi (A) Applications and Materials Science*. 2017. Vol. 214. № 4. Article number 1600447. DOI: [10.1002/pssa.201600447](https://doi.org/10.1002/pssa.201600447).
- Lee S.-D., Akaiwa K., Fujita S. Thermal stability of single crystalline alpha gallium oxide films on sapphire substrates // *Physica status solidi C: current topics in solid state physics*. 2013. Vol. 10. № 11. P. 1592–1595. DOI: [10.1002/pssc.201300259](https://doi.org/10.1002/pssc.201300259).
- Lipinska-Kalita K.E., Kalita P.E., Hemmers O.A., Hartmann T. Equation of state of gallium oxide to 70 GPa: Comparison of quasihydrostatic and nonhydrostatic compression // *Physical Review B*. 2008. Vol. 77. № 9. Article number 094123. DOI: [10.1103/PhysRevB.77.094123](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.77.094123).
- Furthmuller J., Bechstedt F. Quasiparticle bands and spectra of Ga₂O₃ polymorphs // *Physical Review B*. 2016. Vol. 93. № 11. Article number 115204. DOI: [10.1103/PhysRevB.93.115204](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.93.115204).
- Wu Y.Q., Gao S., Huang H. The deformation pattern of single crystal β -Ga₂O₃ under nanoindentation // *Materials Science in Semiconductor Processing*. 2017. Vol. 71. P. 321–325. DOI: [10.1016/j.mssp.2017.08.019](https://doi.org/10.1016/j.mssp.2017.08.019).
- Wu Y.Q., Gao S., Kang R.K., Huang H. Deformation patterns and fracture stress of beta-phase gallium oxide single crystal obtained using compression of micropillars // *Journal of Materials Science*. 2019. Vol. 54. № 3. P. 1958–1966. DOI: [10.1007/s10853-018-2978-9](https://doi.org/10.1007/s10853-018-2978-9).
- Nakai K., Nagai T., Noami K., Futagi T. Characterization of defects in β -Ga₂O₃ single crystals // *Japanese journal of applied physics*. 2015. Vol. 54. № 5. Article number 051103. DOI: [10.7567/JJAP.54.051103](https://doi.org/10.7567/JJAP.54.051103).
- Ueda O., Ikenaga N., Koshi K., Iizuka K., Kuramata A., Hanada K., Moribayashi T., Yamakoshi S., Kasu M. Structural evaluation of defects in β -Ga₂O₃ single crystals grown by edge-defined film-fed growth process // *Japanese journal of applied physics*. 2016. Vol. 55. № 12. Article number 1202B. DOI: [10.7567/JJAP.55.1202BD](https://doi.org/10.7567/JJAP.55.1202BD).
- Mu W.X., Jia Z.T., Yin Y.R., Hu Q.Q., Li Y., Wu B.Y., Zhang J., Tao X.T. High quality crystal growth and anisotropic physical characterization of β -Ga₂O₃ single crystals grown by EFG method // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 714. P. 453–458. DOI: [10.1016/j.jallcom.2017.04.185](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.185).
- Grashchenko A.S., Kukushkin S.A., Nikolaev V.I., Osipov A.V., Osipova E.V., Soshnikov I.P. Study of the Anisotropic Elastoplastic Properties of β -Ga₂O₃ Films Synthesized on SiC/Si Substrates // *Physics of the Solid State*. 2018. Vol. 60. № 5. P. 852–857. DOI: [10.1134/S1063783418050104](https://doi.org/10.1134/S1063783418050104).
- Гузилова Л.И., Гращенко А.С., Печников А.И., Маслов В.Н., Завьялов Д.В., Абдрахманов В.Л.,

- Романов А.Е., Николаев В.И. Исследование эпитаксиальных слоёв и монокристаллов β -Ga₂O₃ методом наноиндентирования // *Физика и механика материалов*. 2016. Т. 29. № 2. С. 166–171.
21. Villora E.G., Arjoca S., Shimamura K., Inomata D., Aoki K. β -Ga₂O₃ and single-crystal phosphors for high-brightness white LEDs and LDs, and β -Ga₂O₃ potential for next generation of power devices // *Oxide-based materials and devices V: Proceedings of SPIE*. 2014. Vol. 8987. Article number 89871U. DOI: [10.1117/12.2039305](https://doi.org/10.1117/12.2039305).
 22. Pechnikov A.I., Stepanov S.I., Chikiryaka A.V., Scheglov M.P., Odnobludov M.A., Nikolaev V.I. Thick α -Ga₂O₃ Layers on Sapphire Substrates Grown by Halide Epitaxy // *Semiconductors*. 2019. Vol. 53. № 6. P. 780–783. DOI: [10.1134/S1063782619060150](https://doi.org/10.1134/S1063782619060150).
 23. Fischer-Cripps A.C. *Nanoindentation*. New York: Springer, 2011. 282 p. DOI: [10.1007/978-1-4419-9872-9](https://doi.org/10.1007/978-1-4419-9872-9).
 24. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *Journal of Materials Research*. 1992. Vol. 7. № 6. P. 1564–1583. DOI: [10.1557/JMR.1992.1564](https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564).
 25. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advanced in understanding and refinements to methodology // *Journal of Material Research*. 2004. Vol. 19. № 1. P. 3–20. DOI: [10.1557/jmr.2004.19.1.3](https://doi.org/10.1557/jmr.2004.19.1.3).
 26. McSkinin H.J., Andreatch Jr.P., Glynn P. The Elastic Stiffness Moduli of Diamond // *Journal of Applied Physics*. 1972. Vol. 43. № 3. P. 985–987. DOI: [10.1063/1.1661318](https://doi.org/10.1063/1.1661318).
 27. Ohmura T., Wakeda M. Pop-In Phenomenon as a Fundamental Plasticity Probed by Nanoindentation Technique // *Materials*. 2021. Vol. 14. № 8. Article number 1879. DOI: [10.3390/ma14081879](https://doi.org/10.3390/ma14081879).
 28. Fang X.F., Bishara H., Ding K., Tsybenko H., Porz L., Höfling M., Bruder E., Li Y.W., Dehm G., Durst K. Nanoindentation pop-in in oxides at room temperature: Dislocation activation or crack formation? // *Journal of the American ceramic society*. 2021. Vol. 104. № 9. P. 4728–4741. DOI: [10.1111/jace.17806](https://doi.org/10.1111/jace.17806).
 29. Nikolaev V.I., Chikiryaka A.V., Guzilova L.I., Pechnikov A.I. Microhardness and Crack Resistance of Gallium Oxide // *Technical Physics Letters*. 2019. Vol. 45. № 11. P. 1114–1117. DOI: [10.1134/S1063785019110117](https://doi.org/10.1134/S1063785019110117).
 30. Schewski R., Wagner G., Baldini M., Gogova D., Galazka Z., Schulz T., Remmele T., Markurt T., von Wenckstern H., Grundmann M., Bierwagen O., Vogt P., Albrecht M. Epitaxial stabilization of pseudomorphic α -Ga₂O₃ on sapphire (0001) // *Applied physics express*. 2015. Vol. 8. № 1. Article number 11101. DOI: [10.7567/APEX.8.011101](https://doi.org/10.7567/APEX.8.011101).
 31. He H.Y., Orlando R., Blanco M.A., Pandey R., Amzallag E., Baraille I., Rérat M. First-principles study of the structural, electronic, and optical properties of Ga₂O₃ in its monoclinic and hexagonal phases // *Physical Review B*. 2006. Vol. 74. № 19. Article number 195123. DOI: [10.1103/PhysRevB.74.195123](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.74.195123).
 32. Ma Y., Cao L.L., Hang W., Zhang T.H., Yuan J.L. Crystallographic orientation effect on the incipient plasticity and its stochastic behavior of a sapphire single crystal by spherical nanoindentation // *Ceramics International*. 2020. Vol. 46. № 10. P. 15554–15564. DOI: [10.1016/j.ceramint.2020.03.102](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.102).
 33. Dub S.N., Brazhkin V.V., Novikov N.V., Tolmachova G.N., Litvin P.M., Lityagina L.M., Dyuzheva T.I. Comparative studies of mechanical properties of stishovite and sapphire single crystals by nanoindentation // *Journal of Superhard Materials*. 2010. Vol. 32. № 6. P. 406–414. DOI: [10.3103/S1063457610060067](https://doi.org/10.3103/S1063457610060067).
 34. Mao W.G., Shen Y.G., Lu C. Nanoscale elastic-plastic deformation and stress distributions of the C plane of sapphire single crystal during nanoindentation // *Journal of the European Ceramic Society*. 2011. Vol. 31. № 10. P. 1865–1871. DOI: [10.1016/j.jeurceramsoc.2011.04.012](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.04.012).
 35. Rупpi S., Larsson A., Flink A. Nanoindentation hardness, texture and microstructure of α -Al₂O₃ and κ -Al₂O₃ coatings // *Thin Solid Films*. 2008. Vol. 516. № 18. P. 5959–5966. DOI: [10.1016/j.tsf.2007.10.078](https://doi.org/10.1016/j.tsf.2007.10.078).
 36. Nowak R., Pessa M., Sуганума M., Leszczynski M., Grzegory I., Porowski S., Yoshida F. Elastic and plastic properties of GaN determined by nano-indentation of bulk crystal // *Applied physics letters*. 1999. Vol. 75. № 14. P. 2070–2072. DOI: [10.1063/1.124919](https://doi.org/10.1063/1.124919).
 37. Cheng Y.T., Cai D.J., Wang H., Wu J.J., Liu X.S., Zhang G.Y., Yu T.J. Anisotropic Fracture Toughness of Bulk GaN // *Physica status solidi B-basic solid state physics*. 2018. Vol. 255. № 5. Article number 1700515. DOI: [10.1002/pssb.201700515](https://doi.org/10.1002/pssb.201700515).
 38. Colemana V.A., Bradby J.E., Jagadish C., Munroe P., Heo Y.W., Pearton S.J., Norton D.P., Inoue M., Yano M. Mechanical properties of ZnO epitaxial layers grown on a- and c-axis sapphire // *Applied Physics Letters*. 2005. Vol. 86. № 20. Article number 203105. DOI: [10.1063/1.1929874](https://doi.org/10.1063/1.1929874).
 39. Jian S.R. Mechanical responses of single-crystal ZnO // *Journal of Alloys and Compounds*. 2010. Vol. 494. № 1-2. P. 214–218. DOI: [10.1016/j.jallcom.2009.11.142](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.11.142).
 40. Ma Y., Huang X.W., Song Y.X., Hang W., Zhang T.H. Room-Temperature Creep Behavior and Activation Volume of Dislocation Nucleation in a LiTaO₃ Single Crystal by Nanoindentation // *Materials*. 2019. Vol. 12. № 10. Article number 1683. DOI: [10.3390/ma12101683](https://doi.org/10.3390/ma12101683).

REFERENCES

1. Pearton S.J., Yang J.C., Cary P.H., Ren F., Kim J., Tadjer M.J., Mastro M.A. A review of Ga₂O₃ materials, processing, and devices. *Applied Physics Review*, 2018, vol. 5, no. 1, article number 011301. DOI: [10.1063/1.5006941](https://doi.org/10.1063/1.5006941).
2. Nikolaev V.I., Stepanov S.I., Romanov A.E., Bougrov V.E. Gallium oxide. *Single Crystals of Electronics Materials. Growth and Properties*, 2019, pp. 487–521. DOI: [10.1016/B978-0-08-102096-8.00014-8](https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102096-8.00014-8).
3. Hasan M.N., Swinnich E., Seo J.-H. Recent Progress in Gallium Oxide and Diamond Based High Power and High-Frequency Electronics. *International Journal of High Speed Electronics and Systems*, 2019, vol. 28, no. 01n02, article number 1940004. DOI: [10.1142/9789811216480_0004](https://doi.org/10.1142/9789811216480_0004).
4. Zhang H.P., Yuan L., Tang X.Y., Hu J.C., Sun J.W., Zhang Y.M., Zhang Y.M., Jia R.X. Progress of Ultra-Wide Bandgap Ga₂O₃ Semiconductor Materials in Power

- MOSFETs. *IEEE Transactions on Power Electronics*, 2020, vol. 35, no. 5, pp. 5157–5179. DOI: [10.1109/TPEL.2019.2946367](https://doi.org/10.1109/TPEL.2019.2946367).
5. Guo D., Guo Q., Chen Z., Wu Z., Li P., Tang W. Review of Ga₂O₃-based optoelectronic devices. *Materials Today Physics*, 2019, vol. 11, article number 100157. DOI: [10.1016/j.mtphys.2019.100157](https://doi.org/10.1016/j.mtphys.2019.100157).
 6. Chen X.H., Ren F.F., Ye J.D., Gu S.L. Gallium oxide-based solar-blind ultraviolet photodetectors. *Semiconductor Science and Technology*, 2020, vol. 35, no. 2, article number 023001. DOI: [10.1088/1361-6641/ab6102](https://doi.org/10.1088/1361-6641/ab6102).
 7. Kaur D., Kumar M. A Strategic Review on Gallium Oxide Based Deep-Ultraviolet Photodetectors: Recent Progress and Future Prospects. *Advanced optical materials*, 2021, vol. 9, no. 9, article number 2002160. DOI: [10.1002/adom.202002160](https://doi.org/10.1002/adom.202002160).
 8. Bauman D.A., Borodkin A.I., Petrenko A.A., Panov D.I., Kremleva A.V., Spiridonov V.A., Zakgeim D.A., Silnikov M.V., Odnoblyudov M.A., Romanov A.E., Bougrov V.E. On improving the radiation resistance of gallium oxide for space applications. *Acta Astronautica*, 2021, vol. 180, pp. 125–129. DOI: [10.1016/j.actaastro.2020.12.010](https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2020.12.010).
 9. Roy R., Hill V.G., Osborn E.F. Polymorphism of Ga₂O₃ and the System Ga₂O₃-H₂O. *Journal of the American Chemical Society*, 1952, vol. 74, no. 3, pp. 719–722. DOI: [10.1021/ja01123a039](https://doi.org/10.1021/ja01123a039).
 10. Hazdra P., Popelka S. Radiation resistance of wide-bandgap semiconductor power transistors. *Physica Status Solidi (A) Applications and Materials Science*, 2017, vol. 214, no. 4, article number 1600447. DOI: [10.1002/pssa.201600447](https://doi.org/10.1002/pssa.201600447).
 11. Lee S.-D., Akaiwa K., Fujita S. Thermal stability of single crystalline alpha gallium oxide films on sapphire substrates. *Physica status solidi C: current topics in solid state physics*, 2013, vol. 10, no. 11, pp. 1592–1595. DOI: [10.1002/pssc.201300259](https://doi.org/10.1002/pssc.201300259).
 12. Lipinska-Kalita K.E., Kalita P.E., Hemmers O.A., Hartmann T. Equation of state of gallium oxide to 70 GPa: Comparison of quasihydrostatic and nonhydrostatic compression. *Physical Review B*, 2008, vol. 77, no. 9, article number 094123. DOI: [10.1103/PhysRevB.77.094123](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.77.094123).
 13. Furthmuller J., Bechstedt F. Quasiparticle bands and spectra of Ga₂O₃ polymorphs. *Physical Review B*, 2016, vol. 93, no. 11, article number 115204. DOI: [10.1103/PhysRevB.93.115204](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.93.115204).
 14. Wu Y.Q., Gao S., Huang H. The deformation pattern of single crystal β-Ga₂O₃ under nanoindentation. *Materials Science in Semiconductor Processing*, 2017, vol. 71, pp. 321–325. DOI: [10.1016/j.mssp.2017.08.019](https://doi.org/10.1016/j.mssp.2017.08.019).
 15. Wu Y.Q., Gao S., Kang R.K., Huang H. Deformation patterns and fracture stress of beta-phase gallium oxide single crystal obtained using compression of micropillars. *Journal of Materials Science*, 2019, vol. 54, no. 3, pp. 1958–1966. DOI: [10.1007/s10853-018-2978-9](https://doi.org/10.1007/s10853-018-2978-9).
 16. Nakai K., Nagai T., Noami K., Futagi T. Characterization of defects in β-Ga₂O₃ single crystals. *Japanese journal of applied physics*, 2015, vol. 54, no. 5, article number 051103. DOI: [10.7567/JJAP.54.051103](https://doi.org/10.7567/JJAP.54.051103).
 17. Ueda O., Ikenaga N., Koshi K., Iizuka K., Kuramata A., Hanada K., Moribayashi T., Yamakoshi S., Kasu M. Structural evaluation of defects in β-Ga₂O₃ single crystals grown by edge-defined film-fed growth process. *Japanese journal of applied physics*, 2016, vol. 55, no. 12, article number 1202B. DOI: [10.7567/JJAP.55.1202BD](https://doi.org/10.7567/JJAP.55.1202BD).
 18. Mu W.X., Jia Z.T., Yin Y.R., Hu Q.Q., Li Y., Wu B.Y., Zhang J., Tao X.T. High quality crystal growth and anisotropic physical characterization of β-Ga₂O₃ single crystals grown by EFG method. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 714, pp. 453–458. DOI: [10.1016/j.jallcom.2017.04.185](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.185).
 19. Grashchenko A.S., Kukushkin S.A., Nikolaev V.I., Osipov A.V., Osipova E.V., Soshnikov I.P. Study of the Anisotropic Elastoplastic Properties of β-Ga₂O₃ Films Synthesized on SiC/Si Substrates. *Physics of the Solid State*, 2018, vol. 60, no. 5, pp. 852–857. DOI: [10.1134/S1063783418050104](https://doi.org/10.1134/S1063783418050104).
 20. Guzilova L.I., Grashchenko A.S., Pechnikov A.I., Maslov V.N., Zavyalov D.V., Abdrakhmanov V.L., Romanov A.E., Nikolaev V.I. Study of β-Ga₂O₃ epitaxial layers and single crystals by nanoindentation technique. *Fizika i mekhanika materialov*, 2016, vol. 29, no. 2, pp. 166–171.
 21. Villora E.G., Arjoca S., Shimamura K., Inomata D., Aoki K. β-Ga₂O₃ and single-crystal phosphors for high-brightness white LEDs and LDs, and β-Ga₂O₃ potential for next generation of power devices. *Oxide-based materials and devices V: Proceedings of SPIE*, 2014, vol. 8987, article number 89871U. DOI: [10.1117/12.2039305](https://doi.org/10.1117/12.2039305).
 22. Pechnikov A.I., Stepanov S.I., Chikiryaka A.V., Scheglov M.P., Odnoblyudov M.A., Nikolaev V.I. Thick α-Ga₂O₃ Layers on Sapphire Substrates Grown by Halide Epitaxy. *Semiconductors*, 2019, vol. 53, no. 6, pp. 780–783. DOI: [10.1134/S1063782619060150](https://doi.org/10.1134/S1063782619060150).
 23. Fischer-Cripps A.C. *Nanoindentation*. New York, Springer Publ., 2011. 282 p. DOI: [10.1007/978-1-4419-9872-9](https://doi.org/10.1007/978-1-4419-9872-9).
 24. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7, no. 6, pp. 1564–1583. DOI: [10.1557/JMR.1992.1564](https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564).
 25. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advanced in understanding and refinements to methodology. *Journal of Material Research*, 2004, vol. 19, no. 1, pp. 3–20. DOI: [10.1557/jmr.2004.19.1.3](https://doi.org/10.1557/jmr.2004.19.1.3).
 26. McSkinin H.J., Andreatch Jr.P., Glynn P. The Elastic Stiffness Moduli of Diamond. *Journal of Applied Physics*, 1972, vol. 43, no. 3, pp. 985–987. DOI: [10.1063/1.1661318](https://doi.org/10.1063/1.1661318).
 27. Ohmura T., Wakeda M. Pop-In Phenomenon as a Fundamental Plasticity Probed by Nanoindentation Technique. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 8, article number 1879. DOI: [10.3390/ma14081879](https://doi.org/10.3390/ma14081879).
 28. Fang X.F., Bishara H., Ding K., Tsybenko H., Porz L., Höfling M., Bruder E., Li Y.W., Dehm G., Durst K. Nanoindentation pop-in in oxides at room temperature: Dislocation activation or crack formation? *Journal of the American ceramic society*, 2021, vol. 104, no. 9, pp. 4728–4741. DOI: [10.1111/jace.17806](https://doi.org/10.1111/jace.17806).
 29. Nikolaev V.I., Chikiryaka A.V., Guzilova L.I., Pechnikov A.I. Microhardness and Crack Resistance of

- Gallium Oxide. *Technical Physics Letters*, 2019, vol. 45, no. 11, pp. 1114–1117. DOI: [10.1134/S1063785019110117](https://doi.org/10.1134/S1063785019110117).
30. Schewski R., Wagner G., Baldini M., Gogova D., Galazka Z., Schulz T., Remmele T., Markurt T., von Wenckstern H., Grundmann M., Bierwagen O., Vogt P., Albrecht M. Epitaxial stabilization of pseudomorphic α -Ga₂O₃ on sapphire (0001). *Applied physics express*, 2015, vol. 8, no. 1, article number 11101. DOI: [10.7567/APEX.8.011101](https://doi.org/10.7567/APEX.8.011101).
 31. He H.Y., Orlando R., Blanco M.A., Pandey R., Amzallag E., Baraille I., Rérat M. First-principles study of the structural, electronic, and optical properties of Ga₂O₃ in its monoclinic and hexagonal phases. *Physical Review B*, 2006, vol. 74, no. 19, article number 195123. DOI: [10.1103/PhysRevB.74.195123](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.74.195123).
 32. Ma Y., Cao L.L., Hang W., Zhang T.H., Yuan J.L. Crystallographic orientation effect on the incipient plasticity and its stochastic behavior of a sapphire single crystal by spherical nanoindentation. *Ceramics International*, 2020, vol. 46, no. 10, pp. 15554–15564. DOI: [10.1016/j.ceramint.2020.03.102](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.102).
 33. Dub S.N., Brazhkin V.V., Novikov N.V., Tolmacheva G.N., Litvin P.M., Lityagina L.M., Dyuzheva T.I. Comparative studies of mechanical properties of stishovite and sapphire single crystals by nanoindentation. *Journal of Superhard Materials*, 2010, vol. 32, no. 6, pp. 406–414. DOI: [10.3103/S1063457610060067](https://doi.org/10.3103/S1063457610060067).
 34. Mao W.G., Shen Y.G., Lu C. Nanoscale elastic–plastic deformation and stress distributions of the C plane of sapphire single crystal during nanoindentation. *Journal of the European Ceramic Society*, 2011, vol. 31, no. 10, pp. 1865–1871. DOI: [10.1016/j.jeurceramsoc.2011.04.012](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.04.012).
 35. Rупpi S., Larsson A., Flink A. Nanoindentation hardness, texture and microstructure of α -Al₂O₃ and κ -Al₂O₃ coatings. *Thin Solid Films*, 2008, vol. 516, no. 18, pp. 5959–5966. DOI: [10.1016/j.tsf.2007.10.078](https://doi.org/10.1016/j.tsf.2007.10.078).
 36. Nowak R., Pessa M., Suganuma M., Leszczynski M., Grzegory I., Porowski S., Yoshida F. Elastic and plastic properties of GaN determined by nano-indentation of bulk crystal. *Applied physics letters*, 1999, vol. 75, no. 14, pp. 2070–2072. DOI: [10.1063/1.124919](https://doi.org/10.1063/1.124919).
 37. Cheng Y.T., Cai D.J., Wang H., Wu J.J., Liu X.S., Zhang G.Y., Yu T.J. Anisotropic Fracture Toughness of Bulk GaN. *Physica status solidi B-basic solid state physics*, 2018, vol. 255, no. 5, article number 1700515. DOI: [10.1002/pssb.201700515](https://doi.org/10.1002/pssb.201700515).
 38. Colemana V.A., Bradby J.E., Jagadish C., Munroe P., Heo Y.W., Pearton S.J., Norton D.P., Inoue M., Yano M. Mechanical properties of ZnO epitaxial layers grown on a- and c-axis sapphire. *Applied Physics Letters*, 2005, vol. 86, no. 20, article number 203105. DOI: [10.1063/1.1929874](https://doi.org/10.1063/1.1929874).
 39. Jian S.R. Mechanical responses of single-crystal ZnO. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, vol. 494, no. 1-2, pp. 214–218. DOI: [10.1016/j.jallcom.2009.11.142](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.11.142).
 40. Ma Y., Huang X.W., Song Y.X., Hang W., Zhang T.H. Room-Temperature Creep Behavior and Activation Volume of Dislocation Nucleation in a LiTaO₃ Single Crystal by Nanoindentation. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 10, article number 1683. DOI: [10.3390/ma12101683](https://doi.org/10.3390/ma12101683).

The study of mechanical deformation resistance of α -Ga₂O₃ epitaxial layers using the nanoindentation technique

© 2021

*Lyubov I. Guzilova**^{1,3}, acting junior researcher

Aleksandr S. Grashchenko^{2,4}, junior researcher

Vladimir I. Nikolaev^{1,5}, PhD (Physics and Mathematics), Head of Laboratory, leading researcher

¹*Ioffe Institute, St. Petersburg (Russia)*

²*Institute of Problems of Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences, St. Petersburg (Russia)*

*E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4205-3226>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4746-4238>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5630-0833>

Abstract: Gallium oxide (Ga₂O₃) is a wide-bandgap semiconducting material with an bandgap $E_g=4.8\text{--}5.0$ eV, high thermal conductivity ($\lambda\sim 10.9\text{--}27.0$ W/(m·K)), and radiation and chemical resistance. Its energy gap width and conductivity allow in the future using the material in the structures of power electronic devices and optoelectronic devices to increase their energy performance, i.e. to decrease heating and increase productive capacity. Radiation resistance, high breakdown field, and optical asymmetry of Ga₂O₃ make it attractive for application when designing UV-photodetector and space systems. The electrical and optical properties of Ga₂O₃ are amply studied, but there are no systematic data on its physical and mechanical properties (hardness, Young's modulus, and crack resistance). The paper investigated the deformation in α -Ga₂O₃ epitaxial layers during nanoindentation. For indentation, the authors used NanoTest (Micro Materials Ltd.) hardness meter. The surface (0001) of α -Ga₂O₃ crystalline layers produced in the process of hydride vapour phase epitaxy on sapphire (Al₂O₃) substrates with basic (0001) orientation was investigated. For the first time, the authors experimentally obtained the values of α -Ga₂O₃ hardness and Young's modulus using the Oliver-Farr method. The dependences of the indentation load on the penetration depth demonstrated the deviation from linearity, including stress relaxation coming from the pop-in effect. The average values of nanohardness H and Young's modulus E were 17 and 281 GPa, respectively. The obtained H and E values demonstrate higher characteristics compared to the formerly studied β -Ga₂O₃ epitaxial layers. This discrepancy can be explained by the more close-packed arrangement of the α -Ga₂O₃ corundum structure than one of

monoclinic β -Ga₂O₃. The study shows that α -Ga₂O₃ leaves the majority of semiconducting materials behind in its mechanical properties conceding only to gallium nitride (GaN) and sapphire (Al₂O₃).

Keywords: gallium oxide; epitaxial layers; α -Ga₂O₃ epitaxial layers; α -Ga₂O₃; nanoindentation; mechanical properties; pop-in effect.

Acknowledgments: L.I. Guzilova and V.I. Nikolaev performed their part of the work within the topic “The Fundamental Problems of Physics and Chemistry of Nanostructured and Nanocomposite Materials and Instrumental Structures, Physical Properties of Single-Crystalline and Disordered Materials” of the government assignment No. 0040-2014-0007. A.S. Grashchenko carried out his part of the work within the government assignment to the FSUE Institute of Problems of Mechanical Engineering of RAS No. AAAA-A18-118012790011-3.

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

For citation: Guzilova L.I., Grashchenko A.S., Nikolaev V.I. The study of mechanical deformation resistance of α -Ga₂O₃ epitaxial layers using the nanoindentation technique. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 7–16. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-7-16.

Влияние метода и температуры ионно-плазменной обработки на физико-механические свойства поверхностных слоев в аустенитной нержавеющей стали

© 2021

Загibalова Елена Андреевна^{*1,2,3}, инженер, студент
Москвина Валентина Александровна^{1,4}, младший научный сотрудник, аспирант
Майер Галина Геннадьевна^{1,5}, кандидат физико-математических наук,
научный сотрудник

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)

*E-mail: zagibalova-lena99@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2079-7198>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

Аннотация: Перспективным методом повышения поверхностной прочности и износостойкости деталей и конструкций, выполненных из аустенитных нержавеющей сталей, является ионно-плазменное насыщение атомами внедрения (азотом или углеродом). В работе рассмотрено влияние метода и температуры ионно-плазменной обработки на фазовый состав, толщину и прочностные свойства (микротвердость) поверхностных слоев в образцах аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3. Стальные образцы с крупнозернистой структурой азотировали в плазме дугового и тлеющего разрядов при различных температурах (400, 550 и 700 °С). Независимо от температуры и метода обработки ионно-плазменное азотирование приводит к формированию упрочненных поверхностных слоев в стальных образцах. При этом толщина и фазовый состав упрочненного слоя зависят как от метода, так и от температуры обработки. Насыщение поверхности образцов азотом в тлеющем разряде при температуре 400 °С способствует формированию тонкого S-фазы (пересыщенного азотом аустенита, толщина слоя 4 мкм). При той же температуре обработки в плазме дугового разряда происходит формирование гетерофазного (Fe- γ_N , Fe₄N, CrN и Fe- α) поверхностного слоя существенно большей толщины (40–45 мкм). Независимо от метода обработки насыщение поверхности стальных образцов при температурах 550 и 700 °С сопровождается формированием толстых гетерофазных упрочненных слоев (40–60 мкм). При этом режим обработки слабо влияет на фазовый состав таких слоев, но существенным образом воздействует на соотношение объемного содержания фаз. В образцах, подвергнутых ионно-плазменной обработке по разным режимам, профиль распределения микротвердости всегда имеет три характерные зоны: композиционный слой (или S-фаза при ионно-плазменной обработке в тлеющем разряде при $T_a=400$ °С), диффузионная зона и матрица. С повышением температуры насыщения толщина переходной диффузионной зоны возрастает независимо от метода ионно-плазменной обработки.

Ключевые слова: аустенитная нержавеющая сталь; 01X17H13M3; ионно-плазменное азотирование; тлеющий разряд; дуговой разряд; азотированный слой; S-фаза; нитриды; рентгенофазовый анализ; микротвердость.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта 20-38-70031.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Авторы благодарны д. ф.-м. н. Е.Г. Астафуровой, к. ф.-м. н. С.В. Астафурову, М.Ю. Панченко и К.А. Реуновой за помощь в проведении экспериментальных работ и полезные дискуссии, а также д. т. н. К.Н. Рамазанову, А.А. Николаеву, Р.С. Есипову за помощь с ионно-плазменной обработкой образцов (г. Уфа).

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

Для цитирования: Загibalова Е.А., Москвина В.А., Майер Г.Г. Влияние метода и температуры ионно-плазменной обработки на физико-механические свойства поверхностных слоев в аустенитной нержавеющей стали // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 17–26. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-17-26.

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющей стали (АНС) используются в химической, аэрокосмической, нефтегазовой промышленности, а также в судостроении и машиностроении из-за их высокой коррозионной стойкости в агрессивных средах, формуемости, свариваемости и пластичности при низких и высоких температурах эксплуатации. При всех вышеперечисленных достоинствах у АНС низкие износостойкость, поверхностная твер-

дость ($HV_{200} \approx 2$ ГПа) и прочность (предел текучести 200–300 МПа, предел прочности 500–700 МПа, состояние закалки) [1–3]. Это ограничивает область применения АНС там, где в условиях воздействия агрессивных сред необходимы высокие трибологические или прочностные характеристики деталей или конструкций. Аустенитные нержавеющей стали не упрочняются стандартными термообработками, и для повышения их прочностных свойств используют легирование, пластическую деформацию в совокупности с термической обработкой,

физическое или химическое осаждение покрытий, плазменное напыление и т. д. [4]. Одним из эффективных способов повышения прочностных и трибологических характеристик является ионно-плазменное насыщение поверхностного слоя деталей атомами внедрения (азотом и углеродом) – азотирование, или цементация [5; 6]. Существует несколько методов ионно-плазменной обработки (ИПО), отличающихся как по способу получения плазмы, так и по интенсивности воздействия [7]. Среди них распространены ИПО в тлеющем и дуговом разрядах [8], рассматриваемые в данной работе, а также ионно-лучевая имплантация [9], плазменная иммерсионная ионная имплантация [9] и т. д. В работе были выбраны два метода ИПО: в тлеющем разряде – из-за стабильности процесса насыщения – и в дуговом разряде – в связи с высокой интенсивностью обработки [10].

С другой стороны, помимо выбора метода ИПО, технологические параметры обработки, такие как температура, состав газа, давление, продолжительность насыщения, тоже оказывают влияние на механические свойства обрабатываемых сталей. Изменение параметров обработки может привести к интенсификации процесса, изменению фазового состава, твердости и толщины модифицированных слоев. Например, в [11; 12] описано изменение свойств азотированных слоев в зависимости от давления в рабочей камере в процессе обработки, а в [13] установлена зависимость фазового состава и толщины модифицированного слоя от температуры ИПО. Так, при повышении температуры обработки стали AISI 202 от 380 до 500 °C толщина модифицированного слоя значительно увеличивается – от 3,4 до 59,5 мкм, а также происходит изменение его фазового состава [13].

Азотирование в плазме в зависимости от температуры обработки подразделяют на низкотемпературное ($T_a < 600$ °C) и высокотемпературное ($T_a > 600$ °C) [14]. Однако обработка при температурах, обычно используемых при азотировании низколегированных сталей ($T_a \geq 500$ °C), приводит к существенному снижению их коррозионной стойкости, вызванному выделением нитрида хрома и феррита в поверхностном слое обрабатываемого материала [5; 15]. При понижении температуры обработки ($T_a < 450$ °C) наблюдается образование метастабильной фазы пересыщенного азотом аустенита, которая в литературных источниках называется S-фаза, или expanded austenite. Она сочетает высокую твердость и коррозионную стойкость, так как образование нитридов в стали при этой температуре обработки не происходит [5; 6; 16]. Даже небольшое повышение температуры азотирования ($T_a = 450–500$ °C) приводит к образованию CrN и Fe- α в поверхностном слое АНС [6; 13].

Если опираться на исследования [17; 18], то наличие водорода в составе рабочего газа положительно влияет на процесс азотирования. Добавление водорода способствует дополнительному повышению твердости и увеличению толщины азотированного слоя за счет уменьшения образования оксидов на поверхности и увеличения плотности активных частиц в азотирующей плазме [17–19]. В работе [20] провели серию экспериментов по азотированию с изменением концентрации водорода в составе насыщающей газовой среды от 5 до 75 %.

Полученные данные сравнивали с обработкой в среде чистого азота, в результате чего был сделан вывод о том, что максимальная толщина азотированного слоя достигается при содержании водорода ~15 %. В [20] было показано, что при концентрации водорода 5–50 % в составе насыщающего газа наблюдается повышение эффективности азотирования – увеличение толщины азотированного слоя с увеличением концентрации водорода в плазме. Результаты оптической спектроскопии позволили авторам предположить, что эффективность азотирования повышается не за счет увеличения образования активных частиц в плазме при добавлении водорода >10 % к азоту (N_2), а вследствие взаимодействия атомов и молекул водорода с азотом на поверхности обрабатываемой стали при добавлении 15–50 % водорода в состав газовой смеси. При этом толщина обработанного слоя при содержании водорода 75 % меньше, чем толщина слоя, полученная в процессе обработки в среде чистого азота. Важно, что при более высокой концентрации водорода не происходит улучшения коррозионной стойкости модифицированного слоя [20]. В работе [19] авторы также показали, что изменение концентраций азота и водорода в составе рабочего газа приводит к изменению толщины азотированных слоев. При этом наибольшая толщина упрочненного слоя была получена при 80 об.% N_2 и составляла 31,6 мкм, тогда как при 20 об.% N_2 толщина азотированного слоя достигала всего лишь 3,6 мкм [19]. В исследовании [21] авторы одновременно использовали твердотельный источник углерода для генерации высокорекреационных технологических газов непосредственно в плазме активного экрана и ступенчатое добавление водорода к азоту в диапазоне от 0 до 100 % N_2 . В 100 % водородной плазме (0 % N_2) наиболее высокой была концентрация CH_4 и C_2H_2 и в поверхностном слое образовывался легированный углеродом аустенит. Примесь N_2 к водороду значительно увеличивает концентрацию HCN и NH_3 . В результате образовалась дуплексная структура из легированного азотом и легированного углеродом аустенита. Эффективность ионно-плазменной обработки образцов стали AISI 316L была показана в работе [22] (75% N_2 –25% H_2 , $T = 400–520$ °C). Так, после их насыщения наблюдалось значительное повышение коррозионной стойкости и твердости (1196 HV) АНС. В [23] показано, что при одинаковых условиях ионно-плазменного азотирования состав рабочего газа N_2+H_2 является более эффективным, нежели $Ar+N_2$, хотя при добавлении аргона к азоту наблюдается активное удаление оксидной пленки с поверхности исходной аустенитной нержавеющей стали.

Несмотря на то, что вышеупомянутые исследования указывают на положительный эффект влияния водорода при азотировании, исследования, где сравнивается влияние методов ионно-плазменного азотирования при одинаковой концентрации водорода в рабочем газе и при изменении температуры обработки на фазовый состав и свойства азотированного слоя, отсутствуют.

Цель работы – установление влияния температуры (400÷700 °C) ионно-плазменного азотирования в тлеющем и дуговом разрядах на фазовый состав, структуру и микротвердость упрочненных поверхностных слоев, сформированных в образцах аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования была выбрана стабильная аустенитная нержавеющая сталь (АНС) марки 01X17H13M3 (Fe-17Cr-13Ni-1,7Mn-2,7Mo-0,5Si-0,01C, масс. %). Гомогенизированные литые заготовки подвергались следующей термомеханической обработке: многоходовая плоская прокатка при комнатной температуре до степени осадки 40 % с последующей выдержкой в среде инертного газа при температуре 1050 °С в течение 5 ч и охлаждением в воду. Далее из заготовок были вырезаны образцы в виде лопаток с размерами рабочей части 1,25×2,7×18 мм. Для формирования упрочненных поверхностных слоев были проведены обработки с использованием двух методов ионно-плазменной обработки – в тлеющем и дуговом разрядах. Параметры режимов ИПО указаны в таблице 1.

ИПО стальных образцов в тлеющем разряде осуществлялась на модернизированной установке ЭЛУ-5. Обработка в дуговом разряде проводилась на установке ПИНК. Установка с плазменным источником по сравнению с ЭЛУ-5 имеет низкое напряжение горения и позволяет сократить время обработки в 4–6 раз при достижении тех же значений твердости упрочненного слоя [10]. Для очищения и активации поверхности образцов АНС на протяжении 20 мин было проведено катодное распыление в среде аргона при напряжении 1 кВ. После ионного распыления производился напуск рабочего газа – смеси азота и водорода N₂(70 %)+H₂(30 %). Концентрация водорода 30 % в составе газовой смеси была выбрана на основе экспериментальных результатов, полученных в работе [24]. После ИПО образцы в течение 1 ч охлаждались в вакуумной камере. Образцы после насыщения были механически отшлифованы, отполированы и электрохимически протравлены в 10%-м водном растворе щавелевой кислоты.

Металлографический анализ поверхностей образцов в поперечном сечении проводили на световом микроскопе Altamі 1С. Аттестация ориентации зерен и границ зерен осуществлялась с помощью дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ, сканирующий электронный микроскоп Quanta 200 3D, СЭМ). Рентгенофазовый анализ образцов до и после ИПО проводил-

ся на дифрактометре ДРОН-7 с Co-Kα излучением. Профили распределения микротвердости по глубине в поперечном сечении ИПО-образцов измеряли методом Виккерса (Duramin 5) с нагрузкой на индентор 50 г.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Предварительная термомеханическая обработка стальных образцов привела к формированию равноосной крупнокристаллической аустенитной структуры со средним размером зерна 54,7 мкм. По результатам ДОЭ анализа аустенитная структура в стали не текстурирована. Микротвердость образцов после термомеханической обработки составляет 2,2 ГПа.

На рис. 1 представлены рентгенограммы, полученные для образцов стали 01X17H13M3, в зависимости от температуры ионно-плазменной обработки в тлеющем (рис. 1 а) и дуговом (рис. 1 б) разрядах. Рентгенофазовый анализ исходных образцов показал наличие линий только от аустенита Fe-γ с параметром кристаллической решетки $a=3,600\pm 0,001$ Å, т. е. в процессе предварительной термомеханической обработки в АНС не происходило фазовых превращений. Рентгенофазовый анализ свидетельствует о том, что ионно-плазменная обработка при температуре 400 °С приводит к образованию в поверхностном слое пересыщенного однофазного твердого раствора азота в аустените – S-фазы с ГЦК кристаллической решеткой. S-фаза имеет характерные взаимные смещения рентгеновских линий, что происходит за счет микронапряжений и дефектов упаковки, вызванных растворением большого количества азота в аустенитной структуре. Из-за изменения параметра решетки аустенита при ИПО происходит снижение интенсивности, уширение и смещение пиков легированного атомами азота аустенита по отношению к исходным положениям аустенитных пиков. Параметр кристаллической решетки для S-фазы увеличивается по сравнению с данными для исходной аустенитной фазы и составляет $a_s=3,822-4,235$ Å ($a_\gamma=3,603\pm 0,001$ Å). При повышении температуры ионно-плазменного азотирования в тлеющем разряде на 150 °С наблюдается изменение вида рентгенограммы. В поверхностном

Таблица 1. Параметры режимов обработки образцов стали 01X17H13M3
Table 1. Treatment modes parameters of FeCrNiMoC steel specimens

Установка и тип разряда (метод ИПО)	*ЭЛУ-5, тлеющий разряд			**ПИНК, дуговой разряд		
	400±10	550±10	700±10	400±10	550±10	700±10
Температура, °С	400±10	550±10	700±10	400±10	550±10	700±10
Давление газа, Па	300			0,63	0,61	0,58
Напряжение, В	470			510	600	650
Ток разряда, А	2			55	70	50
Время обработки, ч	12			3		
Состав рабочего газа	N ₂ (70%) + H ₂ (30%)					

* Модернизированная электронно-лучевая установка.

** Плазменный источник с накалимым катодом.

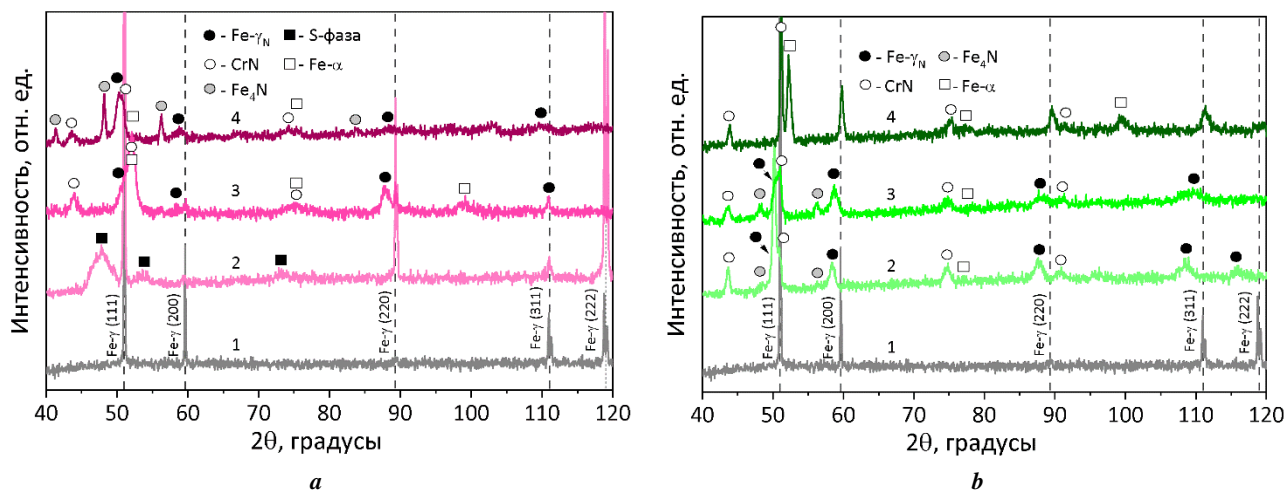


Рис. 1. Влияние температуры ионно-плазменной обработки в тлеющем (а) и дуговом (b) разрядах на вид рентгенограмм, полученных для образцов 01X17H13M3. 1 – исходное состояние до ИПО, 2 – после ИПО при 400 °С, 3 – после ИПО при 550 °С, 4 – после ИПО при 700 °С

Fig. 1. The influence of temperature of ion-plasma treatment in glow (a) and arc (b) discharges on the appearance of X-ray patterns produced for FeCrNiMoC steel specimens. 1 – the initial state before IPT, 2 – after IPT at 400 °C, 3 – after IPT at 550 °C, 4 – after IPT at 700 °C

слое образцов происходит распад S -фазы с образованием легированного азотом аустенита $Fe-\gamma_N$ ($a_{Fe-\gamma_N}=3,642\pm\pm 0,067$ Å), нитрида хрома CrN ($a_{CrN}=4,136\pm 0,084$ Å) и ОЦК-железа $Fe-\alpha$ ($a_{Fe-\alpha}=2,903\pm 0,052$ Å) (рис. 1 а). После ионно-плазменной обработки в тлеющем разряде при температуре 700 °С на рентгенограмме наблюдаются линии от легированного азотом аустенита $Fe-\gamma_N$, фазы нитрида железа Fe_4N ($a_{Fe_4N}=3,790\pm 0,001$ Å), нитрида хрома CrN и $Fe-\alpha$.

В результате ИПО в плазме дугового разряда при 400 °С S -фаза в поверхностном слое образцов АНС не образуется, как в случае ИПО в тлеющем разряде. Поверхностный слой после такой обработки гетерофазный, он состоит из фаз $Fe-\gamma_N$, Fe_4N , CrN и $Fe-\alpha$. С повышением температуры ИПО до 550 °С фазовый состав поверхностного слоя образцов не изменяется, но происходит изменение интенсивности рентгеновских линий, что указывает на изменение соотношения объемного содержания фаз. После ИПО при 700 °С на рентгенограммах наблюдаются сильные линии от фаз CrN и $Fe-\alpha$ и безазотного аустенита, что свидетельствует о полном распаде легированной азотом S -фазы.

На рис. 2 показаны оптические изображения микроструктуры упрочненных слоев, сформированных в аустенитной нержавеющей стали при ионно-плазменной обработке в тлеющем и дуговом разрядах при различных температурах. Установлено, что ИПО при 400 °С в тлеющем разряде способствует формированию слоя толщиной 4 мкм. Несмотря на то, что в состав рабочего газа входил водород, который способствует более интенсивному проникновению азота в сталь при ионно-плазменной обработке, азотированный при 400 °С упрочненный слой тонкий. Граница между слоем S -фазы и матрицей резкая, без видимой диффузионной зоны. При повышении температуры обработки на 150 °С наблюдалось значительное увеличение толщины поверхностного слоя до 50–60 мкм и усиление его травимости, что вызвано распадом S -фазы. Между гетерофазным

поверхностным слоем и матрицей образца есть диффузионная зона (слабой травимости), указывающая на равномерное понижение концентрации атомов внедрения по направлению от поверхностного слоя вглубь образца. При дальнейшем повышении температуры (700 °С) толщина слоя увеличилась до 60–70 мкм. В результате обработки по этому режиму между упрочненным слоем и матрицей образовалась резкая граница. Стоит отметить, что полученный гетерофазный слой имеет неоднородную микроструктуру и большое количество трещин.

В случае ИПО в плазме дугового разряда образуются достаточно глубокие слои с резкой границей раздела между матрицей и упрочненным слоем для всех температур. Формирование резкого перехода от поверхностного слоя к матрице нежелательно с точки зрения практического применения упрочненных материалов, так как при эксплуатации деталей это может привести к скалыванию поверхностного слоя. При обработке при 400 °С формируется гетерофазный слой толщиной 50–55 мкм с неоднородной структурой. ИПО при температурах 550 и 700 °С способствует образованию композиционных слоев толщиной 35–45 мкм, также содержащих микродефекты.

Профили микротвердости, представленные на рис. 3, свидетельствуют о различном влиянии методов и температуры ИПО на прочностные свойства образцов АНС. Независимо от метода ИПО и температуры обработки все профили распределения микротвердости по глубине образцов можно разделить на три характерных участка: поверхностный упрочненный слой, диффузионная зона и матрица (исходный аустенит). Результаты измерения микротвердости по толщине упрочненных слоев хорошо согласуются с результатами микроструктурных исследований (рис. 2).

Поверхностный слой в образцах, подвергнутых ИПО в тлеющем разряде при 400 °С, имеет высокую микротвердость – 10,5 ГПа (рис. 4). Микротвердость

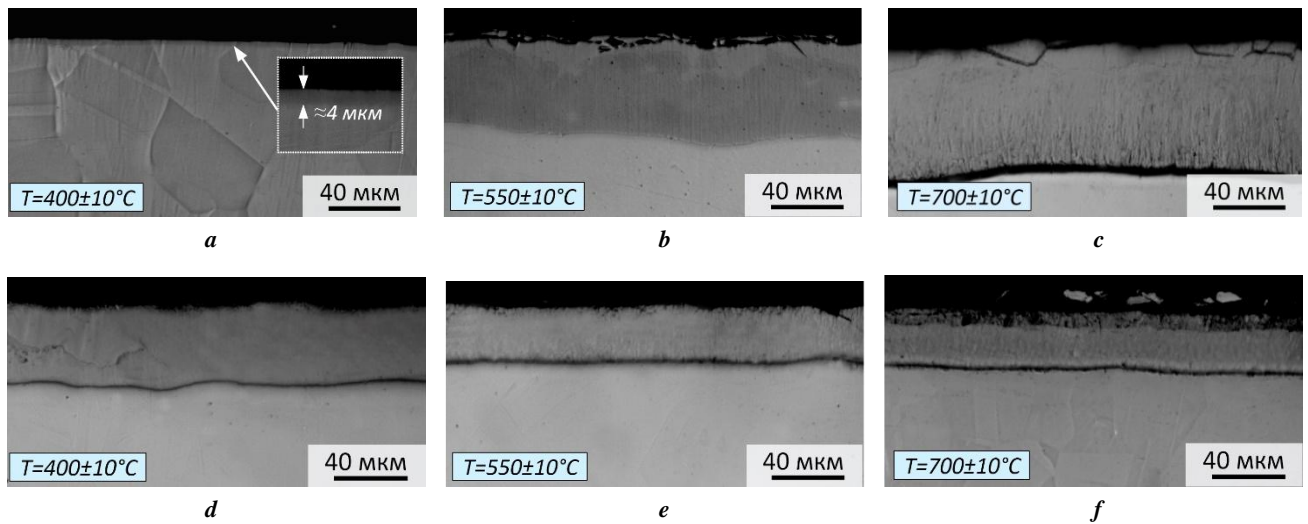


Рис. 2. Микроструктура упрочненных слоев в образцах стали 01X17H13M3, подвергнутых ионно-плазменной обработке в тлеющем (a, b, c) и дуговом (d, e, f) разрядах при температурах 400 (a, d), 550 (b, e) и 700 °C (c, f)
Fig. 2. The microstructure of hardened layers in the FeCrNiMoC steel specimens under the IPT in the glow (a, b, c) and arc (d, e, f) discharges at temperatures of 400 (a, d), 550 (b, e), and 700 °C (c, f)

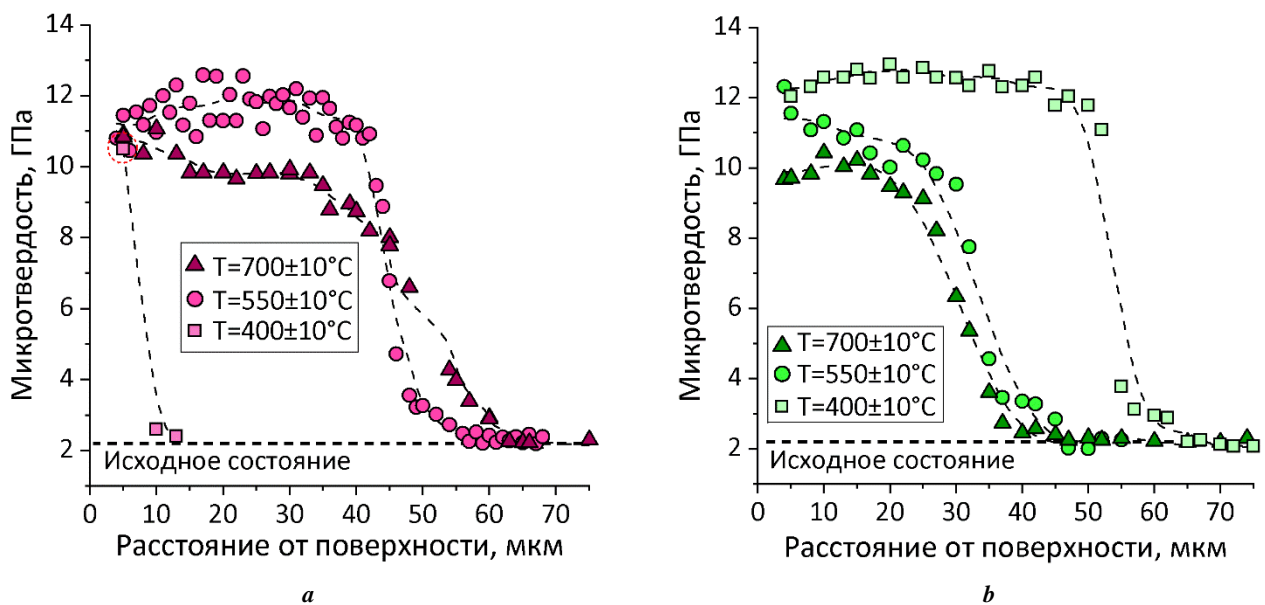


Рис. 3. Профили распределения микротвердости по глубине упрочненных слоев в образцах стали 01X17H13M3, подвергнутых ионно-плазменной обработке в тлеющем (a) и дуговом (b) разрядах при разных температурах
Fig. 3. Profiles of microhardness distribution in depth of hardened layers in the FeCrNiMoC steel specimens IPT-treated in the glow (a) and arc (b) discharges at different temperatures

резко снижается при переходе от упрочненного слоя к матрице из-за отсутствия протяженной диффузионной зоны (рис. 4 а). При повышении температуры ИПО на 150 °C наблюдается упрочненный слой глубиной 40–43 мкм с однородным распределением значений микротвердости ($\approx 11\text{--}12$ ГПа), который переходит в диффузионную зону с постепенным уменьшением значений микротвердости до 2,2 ГПа на глубине 50–55 мкм (рис. 4 б), соответствующих исходному состоянию образца (аустенитной матрице). Обработка в тлеющем разряде при 700 °C приводит к плавному уменьшению значений

микротвердости от поверхности образца (11,1 ГПа) к матрице (рис. 4 с).

На профиле ИПО-образца, обработанного при 400 °C в плазме дугового разряда (рис. 4 d), распределение микротвердости в поверхностном композиционном слое однородное (≈ 12 ГПа), а при достижении ≈ 50 мкм от поверхности образца наблюдается резкое снижение микротвердости. Повышение температуры обработки в плазме дугового разряда на 150 °C приводит к уменьшению как толщины слоя, так и его микротвердости до 10–11 ГПа. Ширина диффузионной зоны

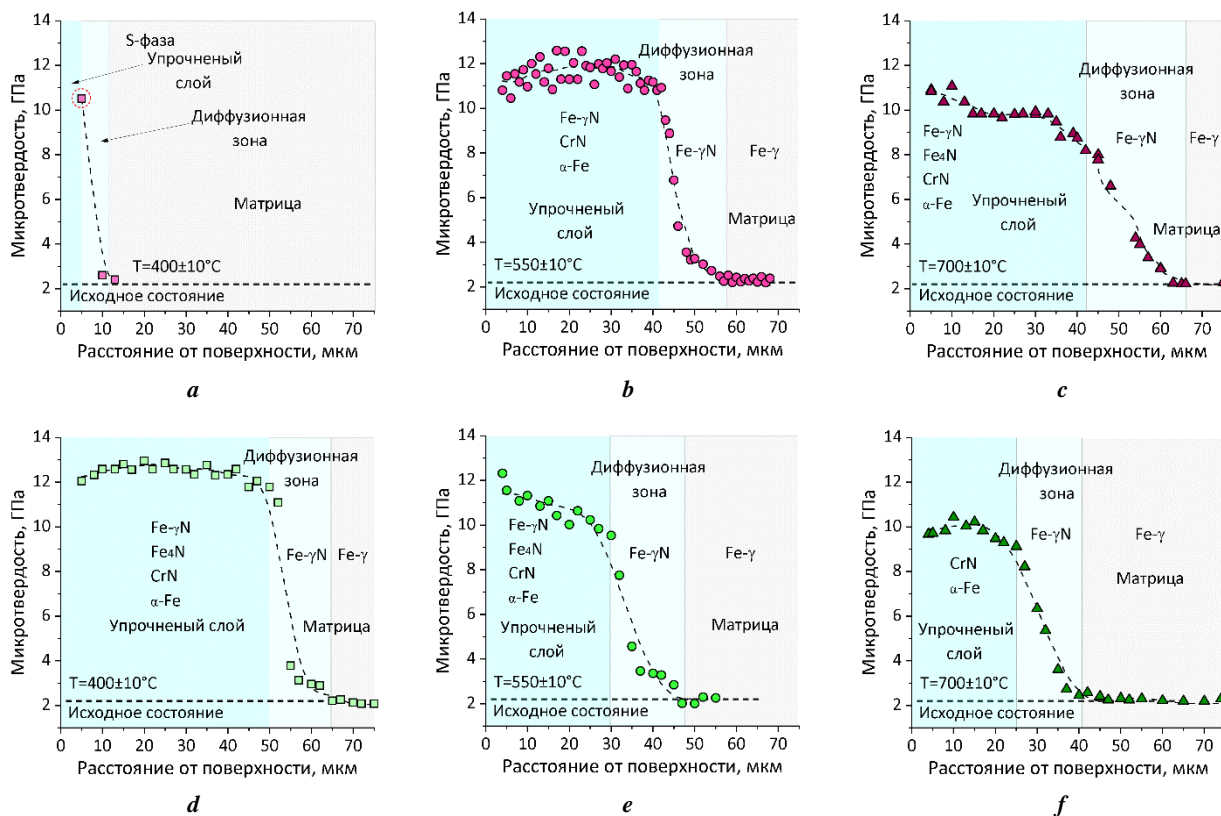


Рис. 4. Профили распределения микротвердости по глубине упроченных слоев в образцах стали 01X17H13M, подвергнутых ионно-плазменной обработке в тлеющем (a, b, c) и дуговом (d, e, f) разрядах при температурах 400 (a, d), 550 (b, e) и 700 °C (c, f)

Fig. 4. Profiles of microhardness distribution in depth of hardened layers in the FeCrNiMoC steel specimens IPT-treated in the glow (a, b, c) and arc (d, e, f) discharges at the temperatures of 400 (a, d), 550 (b, e), and 700 °C (c, f)

незначительно увеличивается по сравнению с протяженностью диффузионной зоны для образца, модифицированного в плазме дугового разряда при 400 °C (рис. 4 e). При повышении температуры обработки в дуговом разряде до 700 °C наблюдается плавный переход от упроченной поверхности (10,1 ГПа) к матрице (рис. 4 f), но значения микротвердости в поверхностном слое самые низкие из полученных при выбранных режимах обработки. Профили распределения значений микротвердости по глубине адекватно отражают наблюдаемые изменения микроструктуры образцов, при этом области с высокими значениями микротвердости совпадают с измеренными толщинами гетерофазных слоев в образцах после ИПО в дуговом разряде (рис. 2, рис. 4).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Выбор метода ИПО оказывает существенное влияние на фазовый состав и толщину азотированного слоя в образцах АНС. Так, ИПО при 400 °C с использованием двух разных методов приводит к формированию поверхностных слоев с разными характеристиками. Обработка в тлеющем разряде позволяет сформировать в упроченном слое S-фазу, что не удастся осуществить при применении дугового разряда даже при меньшей продолжительности обработки. По-видимому, это свя-

зано с тем, что интенсивность ИПО в плазме дугового разряда больше, чем при обработке в тлеющем разряде [10]. При этом микротвердость слоя S-фазы с твердорастворным упрочением ниже, чем микротвердость слоя, сформированного в дуговом разряде при той же температуре. Это обусловлено эффектом твердорастворного упрочения и дисперсионного твердения в поверхностном гетерофазном слое. В отличие от обработки в дуговом разряде, добавление водорода при обработке в тлеющем разряде при 400 °C не оказало значительного влияния на глубину проникновения азота, толщина слоя S-фазы составила ~4 мкм (против композиционного слоя толщиной 55 мкм после обработки в плазме дугового разряда). По-видимому, присутствие водорода в составе газовой смеси обеспечивает более глубокое проникновение азота в поверхностный слой при условии одновременного распада S-фазы в процессе обработки. При повышении температуры обработки, несмотря на формирование гетерофазной структуры в модифицированных слоях, видимого эффекта влияния способа обработки на толщины формируемого слоя не выявлено.

Повышение температуры обработки в плазме дугового разряда способствует уменьшению толщины упроченного слоя, то есть транспорт атомов азота и водорода замедляется при повышении температуры, несмотря на увеличение их диффузионной подвижности.

Это может быть вызвано более активным развитием фазовых превращений при более высокой температуре обработки, так что формируемые при этом фазы и многочисленные межфазные границы выступают уже как «ловушки» для атомов внедрения. Результаты исследования показывают, что необходимо оптимально подбирать режим ионно-плазменной обработки, в том числе и метод ИПО, для получения необходимых результатов.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Исследованы фазовый состав, структура и микротвердость азотированных слоев в образцах АНС 01X17H13M3, сформированных при ионно-плазменной обработке в дуговом и тлеющем разрядах при различных температурах. Независимо от метода и температуры обработки ионно-плазменное насыщение в смеси газов $N_2(70\%) + H_2(30\%)$ способствует формированию упрочненных поверхностных слоев в образцах. Метод ионно-плазменной обработки (тлеющий или дуговой разряд), температура и наличие водорода в рабочем газе значительно влияют на свойства и фазовый состав поверхностных азотированных слоев.

Ионно-плазменная обработка в тлеющем разряде при 400 °С приводит к формированию поверхностного однофазного слоя из *S*-фазы толщиной ≈ 4 мкм. При такой поверхностной обработке добавление водорода к азоту не влияет на увеличение толщины слоя, а между упрочненным слоем и матрицей образуется резкая граница. Высокая интенсивность процесса ионно-плазменного азотирования в плазме дугового разряда не позволяет сформировать *S*-фазу даже при 400 °С, легированный азотом аустенит распадается с образованием нитридов хрома и железа и остаточного аустенита. Независимо от метода ионно-плазменной обработки увеличение температуры азотирования до 550 и 700 °С способствует увеличению толщины азотированного слоя в десятки раз, но сопровождается распадом *S*-фазы и образованием гетерофазного слоя, состоящего из смеси фаз $Fe-\gamma_N$, Fe_4N , CrN и $Fe-\alpha$. Между поверхностным слоем и аустенитной матрицей формируется диффузионная зона, которая обеспечивает плавное снижение значений микротвердости. При азотировании в тлеющем разряде толщина диффузионной зоны увеличивается с повышением температуры обработки. При ионно-плазменной обработке в плазме дугового разряда толщина поверхностного гетерофазного слоя уменьшается с повышением температуры с 400 до 700 °С, в то время как толщина диффузионного подслоя не изменяется.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2009. Vol. 65. № 4-6. P. 39–104. DOI: [10.1016/j.mser.2009.03.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001).
- Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Раточка И.В., Мишин И.П., Майер Г.Г., Москвина В.А., Захаров Г.Н., Смирнов А.И., Батаев В.А. Закономерности водородного охрупчивания аустенитных нержавеющей сталей с ультрамелкозернистой структурой разной морфологии // *Физическая мезомеханика*. 2018. Т. 21. № 2. С. 103–117. DOI: [10.24411/1683-805X-2018-12011](https://doi.org/10.24411/1683-805X-2018-12011).
- Astafurov S.V., Maier G.G., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Astafurova E.G. The strain-rate dependence of the Hall-Petch effect in two austenitic stainless steels with different stacking fault energies // *Materials Science and Engineering A*. 2019. Vol. 756. P. 365–372. DOI: [10.1016/j.msea.2019.04.076](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.076).
- Gardner L. Stability and design of stainless steel structures – Review and outlook // *Thin-Walled Structures*. 2019. Vol. 141. P. 208–216. DOI: [10.1016/j.tws.2019.04.019](https://doi.org/10.1016/j.tws.2019.04.019).
- Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 2. Article number 187. DOI: [10.3390/met10020187](https://doi.org/10.3390/met10020187).
- Che H.L., Tong S., Wang K.S., Lei M.K., Somers M.A.J. Co-existence of $\gamma'N$ phase and γN phases on nitrated austenitic Fe-Cr-Ni alloys-I. Experiment // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 177. P. 35–45. DOI: [10.1016/j.actamat.2019.07.019](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.07.019).
- Li Y., Wang Z., Wang L. Surface properties of nitrated layer on AISI 316L austenitic stainless steel produced by high temperature plasma nitriding in short time // *Applied Surface Science*. 2014. Vol. 298. P. 243–250. DOI: [10.1016/j.apsusc.2014.01.177](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.01.177).
- Randall N.X., Renevier N., Michel H., Collignon P. Correlation between processing parameters and mechanical properties as a function of substrate polarisation and depth in a nitrated 316 L stainless steel using nanoindentation and scanning force microscopy // *Vacuum*. 1997. Vol. 48. № 10. P. 849–855. DOI: [10.1016/S0042-207X\(97\)00084-5](https://doi.org/10.1016/S0042-207X(97)00084-5).
- Wei R., Vajo J.J., Matossian J.N., Wilbur P.J., Davis J.A., Williamson D.L., Collins G.A. A comparative study of beam ion implantation, plasma ion implantation and nitriding of AISI 304 stainless steel // *Surface and Coatings Technology*. 1996. Vol. 83. № 1-3. P. 235–242. DOI: [10.1016/0257-8972\(95\)02825-0](https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02825-0).
- Хусаинов Ю.Г., Рамазанов К.Н., Есипов Р.С., Исяндалетова Г.Б. Влияние водорода на процесс ионного азотирования аустенитной стали 12X18H10T // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2017. Т. 21. № 2. С. 24–29.
- De Sousa R.R.M., De Araújo F.O., Gontijo L.C., Da Costa J.A.P., Nascimento I.O., Alves Jr.C. Cathodic cage plasma nitriding of austenitic stainless steel (AISI 316): influence of the working pressure on the nitrated layers properties // *Materials Research*. 2014. Vol. 17. № 2. P. 427–433. DOI: [10.1590/S1516-14392013005000197](https://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000197).
- Singh V., Marchev K., Cooper C.V., Meletis E.I. Intensified plasma-assisted nitriding of AISI 316L stainless steel // *Surface and Coatings Technology*. 2002. Vol. 160. № 2-3. P. 249–258. DOI: [10.1016/S0257-8972\(02\)00403-6](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00403-6).
- Borgioli F., Fossati A., Matassini G., Galvanetto E., Bacci T. Low temperature glow-discharge nitriding of a low nickel austenitic stainless steel // *Surface and Coatings Technology*. 2010. Vol. 204. № 21-22. P. 3410–3417. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2010.04.004](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.04.004).

14. Лактин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г.-И., Бемер З. Теория и технология азотирования. М.: Металлургия, 1991. 318 с.
15. Borgioli F., Fossati A., Galvanetto E., Bacci T. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment temperature // *Surface and Coatings Technology*. 2005. Vol. 200. № 7. P. 2474–2480. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2004.07.110](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.07.110).
16. Tao X., Liu X., Matthews A., Leyland A. The influence of stacking fault energy on plasticity mechanisms in triode-plasma nitrided austenitic stainless steels: implications for the structure and stability of nitrogen-expanded austenite // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 164. P. 60–75. DOI: [10.1016/j.actamat.2018.10.019](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.10.019).
17. Camps E., Becerril F., Muhl S., Alvarez-Fregoso O., Village M. Microwave plasma characteristics in steel nitriding process // *Thin Solid Films*. 2000. Vol. 373. № 1-2. P. 293–298. DOI: [10.1016/S0040-6090\(00\)01110-X](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(00)01110-X).
18. Figueroa C.A., Wisnivesky D., Alvarez F. Effect of hydrogen and oxygen on stainless steel nitriding // *Journal of Applied Physics*. 2002. Vol. 92. № 2. P. 764–770. DOI: [10.1063/1.1483893](https://doi.org/10.1063/1.1483893).
19. De Sousa R.R.M., De Araújo F.O., Gontijo L.C., Da Costa J.A.P., Alves C. Cathodic cage plasma nitriding (CCPN) of austenitic stainless steel (AISI 316): Influence of the different ratios of the (N₂/H₂) on the nitrided layers properties // *Vacuum*. 2012. Vol. 86. № 12. P. 2048–2053. DOI: [10.1016/j.vacuum.2012.05.008](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2012.05.008).
20. Kumar S., Baldwin M.J., Fewell M.P., Haydon S.C., Short K.T., Collins G.A., Tendys J. The effect of hydrogen on the growth of the nitrided layer in rf-plasma-nitrided austenitic stainless steel AISI 316 // *Surface and Coatings Technology*. 2000. Vol. 123. № 1. P. 29–35. DOI: [10.1016/S0257-8972\(99\)00393-X](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00393-X).
21. Dalke A., Burlacov I., Hamann S., Puth A., Böcker J., Spies H.-J., Röpcke J., Biermann H. Solid carbon active screen plasma nitrocarburizing of AISI 316L stainless steel: Influence of N₂-H₂ gas composition on structure and properties of expanded austenite // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 357. P. 1060–1068. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2018.10.095](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.095).
22. Araujo E.D., Bandeira R.M., Manfrinato M.D., Moreto J.A., Borges R., Vales S.D.S., Suzuki P.A., Rossino L.S. Effect of ionic plasma nitriding process on the corrosion and micro-abrasive wear behavior of AISI 316L austenitic and AISI 470 super-ferritic stainless steels // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. № 2. P. 2180–2191. DOI: [10.1016/j.jmrt.2019.02.006](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.02.006).
23. Ohtsu N., Miura K., Hirano M., Kodama K. Investigation of admixed gas effect on plasma nitriding of AISI316L austenitic stainless steel // *Vacuum*. 2021. Vol. 193. Article number 110545. DOI: [10.1016/j.vacuum.2021.110545](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110545).
24. Khusainov Y.G., Esipov R.S., Ramazanov K.N., Vardanyan E.L., Tarasov P.V., Shekhtman S.R. Influence of hydrogen content in working gas on growth kinetics of hardened layer at ion nitriding of 16MnCr5 and A290C1M steels // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018. Vol. 387. № 1. Article number 012034. DOI: [10.1088/1757-899X/387/1/012034](https://doi.org/10.1088/1757-899X/387/1/012034).

REFERENCES

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2009, vol. 65, no. 4-6, pp. 39–104. DOI: [10.1016/j.msere.2009.03.001](https://doi.org/10.1016/j.msere.2009.03.001).
2. Astafurova E.G., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Ratochka I.V., Mishin I.P., Mayer G.G., Moskvina V.A., Zakharov G.N., Smirnov A.I., Bataev V.A. Hydrogen embrittlement effects on austenitic stainless steels with ultrafine-grained structure of different morphology. *Fizicheskaya mezhmekhanika*, 2018, vol. 21, no. 2, pp. 103–117. DOI: [10.24411/1683-805X-2018-12011](https://doi.org/10.24411/1683-805X-2018-12011).
3. Astafurov S.V., Maier G.G., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Astafurova E.G. The strain-rate dependence of the Hall-Petch effect in two austenitic stainless steels with different stacking fault energies. *Materials Science and Engineering A*, 2019, vol. 756, pp. 365–372. DOI: [10.1016/j.msea.2019.04.076](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.076).
4. Gardner L. Stability and design of stainless steel structures – Review and outlook. *Thin-Walled Structures*, 2019, vol. 141, pp. 208–216. DOI: [10.1016/j.tws.2019.04.019](https://doi.org/10.1016/j.tws.2019.04.019).
5. Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 2, article number 187. DOI: [10.3390/met10020187](https://doi.org/10.3390/met10020187).
6. Che H.L., Tong S., Wang K.S., Lei M.K., Somers M.A.J. Co-existence of γ' N phase and γ N phases on nitrided austenitic Fe-Cr-Ni alloys-I. Experiment. *Acta Materialia*, 2019, vol. 177, pp. 35–45. DOI: [10.1016/j.actamat.2019.07.019](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.07.019).
7. Li Y., Wang Z., Wang L. Surface properties of nitrided layer on AISI 316L austenitic stainless steel produced by high temperature plasma nitriding in short time. *Applied Surface Science*, 2014, vol. 298, pp. 243–250. DOI: [10.1016/j.apsusc.2014.01.177](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.01.177).
8. Randall N.X., Renevier N., Michel H., Collignon P. Correlation between processing parameters and mechanical properties as a function of substrate polarisation and depth in a nitrided 316 L stainless steel using nanoindentation and scanning force microscopy. *Vacuum*, 1997, vol. 48, no. 10, pp. 849–855. DOI: [10.1016/S0042-207X\(97\)00084-5](https://doi.org/10.1016/S0042-207X(97)00084-5).
9. Wei R., Vajo J.J., Matossian J.N., Wilbur P.J., Davis J.A., Williamson D.L., Collins G.A. A comparative study of beam ion implantation, plasma ion implantation and nitriding of AISI 304 stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 1996, vol. 83, no. 1-3, pp. 235–242. DOI: [10.1016/0257-8972\(95\)02825-0](https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02825-0).
10. Khusainov Yu.G., Ramazanov K.N., Esipov R.S., Isyandavletova G.B. Effect of hydrogen on the process of ion nitriding of austenitic steel 12KH18N10T. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta*, 2017, vol. 21, no. 2, pp. 24–29.
11. De Sousa R.R.M., De Araújo F.O., Gontijo L.C., Da Costa J.A.P., Nascimento I.O., Alves Jr.C. Cathodic cage plasma nitriding of austenitic stainless steel (AISI 316): influence of the working pressure on the nitrided layers properties. *Materials Research*, 2014, vol. 17,

- no. 2, pp. 427–433. DOI: [10.1590/S1516-14392013005000197](https://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000197).
12. Singh V., Marchev K., Cooper C.V., Meletis E.I. Intensified plasma-assisted nitriding of AISI 316L stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2002, vol. 160, no. 2-3, pp. 249–258. DOI: [10.1016/S0257-8972\(02\)00403-6](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00403-6).
 13. Borgioli F., Fossati A., Matassini G., Galvanetto E., Bacci T. Low temperature glow-discharge nitriding of a low nickel austenitic stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 2010, vol. 204, no. 21-22, pp. 3410–3417. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2010.04.004](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.04.004).
 14. Lakhtin Yu.M., Kogan Ya.D., Shpis G.-I., Bemer Z. *Teoriya i tekhnologiya azotirovaniya* [Theory and technology of nitriding]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1991. 318 p.
 15. Borgioli F., Fossati A., Galvanetto E., Bacci T. Glow-discharge nitriding of AISI 316L austenitic stainless steel: influence of treatment temperature. *Surface and Coatings Technology*, 2005, vol. 200, no. 7, pp. 2474–2480. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2004.07.110](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.07.110).
 16. Tao X., Liu X., Matthews A., Leyland A. The influence of stacking fault energy on plasticity mechanisms in triode-plasma nitrided austenitic stainless steels: implications for the structure and stability of nitrogen-expanded austenite. *Acta Materialia*, 2018, vol. 164, pp. 60–75. DOI: [10.1016/j.actamat.2018.10.019](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.10.019).
 17. Camps E., Becerril F., Muhl S., Alvarez-Fregoso O., Village M. Microwave plasma characteristics in steel nitriding process. *Thin Solid Films*, 2000, vol. 373, no. 1-2, pp. 293–298. DOI: [10.1016/S0040-6090\(00\)01110-X](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(00)01110-X).
 18. Figueroa C.A., Wisnivesky D., Alvarez F. Effect of hydrogen and oxygen on stainless steel nitriding. *Journal of Applied Physics*, 2002, vol. 92, no. 2, pp. 764–770. DOI: [10.1063/1.1483893](https://doi.org/10.1063/1.1483893).
 19. De Sousa R.R.M., De Araújo F.O., Gontijo L.C., Da Costa J.A.P., Alves C. Cathodic cage plasma nitriding (CCPN) of austenitic stainless steel (AISI 316): Influence of the different ratios of the (N₂/H₂) on the nitrided layers properties. *Vacuum*, 2012, vol. 86, no. 12, pp. 2048–2053. DOI: [10.1016/j.vacuum.2012.05.008](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2012.05.008).
 20. Kumar S., Baldwin M.J., Fewell M.P., Haydon S.C., Short K.T., Collins G.A., Tendys J. The effect of hydrogen on the growth of the nitrided layer in rf-plasma-nitrided austenitic stainless steel AISI 316. *Surface and Coatings Technology*, 2000, vol. 123, no. 1, pp. 29–35. DOI: [10.1016/S0257-8972\(99\)00393-X](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(99)00393-X).
 21. Dalke A., Burlacov I., Hamann S., Puth A., Böcker J., Spies H.-J., Röpcke J., Biermann H. Solid carbon active screen plasma nitrocarburizing of AISI 316L stainless steel: Influence of N₂-H₂ gas composition on structure and properties of expanded austenite. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 357, pp. 1060–1068. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2018.10.095](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.10.095).
 22. Araujo E.D., Bandeira R.M., Manfrinato M.D., Moreto J.A., Borges R., Vales S.D.S., Suzuki P.A., Rossino L.S. Effect of ionic plasma nitriding process on the corrosion and micro-abrasive wear behavior of AISI 316L austenitic and AISI 470 super-ferritic stainless steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8, no. 2, pp. 2180–2191. DOI: [10.1016/j.jmrt.2019.02.006](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.02.006).
 23. Ohtsu N., Miura K., Hirano M., Kodama K. Investigation of admixed gas effect on plasma nitriding of AISI316L austenitic stainless steel. *Vacuum*, 2021, vol. 193, article number 110545. DOI: [10.1016/j.vacuum.2021.110545](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2021.110545).
 24. Khusainov Y.G., Esipov R.S., Ramazanov K.N., Vardanyan E.L., Tarasov P.V., Shekhtman S.R. Influence of hydrogen content in working gas on growth kinetics of hardened layer at ion nitriding of 16MnCr5 and A290C1M steels. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 387, no. 1, article number 012034. DOI: [10.1088/1757-899X/387/1/012034](https://doi.org/10.1088/1757-899X/387/1/012034).

The influence of method and temperature of ion-plasma treatment on physical and mechanical properties of surface layers in austenitic stainless steel

© 2021

*Elena A. Zagibalova**^{1,2,3}, engineer, student

Valentina A. Moskvina^{1,4}, junior researcher, postgraduate student

Galina G. Mayer^{1,5}, PhD (Physics and Mathematics), researcher

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk (Russia)*

*E-mail: zagibalova-lena99@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2079-7198>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6128-484X>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3043-9754>

Abstract: Ion-plasma saturation with interstitial atoms (nitrogen or carbon) is a promising method for enhancing the surface strength and wear resistance of austenitic stainless steel parts and products. The paper considers the influence of method and temperature of ion-plasma treatment (IPT) on phase composition, thickness, and strength properties (micro-hardness) of the surface layers in FeCrNiMoC austenitic stainless steel specimens. Steel specimens with a coarse-grained structure were nitrided in the arc and glow discharge plasma at different temperatures (400 °C, 550 °C, and 700 °C). Regardless of temperature and IPT-method, ion-plasma nitriding leads to the formation of hardened surface layers in steel specimens. In this case, the thickness and phase composition of IPT-hardened layers depend on both the method and temperature of nitriding. Nitrogen saturation of specimen surfaces in the glow discharge at a temperature of 400 °C promotes the formation of a thin S-phase layer (nitrogen-expanded austenite, 4 μm in thickness). At the same IPT temperature in the arc discharge plasma, the authors observed the formation of a heterophase (Fe-γ_N, Fe₄N, CrN, and Fe-α) surface layer

with a significantly greater thickness (40–45 μm). Regardless of the IPT-method, a saturation of specimens at temperatures of 550 $^{\circ}\text{C}$ and 700 $^{\circ}\text{C}$ is accompanied by the formation of thick heterophase hardened layers (40–60 μm). In this case, the IPT method has a negligible effect on the phase composition of layers but significantly affects the ratio of the volume content of the hardened phases. After being IPT-processed in different modes, the microhardness distribution profile for all specimens has three typical zones: a composite layer (or S-phase at the IPT in a glow discharge at $T_a=400$ $^{\circ}\text{C}$), a diffusion zone, and a matrix. With an increase in the saturation temperature, the thickness of the transition diffusion zone increases regardless of the IPT method.

Keywords: austenitic stainless steel; FeCrNiMoC; ion-plasma nitriding; glow discharge; arc discharge; nitrided layer; S-phase; nitrides; X-ray phase analysis; microhardness.

Acknowledgments: The research was conducted under the financial support of Russian Foundation for Basic Research within the project 20-38-70031.

The work was carried out on the equipment of the “Nanotech” Core Facility Center of ISPMS SB RAS.

The authors thank E.G. Astafurova, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), S.V. Astafurov, PhD (Physics and Mathematics), M.Yu. Panchenko, and K.A. Reunova for their help in conducting the experiments and useful discussions, as well as K.N. Ramazanov, Doctor of Sciences (Engineering), A.A. Nikolaev, and R.S. Esipov for their help in ion-plasma treatment of samples (Ufa).

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

For citation: Zagibalova E.A., Moskvina V.A., Mayer G.G. The influence of method and temperature of ion-plasma treatment on physical and mechanical properties of surface layers in austenitic stainless steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 17–26. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-17-26.

Релаксация остаточных напряжений в декаэдрических частицах путем образования центральной сферической поры

© 2021

Красницкий Станислав Андреевич^{*1,4}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник
Колесникова Анна Львовна^{2,5}, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник
Гуткин Михаил Юрьевич^{2,6}, доктор физико-механических наук, главный научный сотрудник
Романов Алексей Евгеньевич^{3,7}, доктор физико-математических наук, профессор

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург (Россия)

²Институт проблем машиноведения Российской академии наук, Санкт-Петербург (Россия)

³Университет ИТМО, Санкт-Петербург (Россия)

*E-mail: krasnitsky@inbox.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4363-8242>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4116-4821>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0727-6352>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3738-408X>

Аннотация: Малые металлические частицы с объемно-центрированной кристаллической решеткой (ОЦК) часто принимают форму многогранников с осями симметрии пятого порядка, таких как икосаэдр, декаэдр и пятиугольная призма. Оси симметрии пятого порядка, запрещенные законами классической кристаллографии, вызывают в таких частицах неоднородные упругие напряжения и деформации. При некоторых условиях эти напряжения и деформации могут релаксировать за счет изменения структуры частицы, а именно образования частичных и полных дислокаций, слоев несоответствия, зарождения трещин и пор. В рамках квазиравновесного энергетического подхода предложена теоретическая модель, описывающая релаксацию неоднородных упругих напряжений и деформаций в декаэдрических частицах за счет формирования центральной сферической полости. Найдены явные аналитические выражения для энергий сплошных и полых декаэдрических частиц. Упругая энергия полых декаэдрической частицы определена как работа, затраченная на зарождение в упругой сферической оболочке положительной клиновидной дисклинации мощностью $\omega \approx 0,0163$ рад ($\approx 7^\circ 20'$) в поле ее собственных напряжений. Изменение поверхностной энергии за счет формирования поры определено с учетом влияния эффекта релаксации первой координационной сферы, окружающей вакансию, на изменение объема частицы. Определено изменение энергии декаэдрических частиц при образовании сферической поры, установлены оптимальные и критические параметры этого процесса. Показано, что существует некоторый критический радиус частицы, при достижении которого формирование центральной сферической поры становится энергетически выгодным. Кроме того, показано, что зародыш поры будет расти, пока не достигнет некоторого оптимального размера, соответствующего наибольшему изменению энергии системы. Численные расчеты согласуются с экспериментальными наблюдениями нестабильных пор в относительно малых серебряных и золотых декаэдрических частицах диаметром 30–40 нм и стабильных пор в относительно больших медных декаэдрических частицах диаметром ~ 1 мкм.

Ключевые слова: полые декаэдрические частицы; релаксация остаточных напряжений; формирование пор; сферическая пора.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-19-00617).

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

Для цитирования: Красницкий С.А., Колесникова А.Л., Гуткин М.Ю., Романов А.Е. Релаксация остаточных напряжений в декаэдрических частицах путем образования центральной сферической поры // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 27–38. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-27-38.

ВВЕДЕНИЕ

В последние двадцать лет полые частицы вызывают повышенный интерес благодаря своей более высокой эффективности в сферах плазмоники [1], наносенсоров [2], накопления энергии [3], катализа [4] и медицины [5], чем у сплошных аналогов. К настоящему моменту опубликованы многочисленные экспериментальные обзоры [6–8], посвященные различным аспектам синтеза полых структур, а также влиянию полости на функциональные свойства этих структур. Однако вопрос о теоретическом описании механизмов развития полостей

в нано- и микрочастицах представлен в научной литературе в меньшей степени [9]. По всей видимости, это связано с математическими трудностями, возникающими при описании процессов зарождения и растворения пор. В частности, математические трудности могут быть преодолены только в случае сферической и цилиндрической формы пор.

Процессы эволюции пор определяются различными факторами, в том числе кристаллическим строением частиц [10], диффузионной подвижностью компонентов [11; 12], присутствием источников/стоков вакансий [13], поверхностным и объемным напряженным состоянием

[14]. Ряд теоретических работ посвящен зарождению пор в частицах за счет конкуренции эффектов Киркендалла и поверхностного натяжения в ходе фазовых превращений [15–17] и реакций оксидации [18–20]. Другие исследования фокусируются на стабильности пор в однофазных частицах: проблемах стягивания центрально [21–24] и эксцентрично расположенных [25] пор в монокристаллических частицах и эволюции пористой структуры в поликристаллических частицах [26; 27] за счет процессов объемной и поверхностной диффузии; проблемах формирования пор в пентагональных частицах [28], таких как пентагональные вискеры (ПВ) [29–31] и икосаэдрические частицы (ИЧ) [32–34], за счет релаксации остаточных напряжений.

Экспериментально установлено, что в случае пентагональных частиц остаточные упругие деформации и напряжения, определяемые пятикратным двойникованием, могут приводить к спонтанному формированию пор [35]. Этот процесс получил теоретическое описание для случая ПВ и ИЧ [28]. Отметим, что полости в пентагональных частицах могут быть получены и другими методами, в частности с помощью химического травления [36], применения поверхностно активных веществ [37], гальванического и Киркендаллового смещения компонентов [38; 39] или благодаря облучению электронным пучком [40–42].

Для теоретического описания процессов эволюции пор в частицах используется математический аппарат, основанный на применении дифференциальных уравнений диффузии [12; 16; 19], экстремального термодинамического принципа [17; 18; 22] и равновесного энергетического подхода [15; 28; 33], а также компьютерных моделированных методами Монте-Карло [16; 21] и молекулярной динамики [27; 28]. В частности, равновесный энергетический подход показал себя эффективным средством для определения критических условий формирования полости в ПВ и ИЧ в рамках линейной и градиентной теорий упругости. Кроме того, этот подход также использовался для анализа критических условий релаксации напряжений за счет: образования круговых призматических дислокационных петель в ПВ, ИЧ, декаэдрических частицах (ДЧ) [43; 44] и частицах типа «ядро-оболочка» с монокристаллической и декаэдрической структурой [45; 46]; зарождения трещин по двойниковым границам в ДЧ [47]; формирования поверхностных слоев несоответствия в ПВ и ИЧ [48]; роста цилиндрических дилатационных включений в ПВ [49]. Результаты теоретических исследований хорошо согласуются с экспериментальными данными по наблюдению дислокаций в частицах типа «ядро-оболочка» и ДЧ соответственно [50–52].

Вышеперечисленные релаксационные модели рассматривают остаточные напряжения в пентагональных частицах в рамках дисклинационного описания [53; 54]. Например, согласно этому описанию, ДЧ с гранецентрированной кристаллической решеткой (ГЦК) могут быть представлены как пять тетраэдров с гранями типа {111}, сложенные вместе так, чтобы тетраэдры имели одно общее ребро. В результате получается пятикратно двойникованная частица, содержащая положительную клиновую дисклинацию мощностью $\omega \sim 7,28^\circ$, или 0,128 рад. В первом приближении в качестве упругой модели ДЧ можно рассмотреть упругую сферу, содержащую сим-

метрично расположенную положительную дисклинацию. Впервые упругие поля и энергии такой клиновидной дисклинации в сфере были получены в [55]. Недавно авторы [56] обобщили это решение на случай клиновидной дисклинации в толстостенной сферической оболочке.

Цель исследования – разработка теоретической модели релаксации остаточных напряжений в ДЧ, описывающей критические условия формирования в ней центральной сферической поры.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Теоретическое исследование было проведено в рамках хорошо апробированного равновесного энергетического подхода, основанного на анализе изменения общей энергии ДЧ за счет формирования центральной сферической поры. Согласно этому подходу, формирование поры считается энергетически выгодным, если соответствующее изменение полной энергии ДЧ отрицательно. В рамках данного подхода изменение полной энергии ДЧ можно представить как изменение упругой и поверхностной энергии частицы при росте поры.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Рассмотрим изначально сплошную ДЧ как упругую сферу радиуса a_0 с модулем сдвига G и коэффициентом Пуассона ν , содержащую симметрично расположенную положительную клиновидную дисклинацию с мощностью $\omega \approx 0,0163$ рад (рис. 1 а). В этом случае внутренняя область ДЧ испытывает всестороннее сжатие, а периферическая – тангенциальное растяжение за исключением малых областей сжатия, расположенных в местах выхода дисклинационной линии на сферическую поверхность [56]. Такое напряженно-деформированное состояние может приводить к зарождению вакансий на растянутой внешней поверхности ДЧ и их дальнейшей миграции во внутреннюю область сжатия с последующей коагуляцией в пору радиуса a_p (рис. 1 б). Кроме того, будем предполагать, что обратный поток атомов из центральной области ДЧ к наружной поверхности приводит к увеличению ее объема. Это увеличение объема может быть описано уравнением для радиусов:

$$a^3 = a_0^3 + \xi a_p^3, \quad (1)$$

где a – радиус частицы после релаксации;
 ξ – безразмерный параметр, отвечающий за релаксацию первой координационной сферы кристаллической решетки, окружающей вакансию, и меняющийся для большинства материалов в интервале от 0,5 до 0,8 [57].

Изменение объема (1) продемонстрировано на рис. 2 для зависимостей нормированного радиуса релаксированной ДЧ $\frac{a}{a_0}$ от нормированного радиуса поры $\frac{a_p}{a}$ при разных значениях параметра ξ . Как видно из рис. 2, в случае, когда рост полости не вызывает изменение наружного радиуса ДЧ ($\xi=0,0$), значение релаксированного радиуса ДЧ получается заниженным. Наоборот,

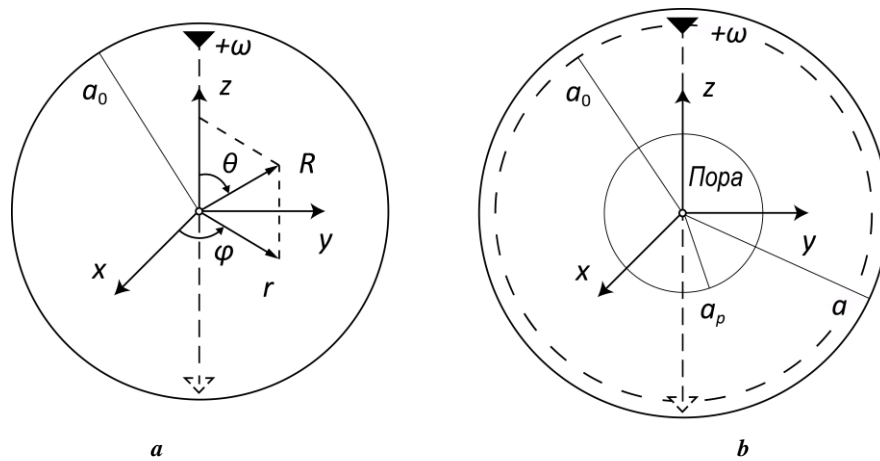


Рис. 1. Упругая модель ДЧ в изначально сплошном состоянии (а) и частично релаксированном состоянии с центральной сферической порой (б)
Fig. 1. The elastic model of a decahedral particle (DP) in the initially solid condition (a) and partially relaxed condition with the central spherical void (b)

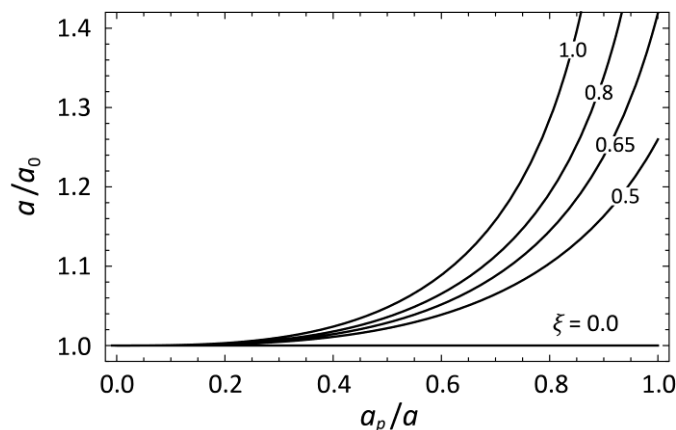


Рис. 2. Нормированный радиус ДЧ $\frac{a}{a_0}$ в зависимости от нормированного радиуса поры $\frac{a_p}{a}$ для разных значений параметра $\xi=0,0; 0,5; 0,65; 0,8; 1,0$
Fig. 2. Specified DP radius $\frac{a}{a_0}$ depending on the specified void radius $\frac{a_p}{a}$ for different parameter values $\xi=0,0; 0,5; 0,65; 0,8; 1,0$

в случае пренебрежения релаксационными эффектами кристаллической решетки ($\xi=1,0$) значение релаксированного радиуса получается завышенным. Кроме того, видно, что для относительно малых пор $\frac{a_p}{a} < 0,5$ можно пренебречь изменением наружного радиуса ДЧ ($\xi=0,0$), а для относительно больших следует использовать оценку $\xi \approx 0,5 \dots 0,8$.

Формирование поры в ДЧ сопровождается следующими процессами: увеличением доли свободной поверхности ДЧ, уменьшением доли двойниковых границ, релаксацией остаточных напряжений и радиальным смещением поверхностных атомов (поверхностное натяжение). В работе [30] показано, что вкладом двойниковых границ и поверхностным натяжением в полную энергию ДЧ можно пренебречь

по сравнению с вкладом остаточных напряжений и образования поверхности поры. Тогда изменение энергии ДЧ за счет образования поры может быть представлено в виде

$$\Delta E = \Delta E_{surf} + \Delta E_{strain}, \quad (2)$$

где ΔE_{surf} и ΔE_{strain} – изменения поверхностной и упругой энергии ДЧ соответственно.

Изменение поверхностной энергии известно и определяется по формуле

$$\Delta E_{surf} = 4\pi\gamma(a_p^2 + a^2 - a_0^2), \quad (3)$$

где γ – удельная поверхностная энергия.

Упругая энергия ДЧ определяется в рамках данного исследования как работа, затраченная на зарождение клиновой дисклинации в сферической оболочке в своем собственном поле напряжений:

$${}^{sh}E_{strain} = \frac{\omega}{2} \int_{a_p}^a \int_0^\pi R^2 {}^{sh}\sigma_{\varphi\varphi}^{\omega} \sin\theta dR d\theta, \quad (4)$$

где ${}^{sh}\sigma_{\varphi\varphi}^{\omega}$ – окружное напряжение клиновой дисклинации в сферической оболочке, определенное в [56]. В настоящей работе мы переписали окружное напряжение ${}^{sh}\sigma_{\varphi\varphi}^{\omega}$ [56] в более удобной для теоретических расчетов форме:

$$\begin{aligned} {}^{sh}\sigma_{\varphi\varphi}^{\omega} = & \frac{G\omega}{2\pi(1-\nu)} (1 + \ln(R/a \sin\theta)) + \\ & + 2G \sum_{m=0}^{+\infty} [(2m+1)(2m-2-2\nu-8m\nu)A_m R^{2m} + \\ & + 2mB_m R^{2m-2} + m(2m+3-2\nu-8m\nu)C_m R^{-2m-1} - \\ & - (2m+1)D_m R^{-2m-3}] P_{2m}(\cos\theta) + \\ & + 2G \sum_{m=0}^{+\infty} [(2m+5-4\nu)A_m R^{2m} + B_m R^{2m-2} - \\ & - (2m-4+4\nu)C_m R^{-2m-1} + D_m R^{-2m-3}] \cot\theta P_{2m}^1(\cos\theta) \end{aligned} \quad (5)$$

где $P_n(t)$ – полиномы Лежандра;
 $P_n^1(t)$ – присоединенные полиномы Лежандра, такие, что $P_n^1(t) = -\sqrt{1-t^2} P_n'(t)$, $t = \cos\theta$;
 A_m, B_m, C_m и D_m – коэффициенты разложения, которые определяются из системы уравнений, полученной из граничных условий на внутренней ($R=a_p$) и внешней ($R=a$) сферических поверхностях [56]:
 при $m=0$

$$\frac{\sigma_0(R)}{2G} - 2A_0(1+\nu) + D_0 R^{-3} \Big|_{R=a_p, a} = 0, \quad (6)$$

здесь коэффициент

$$\sigma_0 = -\frac{G\omega}{2\pi(1-\nu)} \frac{1+\nu}{9} \left(5 - 6 \ln \frac{2R}{a} \right); \quad (7)$$

при $m \geq 1$

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_m(R)}{2G} + A_m(2m+1)(4m^2-2m-2-\nu)R^{2m} + \\ + B_m 2m(m-1)R^{2m-2} - C_m 4m(2m^2+3m-\nu)R^{-2m-1} +, \quad (8a) \\ + D_m(m+1)(2m+2)R^{-2m-3} \Big|_{R=a_p, a} = 0 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \frac{\tau_m(R)}{2G} + A_m(4m^2+2m-1+2\nu)R^{2m} + \\ + B_m(2m-1)R^{2m-2} - C_m(4m^2-2m+2\nu)R^{-2m-1} +, \quad (8b) \\ + D_m(2m+2)R^{-2m-3} \Big|_{R=a_p, a} = 0 \end{aligned}$$

здесь коэффициенты

$$\sigma_{m=1} = -\frac{G\omega}{2\pi(1-\nu)} \left(\frac{1-5\nu}{3} + \frac{1-2\nu}{45} - \frac{2(1-2\nu)}{3} \ln \frac{2R}{a} \right), \quad (9a)$$

$$\begin{aligned} \sigma_{m=2,3,\dots} = & -\frac{G\omega}{2\pi(1-\nu)} \frac{4m+1}{2m(2m+1)} \times \\ & \times \left(1 - \frac{(1-2\nu)(2m-1)(m+1)}{(m-1)(2m+3)} \right), \quad (9b) \end{aligned}$$

$$\tau_{m=1} = -\frac{G\omega}{2\pi(1-\nu)} \left(\frac{1-\nu}{3} + \frac{1-2\nu}{90} - \frac{1-2\nu}{3} \ln \frac{2R}{a} \right), \quad (9b)$$

$$\tau_{m=2,3,\dots} = -\frac{G\omega}{2\pi(1-\nu)} \frac{(1-2\nu)(4m+1)}{(m-1)2m(2m+1)(2m+3)}. \quad (9c)$$

Уравнения (5)–(9) получены в рамках процедуры, представленной в [61], с одним лишь отличием: вместо поля напряжений клиновой дисклинации в упругой среде использовалось экранированное поле напряжений клиновой дисклинации в упругом цилиндре.

Подставим уравнение (5) в (1) и после последующего интегрирования окончательно получим:

$$\begin{aligned} {}^{sh}E_{strain} = & \frac{G\omega^2}{18\pi(1-\nu)} \left[(3 \ln 2 - 1)(a^3 - a_p^3) - 3a_p^3 \ln \frac{a_p}{a} + \right. \\ & + (1+\nu) \left(\frac{5-6 \ln 2}{3} (a^3 - a_p^3) + 2a_p^3 \ln \frac{a_p}{a} - \right. \\ & \left. \left. - 3 \frac{a^3 a_p^3}{a^3 - a_p^3} \ln^2 \frac{a_p}{a} \right) \right] - 2G\omega \left[A_1 \frac{7-4\nu}{5} R^5 + \right. \\ & + B_1 \frac{R^3}{3} + 2C_1(1-2\nu) \ln R - D_1 \frac{1}{2R^2} + \\ & + \sum_{m=2}^{+\infty} \left(A_m(2m+5-4\nu) \frac{R^{2m+3}}{2m+3} + B_m \frac{R^{2m+1}}{2m+1} + \right. \\ & \left. + C_m(m-2+2\nu) \frac{R^{-2+2}}{m-1} - D_m \frac{R^{-2m}}{2m} \right) \Big]_{R=a_p}^{R=a} \quad (10) \end{aligned}$$

В предельном случае сплошной сферы ($a_p \rightarrow 0$) упругая энергия (10) принимает форму, совпадающую с результатами, представленными в работе [55]:

$$\begin{aligned} {}^{sp}E_{strain} = & \frac{G\omega^2 a^3}{2\pi(1-\nu)} \left\{ \frac{1}{6} - \frac{2\nu(1+3\nu)}{15(7+5\nu)} - \right. \\ & - \sum_{m=2}^{+\infty} [(1+4m)(32m^4 \nu^2 - 8m^3(\nu^2 - 7\nu + 1) - \\ & - 4m^2(1-\nu) + 2m(11\nu^2 - 7\nu - 9) - \\ & - (1+\nu)(5-4\nu))] \times [(m-1)2m(2m-1) \times \\ & \left. \times (3+8m+4m^2)^2 \times (1+\nu+2(1+\nu)m+4m^2)]^{-1} \right\} \quad (11) \end{aligned}$$

На рис. 3 представлены зависимости отношения упругих энергий ${}^{sh}E_{el}$ и ${}^{sp}E_{el}$, определяемые формулами

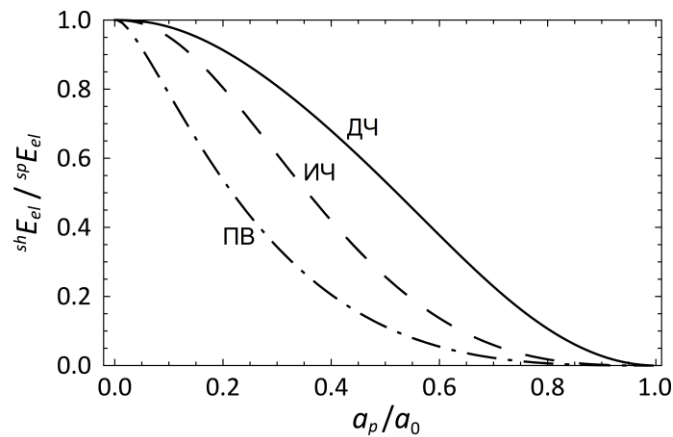


Рис. 3. Отношение упругих энергий полых структур к упругим энергиям сплошных структур в зависимости от отношения радиусов $\frac{a_p}{a}$ ($a_0 a$): ДЧ (сплошная линия), ИЧ (пунктирная линия) и ПВ (штрихпунктирная линия)

Fig. 3. The ratio of elastic energies of hollow structures to elastic energies of solid structures depending on the ratio of radii $\frac{a_p}{a}$ ($a_0 a$): DP (a solid line), IP (a dashed line), and PW (a dash-dotted line)

(10) и (11), от отношения радиусов поры и ДЧ для случая $\nu=0,35$. Кроме того, на рис. 3 показаны аналогичные кривые, полученные ранее для полых ПВ и полых ИЧ [28], упругие модели которых представляют собой цилиндрическую оболочку, содержащую клиновую дисклинацию, и сферическую оболочку, содержащую стереодисклинацию Маркса – Иоффе. Видно, что для всех пентагональных частиц (ДЧ, ПВ и ИЧ) упругая энергия уменьшается с увеличением радиуса поры. Более того, при заданном значении отношения радиусов поры и ДЧ отношение упругих энергий $\frac{shE_{strain}}{spE_{strain}}$ принимает наименьшее значение для ПВ, среднее – для ИЧ и наибольшее – для ДЧ. Например, при $\frac{a_p}{a} = 0,5$ отношения энергий будут: $\sim 0,1$ для ПВ, $\sim 0,25$ для ИЧ и $\sim 0,55$ для ДЧ. Таким образом, полые ДЧ запасают значительно больше упругой энергии по отношению к сплошным ДЧ, чем полые ПВ и ИЧ с такими же внутренним и внешним радиусами по отношению к сплошным ПВ и ИЧ.

Таким образом, изменение энергии ДЧ за счет формирования в ней центральной сферической полости может быть представлено в следующем виде:

$$\Delta E = 4\pi\gamma(a_p^2 + a^2 - a_0^2) + shE_{strain} - spE_{strain}, \quad (12)$$

где последние два слагаемых определяются по формулам (10) и (11).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Зависимости изменения энергии ДЧ ΔE (12) от радиуса поры a_p для разных значений начального радиуса частицы a_0 представлены на рис. 4. На рис. 4 а показаны

нормированные кривые $\Delta E\left(\frac{a_p}{a}\right)$, приведенные в единицах Gb^2a для $\nu=0,35$ и $\gamma = \frac{Gb}{8}$ (здесь b – наименьшее расстояние между атомами в кристаллической решетке), а на рис. 4 б показаны кривые $\Delta E\left(\frac{a_p}{a}\right)$ для

медных (Cu) ДЧ, приведенные в единицах МэВ для $\nu=0,38$, $G=42,8$ ГПа и $\gamma=1,829$ Дж/м². Будем считать, что формирование поры становится энергетически выгодным, если соответствующее изменение энергии будет отрицательным ($\Delta E < 0$). Из рис. 4 видно, что существует некоторый критический радиус $a_{0,cr}$ изначально сплошной частицы, такой, что в ДЧ с относительно малым радиусом $a_0 < a_{0,cr}$ формирование полости энергетически невыгодно ($\Delta E > 0$ при любых a_p). Напротив, в ДЧ с относительно большим радиусом $a_0 > a_{0,cr}$ формирование пор энергетически выгодно ($\Delta E < 0$ в некотором интервале a_p). Это означает, что поры в относительно малых ДЧ неустойчивы и стремятся стянуться, как это наблюдалось экспериментально в золотых (Au) и серебряных (Ag) ДЧ диаметром 30–40 нм, содержащих поры диаметром 3–8 нм [40–42]. Критическое значение радиуса ДЧ $a_{0,cr}$ может быть определено численно из системы уравнений

$$\Delta E = 0, \quad \frac{\partial \Delta E}{\partial a_0} = 0, \quad \frac{\partial^2 \Delta E}{\partial a_0^2} > 0.$$

В нашем примере критический радиус ДЧ $a_{0,cr}$ достигает $\sim 1345b$ в нормированном случае (рис. 4 а) и $\sim 0,44$ мкм в случае медной ДЧ (рис. 4 б).

Следует отметить, что критический радиус ДЧ в случае зарождения круговых призматических дислокационных петель, определенный в работе [46], составляет $\sim 258b$, что, в свою очередь, значительно меньше,

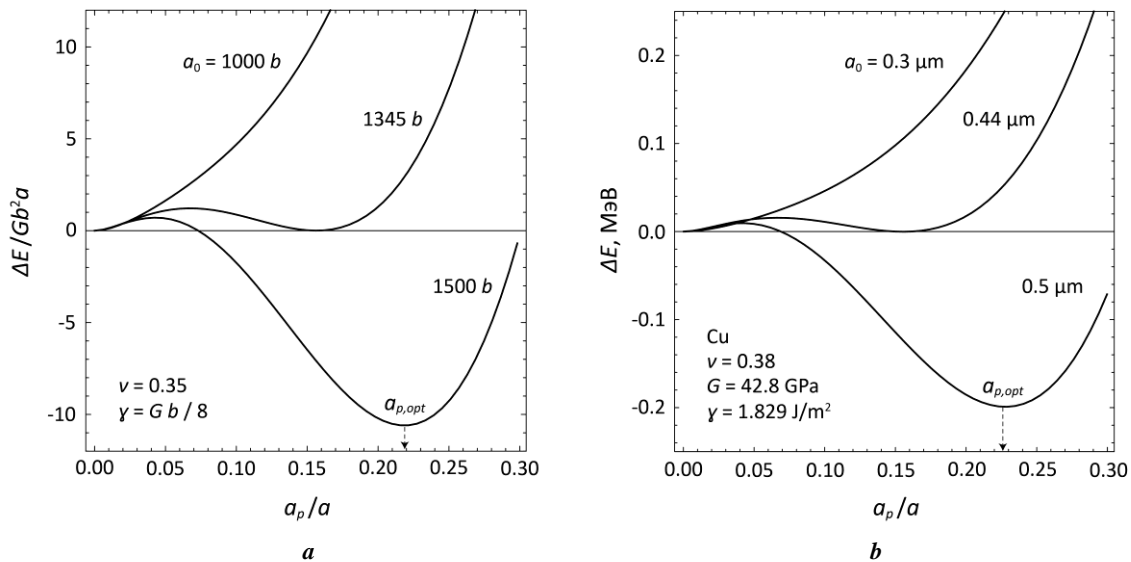


Рис. 4. Изменение энергии ДЧ за счет формирования поры в зависимости от отношения радиусов поры и частицы для разных значений начального радиуса a_0 . Изменение энергии представлено в единицах:

a – Gb^2a для идеализированного материала; **b** – МэВ для случая Cu

Fig. 4. Change in the DP energy due to the void formation depending on the ratio of the void and particle radiuses for different values of initial radius a_0 . Energy change is represented in units: **a** – Gb^2a is for an ideal material; **b** – MeV is for the Cu case

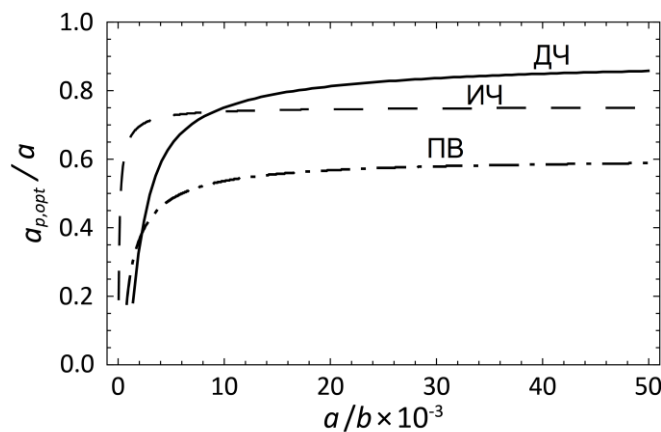


Рис. 5. Зависимости нормированного оптимального радиуса поры $\frac{a_{p,opt}}{a}$ от нормированного

начального радиуса $\frac{a}{b}$ пентагональных частиц:

ДЧ (сплошная линия), ИЧ (пунктирная линия) и ПВ (штрихпунктирная линия)

Fig. 5. Dependences of the specified optimal void radius $\frac{a_{p,opt}}{a}$ on the specified initial radius $\frac{a}{b}$ of pentagonal particles: DP (a solid line), IP (a dashed line), and PW (a dash-dotted line)

чем для случая формирования поры. Можно предположить, что перенасыщение вакансиями в центральной области растущей ДЧ сначала приводит к зарождению призматических дислокационных петель вакансионного типа, и только потом – к последующему формированию полости и, возможно, из дислокационных петель. В ДЧ с радиусом $a_0 > a_{0,cr}$ поры стремятся увеличиться в размерах, пока не достигнут некоторого оптимального радиуса $a_p = a_{p,opt}$, соответствующего минимуму функции

изменения энергии (рис. 4). Из рис. 4 видно, что, чем больше начальный радиус ДЧ a_0 , тем больше нормированный радиус поры $\frac{a_{p,opt}}{a}$. Кроме того, на рис. 5 показана зависимость нормированного оптимального радиуса поры $\frac{a_{p,opt}}{a}$ от начального радиуса пентагональных частиц: ДЧ, ИЧ и ПВ. Видно, что для всех

рассматриваемых типов пентагональных частиц зависимости оптимального радиуса сначала резко возрастают (для ДЧ при a_0 в интервале от $\sim 1345b$ и до $\sim 4 \times 10^3 b$, т. е. от $\sim 0,44$ до ~ 1 мкм для Cu) и затем выходят на некоторый постоянный уровень (для ДЧ при $a_0 > 4 \times 10^3 b$, т. е. > 1 мкм для Cu): $\sim 0,9a$ для ДЧ, $\sim 0,75a$ для ИЧ и $\sim 0,6a$ для ПВ. Этот результат хорошо согласуется с экспериментальными наблюдениями полых ДЧ и ИЧ меди с радиусами $a > 0,5$ мкм с тонкими оболочками толщиной $\sim 0,1$ мкм [35] и полых ПВ с радиусами 450 мкм и 750 мкм, содержащих полости радиуса 60 и 400 мкм соответственно [28].

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Применен квазиравновесный энергетический подход для описания процесса релаксации остаточных напряжений в ДЧ за счет зарождения центральной сферической поры. Согласно этому подходу, определили полное изменение энергии ДЧ между начальным сплошным и конечным полым состояниями, предполагая, что вклад энергии двойниковых границ и поверхностного натяжения значительно меньше, чем вклад упругой энергии и энергии поверхности. Результаты теоретического исследования сопоставлены с экспериментальными данными по наблюдению полостей в декаэдрических частицах. Показано, что в относительно больших ДЧ частицах ($a_0 \gg 1$ мкм) нормированный оптимальный радиус поры $\frac{a_{p,opt}}{a}$ не зависит от размера частицы и составляет примерно 0,9. Это означает, что большие сплошные пентагональные частицы могут сбрасывать упругую энергию за счет превращения в тонкие многократно двойникованные оболочки, как это наблюдалось экспериментально.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Genç A., Patarroyo J., Sancho-Parramon J., Bastús N.G., Puentes V., Arbiol, J. Hollow metal nanostructures for enhanced plasmonics: synthesis, local plasmonic properties and applications // *Nanophotonics*. 2016. Vol. 6. № 1. P. 193–213. DOI: [10.1515/nanoph-2016-0124](https://doi.org/10.1515/nanoph-2016-0124).
- Wang X.Z., Liu F.J., Chen X.Y., Lu G.X., Song X.J., Tian J., Cui H.Z., Zhang G.S., Gao K.D. SnO₂ core-shell hollow microspheres co-modification with Au and NiO nanoparticles for acetone gas sensing // *Powder Technology*. 2020. Vol. 364. P. 159–166. DOI: [10.1016/j.powtec.2020.02.006](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.02.006).
- Zhu C.Y., Wang H.W., Guan C. Recent progress on hollow array architectures and their applications in electrochemical energy storage // *Nanoscale Horizons*. 2020. Vol. 5. № 8. P. 1188–1199. DOI: [10.1039/D0NH00332H](https://doi.org/10.1039/D0NH00332H).
- Asset T., Chattot R., Fontana M., Mercier-Guyon B., Job N., Dubau L., Maillard F. A Review on Recent Developments and Prospects for the Oxygen Reduction Reaction on Hollow Pt-alloy Nanoparticles // *ChemPhysChem*. 2018. Vol. 19. № 13. P. 1552–1567. DOI: [10.1002/cphc.201800153](https://doi.org/10.1002/cphc.201800153).
- Yasun E., Gandhi S., Choudhury S., Mohammadinejad R., Benyettou F., Gozubenli N., Arami H. Hollow Micro and Nanostructures for Therapeutic and Imaging Applications // *Journal of Drug Delivery Science and Technology*. 2020. Vol. 60. Article number 102094. DOI: [10.1016/j.jddst.2020.102094](https://doi.org/10.1016/j.jddst.2020.102094).
- Anderson B.D., Tracy J.B. Nanoparticle conversion chemistry: Kirkendall effect, galvanic exchange, and anion exchange // *Nanoscale*. 2014. Vol. 6. № 21. P. 12195–12216 DOI: [10.1039/C4NR02025A](https://doi.org/10.1039/C4NR02025A).
- Yu L., Yu X.Y., Lou X.W. The Design and Synthesis of Hollow Micro-/Nanostructures: Present and Future Trends // *Advanced Materials*. 2018. Vol. 30. № 38. Article number 1800939. DOI: [10.1002/adma.201800939](https://doi.org/10.1002/adma.201800939).
- Zhu M.Y., Tang J.J., Wei W.J., Li S.J. Recent progress in the syntheses and applications of multishelled hollow nanostructures // *Materials Chemistry Frontiers*. 2020. Vol. 4. № 4. P. 1105–1149. DOI: [10.1039/C9QM00700H](https://doi.org/10.1039/C9QM00700H).
- Belova I.V., Evteev A.V., Levchenko E.V., Murch G.E. The synthesis, stability and shrinkage of hollow nanoparticles: an overview // *Journal of Nano Research*. 2009. Vol. 7. P. 19–26. DOI: [10.4028/www.scientific.net/JNanoR.7.19](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/JNanoR.7.19).
- Yang Z.J., Yang N.L., Pileni M.P. Nano Kirkendall effect related to nanocrystallinity of metal nanocrystals: influence of the outward and inward atomic diffusion on the final nanoparticle structure // *Journal of Physical Chemistry C*. 2015. Vol. 119. № 39. P. 22249–22260. DOI: [10.1021/acs.jpcc.5b06000](https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.5b06000).
- Glodán G., Cserhádi C., Beszedá I., Beke D.L. Production of hollow hemisphere shells by pure Kirkendall porosity formation in Au/Ag system // *Applied Physics Letters*. 2010. Vol. 97. № 11. Article number 113109. DOI: [10.1063/1.3490675](https://doi.org/10.1063/1.3490675).
- Yu H.C., Yeon D.H., Li X., Thornton K. Continuum simulations of the formation of Kirkendall-effect-induced hollow cylinders in a binary substitutional alloy // *Acta materialia*. 2009. Vol. 57. № 18. P. 5348–5360. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.07.033](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.07.033).
- Puente A.E.P.Y., Erdeniz D., Fife J.L., Dunand D.C. In situ X-ray tomographic microscopy of Kirkendall pore formation and evolution during homogenization of pack-aluminized Ni–Cr wires // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 103. P. 534–546. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.10.013](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.10.013).
- Vara M., Wang X., Howe J., Chi M.F., Xia Y.N. Understanding the Stability of Pt-Based Nanocages under Thermal Stress Using In Situ Electron Microscopy // *ChemNanoMat*. 2018. Vol. 4. № 1. P. 112–117 DOI: [10.1002/cnma.201700298](https://doi.org/10.1002/cnma.201700298).
- Zhdanov V.P., Kasemo B. On the feasibility of strain-induced formation of hollows during hydriding or oxidation of metal nanoparticles // *Nano letters*. 2009. Vol. 9. № 5. P. 2172–2176. DOI: [10.1021/nl9008293](https://doi.org/10.1021/nl9008293).
- Evteev A.V., Levchenko E.V., Belova I.V., Murch G.E. Formation of a hollow binary alloy nanosphere: a kinetic Monte Carlo study // *Journal of Nano Research*. 2009. Vol. 7. P. 11–17. DOI: [10.4028/www.scientific.net/JNanoR.7.11](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/JNanoR.7.11).
- Svoboda J., Fischer F.D., Vollath D. Modeling of formation of binary-phase hollow nanospheres from metallic solid nanospheres // *Acta materialia*. 2009. Vol. 57. № 6. P. 1912–1919. DOI: [10.1016/j.actamat.2008.12.038](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.12.038).

18. Fischer F.D., Svoboda J. Modelling of Reaction of Metallic Nanospheres with Gas // *Solid State Phenomena*. 2011. Vol. 172-174. P. 1028–1037. DOI: [10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.1028](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.1028).
19. Levitas V.I., Attariani H. Mechanochemical continuum modeling of nanovoid nucleation and growth in reacting nanoparticles // *Journal of Physical Chemistry C*. 2012. Vol. 116. № 1. P. 54–62. DOI: [10.1021/jp2055365](https://doi.org/10.1021/jp2055365).
20. Klinger L., Kraft O., Rabkin E. A model of Kirkendall hollowing of core-shell nanowires and nanoparticles controlled by short-circuit diffusion // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 83. P. 180–186. DOI: [10.1016/j.actamat.2014.09.050](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.09.050).
21. Gusak A.M., Zaporozhets T.V., Tu K.N., Gösele U. Kinetic analysis of the instability of hollow nanoparticles // *Philosophical Magazine*. 2005. Vol. 85. № 36. P. 4445–4464. DOI: [10.1080/14786430500311741](https://doi.org/10.1080/14786430500311741).
22. Fischer F.D., Svoboda J. High temperature instability of hollow nanoparticles // *Journal of Nanoparticle Research*. 2008. Vol. 10. № 2. P. 255–261. DOI: [10.1007/s11051-007-9242-6](https://doi.org/10.1007/s11051-007-9242-6).
23. Evteev A.V., Levchenko E.V., Belova I.V., Murch G.E. Shrinking kinetics by vacancy diffusion of a pure element hollow nanosphere // *Philosophical Magazine*. 2007. Vol. 87. № 25. P. 3787–3796. DOI: [10.1080/14786430601103005](https://doi.org/10.1080/14786430601103005).
24. Yanovsky V.V., Kopp M.I., Ratner M.A. Evolution of vacancy pores in bounded particles // *Functional materials*. 2019. Vol. 26. № 1. P. 131–151. DOI: [10.15407/fm26.01.131](https://doi.org/10.15407/fm26.01.131).
25. Klinger L., Murch G.E., Belova I.V., Rabkin E. Pores shrinkage and growth in polycrystalline hollow nanoparticles and nanotubes // *Scripta Materialia*. 2020. Vol. 180. P. 93–96. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2020.01.029](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.01.029).
26. Valencia F.J., Ramírez M., Varas A., Rogan J. Understanding the Stability of Hollow Nanoparticles with Polycrystalline Shells // *Journal of Physical Chemistry C*. 2020. Vol. 124. № 18. P. 10143–10149. DOI: [10.1021/acs.jpcc.0c00258](https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.0c00258).
27. Valencia F.J., Ramírez M., Varas A., Rogan J., Kiwi M. Thermal Stability of Hollow Porous Gold Nanoparticles: A Molecular Dynamics Study // *Journal of Chemical Information and Modeling*. 2020. Vol. 60. № 12. P. 6204–6210. DOI: [10.1021/acs.jcim.0c00785](https://doi.org/10.1021/acs.jcim.0c00785).
28. Romanov A.E., Polonsky I.A., Gryaznov V.G., Nepijko S.A., Junghanns T., Vitrykhovski N.I. Voids and channels in pentagonal crystals // *Journal of crystal growth*. 1993. Vol. 129. № 3-4. P. 691–698. DOI: [10.1016/0022-0248\(93\)90505-Q](https://doi.org/10.1016/0022-0248(93)90505-Q).
29. Ясников И.С., Викарчук А.А. Эволюция образования и роста полости в пентагональных кристаллах электролитического происхождения // *Физика твердого тела*. 2006. Т. 48. № 8. С. 1352–1357.
30. Власов Н.М., Драгунов Ю.Г. Фазовые превращения в пентагональных нанокристаллах // *Журнал технической физики*. 2013. Т. 83. № 2. С. 70–73.
31. Власов Н.М., Зазноба В.А. Кинетика миграции (осаждения) продуктов деления и примесей внедрения на стоки с разной сингулярностью // *Физика твердого тела*. 2014. Т. 56. № 3. С. 504–507.
32. Ясников И.С. Механизм формирования полостей в икосаэдрических малых металлических частицах электролитического происхождения // *Физика твердого тела*. 2007. Т. 49. № 7. С. 1167–1171.
33. Ясников И.С., Викарчук А.А. Образование полостей в икосаэдрических малых частицах, формирующихся в процессе электрокристаллизации металла // *Письма в Журнал технической физики*. 2007. Т. 33. № 19. С. 24–31.
34. Tsagrakis I., Yasnikov I.S., Aifantis E.C. Gradient elasticity for disclinated micro crystals // *Mechanics Research Communications*. 2018. Vol. 93. P. 159–162. DOI: [10.1016/j.mechrescom.2017.11.007](https://doi.org/10.1016/j.mechrescom.2017.11.007).
35. Ясников И.С., Викарчук А.А. К вопросу о существовании полостей в икосаэдрических малых металлических частицах электролитического происхождения // *Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики*. 2006. Т. 83. № 1-2. С. 46–49.
36. Wang X., Figueroa-Cosme L., Yang X., Luo M., Liu J., Xie Z.X., Xia Y.N. Pt-based icosahedral nanocages: using a combination of {111} facets, twin defects, and ultrathin walls to greatly enhance their activity toward oxygen reduction // *Nano letters*. 2016. Vol. 16. № 2. P. 1467–1471. DOI: [10.1021/acs.nanolett.5b05140](https://doi.org/10.1021/acs.nanolett.5b05140).
37. Han L., Long P., Bai J.F., Che S.N. Spontaneous formation and characterization of silica mesoporous crystal spheres with reverse multiply twinned polyhedral hollows // *Journal of the American Chemical Society*. 2011. Vol. 133. № 16. P. 6106–6109. DOI: [10.1021/ja110443a](https://doi.org/10.1021/ja110443a).
38. Hou P.F., Cui P.L., Liu H., Li J.L., Yang J. Nanoscale noble metals with a hollow interior formed through inside-out diffusion of silver in solid-state core-shell nanoparticles // *Nano Research*. 2015. Vol. 8. № 2. P. 512–522. DOI: [10.1007/s12274-014-0663-0](https://doi.org/10.1007/s12274-014-0663-0).
39. Huang H.W., Zhang L., Lv T., Ruditskiy A., Liu J.Y., Ye Z.Z., Xia Y.N. Five-Fold Twinned Pd Nanorods and Their Use as Templates for the Synthesis of Bimetallic or Hollow Nanostructures // *ChemNanoMat*. 2015. Vol. 1. № 4. P. 246–252. DOI: [10.1002/cnma.201500042](https://doi.org/10.1002/cnma.201500042).
40. Tehuacanero-Cuapa S., Palomino-Merino R., Reyes-Gasga J. CBED electron beam drilling and closing of holes in decahedral silver nanoparticles // *Radiation Physics and Chemistry*. 2013. Vol. 87. P. 59–63. DOI: [10.1016/j.radphyschem.2013.02.023](https://doi.org/10.1016/j.radphyschem.2013.02.023).
41. Tehuacanero-Cuapa S., Reyes-Gasga J., Brès E.F., Palomino-Merino R., García-García R. Holes drilling in gold and silver decahedral nanoparticles by the convergent beam electron diffraction electron beam // *Radiation Effects and Defects in Solids*. 2014. Vol. 169. № 10. P. 838–844. DOI: [10.1080/10420150.2014.958747](https://doi.org/10.1080/10420150.2014.958747).
42. Tehuacanero-Cuapa S., Reyes-Gasga J., Rodríguez-Gómez A., Bahena D., Hernández-Calderón I., García-García R. The low-loss EELS spectra from radiation damaged gold nanoparticles // *Journal of Applied Physics*. 2016. Vol. 120. № 16. Article number 164302. DOI: [10.1063/1.4965862](https://doi.org/10.1063/1.4965862).
43. Колесникова А.Л., Романов А.Е. О релаксации напряжений в пентагональных нитевидных кристаллах // *Письма в Журнал технической физики*. 2007. Т. 33. № 20. С. 73–79.
44. Gutkin M.Y., Kolesnikova A.L., Krasnitckii S.A., Dorogin L.M., Serebryakova V.S., Vikarchuk A.A., Romanov A.E. Stress relaxation in icosahedral small particles via generation of circular prismatic dislocation

- loops // *Scripta Materialia*. 2015. Vol. 105. P. 10–13. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2015.04.015](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.04.015).
45. Gutkin M.Y., Kolesnikova A.L., Krasnitckii S.A., Romanov A.E., Shalkovskii A.G. Misfit dislocation loops in hollow core-shell nanoparticles // *Scripta Materialia*. 2014. Vol. 83. № 1–4. P. 1–4. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2014.03.005](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.03.005).
 46. Krauchanka M.Y., Krasnitckii S.A., Gutkin M.Y., Kolesnikova A.L., Romanov A.E. Circular loops of misfit dislocations in decahedral core-shell nanoparticles // *Scripta Materialia*. 2019. Vol. 167. P. 81–85. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2019.03.031](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.03.031).
 47. Gutkin M.Y., Kolesnikova A.L., Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A., Aifantis E.C., Romanov A.E. Fracture of hollow multiply-twinned particles under chemical etching // *European Journal of Mechanics A-Solids*. 2018. Vol. 68. P. 133–139. DOI: [10.1016/j.euromechsol.2017.11.004](https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2017.11.004).
 48. Dorogin L.M., Vlassov S., Kolesnikova A.L., Kink I., Löhmus R., Romanov A.E. Crystal mismatched layers in pentagonal nanorods and nanoparticles // *Physica status solidi B-basic solid state physics*. 2010. Vol. 247. № 2. P. 288–298. DOI: [10.1002/pssb.200945385](https://doi.org/10.1002/pssb.200945385).
 49. Gutkin M.Yu., Panpurin S.N. Spontaneous formation and equilibrium distribution of cylindrical quantum dots in atomically inhomogeneous pentagonal nanowires // *Journal of macromolecular science part B-physics*. 2013. Vol. 52. № 12. P. 1756–1769. DOI: [10.1080/00222348.2013.808929](https://doi.org/10.1080/00222348.2013.808929).
 50. Ding Y., Sun X.L., Wang Z.L., Sun S.H. Misfit dislocations in multimetallic core-shelled nanoparticles // *Applied Physics Letters*. 2012. Vol. 100. № 11. Article number 111603. DOI: [10.1063/1.3695332](https://doi.org/10.1063/1.3695332).
 51. Bhattarai N., Casillas G., Ponce A., Jose-Yacamán M. Strain-release mechanisms in bimetallic core-shell nanoparticles as revealed by Cs-corrected STEM // *Surface science*. 2013. Vol. 609. P. 161–166. DOI: [10.1016/j.susc.2012.12.001](https://doi.org/10.1016/j.susc.2012.12.001).
 52. Khanal S., Casillas G., Bhattarai N., Velázquez-Salazar J.J., Santiago U., Ponce A., Mejia-Rosales S., José-Yacamán M. Cu₂S-passivated Au-core, Au₃Cu-shell nanoparticles analyzed by atomistic-resolution Cs-corrected STEM // *Langmuir*. 2013. Vol. 29. № 29. P. 9231–9239. DOI: [10.1021/la401598e](https://doi.org/10.1021/la401598e).
 53. De Wit R. Partial disclinations // *Journal of Physics C: Solid State Physics*. 1972. Vol. 5. P. 529–534. DOI: [10.1088/0022-3719/5/5/004](https://doi.org/10.1088/0022-3719/5/5/004).
 54. Romanov A.E., Kolesnikova A.L. Application of disclination concept to solid structures // *Progress in Materials Science*. 2009. Vol. 54. № 6. P. 740–769. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2009.03.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2009.03.002).
 55. Polonsky I.A., Romanov A.E., Gryaznov V.G., Kaprellov A.M. Disclination in an elastic sphere // *Philosophical magazine A-physics of condensed matter structure defects and mechanical properties*. 1991. Vol. 64. № 2. P. 281–287. DOI: [10.1080/01418619108221185](https://doi.org/10.1080/01418619108221185).
 56. Kolesnikova A.L., Gutkin M.Yu., Proskura A.V., Morozov N.F., Romanov A.E. Elastic fields of straight wedge disclinations axially piercing bodies with spherical free surfaces // *International Journal of Solids and Structures*. 2016. Vol. 99. P. 82–96. DOI: [10.1016/j.ijsolstr.2016.06.029](https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2016.06.029).
 57. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 599 с.

REFERENCES

1. Genç A., Patarroyo J., Sancho-Parramon J., Bastús N.G., Puntès V., Arbiol, J. Hollow metal nanostructures for enhanced plasmonics: synthesis, local plasmonic properties and applications. *Nanophotonics*, 2016, vol. 6, no. 1, pp. 193–213. DOI: [10.1515/nanoph-2016-0124](https://doi.org/10.1515/nanoph-2016-0124).
2. Wang X.Z., Liu F.J., Chen X.Y., Lu G.X., Song X.J., Tian J., Cui H.Z., Zhang G.S., Gao K.D. SnO₂ core-shell hollow microspheres co-modification with Au and NiO nanoparticles for acetone gas sensing. *Powder Technology*, 2020, vol. 364, pp. 159–166. DOI: [10.1016/j.powtec.2020.02.006](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2020.02.006).
3. Zhu C.Y., Wang H.W., Guan C. Recent progress on hollow array architectures and their applications in electrochemical energy storage. *Nanoscale Horizons*, 2020, vol. 5, no. 8, pp. 1188–1199. DOI: [10.1039/D0NH00332H](https://doi.org/10.1039/D0NH00332H).
4. Asset T., Chattot R., Fontana M., Mercier-Guyon B., Job N., Dubau L., Maillard F. A Review on Recent Developments and Prospects for the Oxygen Reduction Reaction on Hollow Pt-alloy Nanoparticles. *ChemPhysChem*, 2018, vol. 19, no. 13, pp. 1552–1567. DOI: [10.1002/cphc.201800153](https://doi.org/10.1002/cphc.201800153).
5. Yasun E., Gandhi S., Choudhury S., Mohammadinejad R., Benyettou F., Gozubenli N., Arami H. Hollow Micro and Nanostructures for Therapeutic and Imaging Applications. *Journal of Drug Delivery Science and Technology*, 2020, vol. 60, article number 102094. DOI: [10.1016/j.jddst.2020.102094](https://doi.org/10.1016/j.jddst.2020.102094).
6. Anderson B.D., Tracy J.B. Nanoparticle conversion chemistry: Kirkendall effect, galvanic exchange, and anion exchange. *Nanoscale*, 2014, vol. 6, no. 21, pp. 12195–12216 DOI: [10.1039/C4NR02025A](https://doi.org/10.1039/C4NR02025A).
7. Yu L., Yu X.Y., Lou X.W. The Design and Synthesis of Hollow Micro-/Nanostructures: Present and Future Trends. *Advanced Materials*, 2018, vol. 30, no. 38, article number 1800939. DOI: [10.1002/adma.201800939](https://doi.org/10.1002/adma.201800939).
8. Zhu M.Y., Tang J.J., Wei W.J., Li S.J. Recent progress in the syntheses and applications of multishelled hollow nanostructures. *Materials Chemistry Frontiers*, 2020, vol. 4, no. 4, pp. 1105–1149. DOI: [10.1039/C9QM00700H](https://doi.org/10.1039/C9QM00700H).
9. Belova I.V., Evteev A.V., Levchenko E.V., Murch G.E. The synthesis, stability and shrinkage of hollow nanoparticles: an overview. *Journal of Nano Research*, 2009, vol. 7, pp. 19–26. DOI: [10.4028/www.scientific.net/JNanoR.7.19](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/JNanoR.7.19).
10. Yang Z.J., Yang N.L., Pileni M.P. Nano Kirkendall effect related to nanocrystallinity of metal nanocrystals: influence of the outward and inward atomic diffusion on the final nanoparticle structure. *Journal of Physical Chemistry C*, 2015, vol. 119, no. 39, pp. 22249–22260. DOI: [10.1021/acs.jpcc.5b06000](https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.5b06000).
11. Glodán G., Cserhádi C., Beszedá I., Beke D.L. Production of hollow hemisphere shells by pure Kirkendall porosity formation in Au/Ag system. *Applied Physics Letters*, 2010, vol. 97, no. 11, article number 113109. DOI: [10.1063/1.3490675](https://doi.org/10.1063/1.3490675).

12. Yu H.C., Yeon D.H., Li X., Thornton K. Continuum simulations of the formation of Kirkendall-effect-induced hollow cylinders in a binary substitutional alloy. *Acta materialia*, 2009, vol. 57, no. 18, pp. 5348–5360. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.07.033](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.07.033).
13. Puente A.E.P.Y., Erdeniz D., Fife J.L., Dunand D.C. In situ X-ray tomographic microscopy of Kirkendall pore formation and evolution during homogenization of pack-aluminized Ni–Cr wires. *Acta Materialia*, 2016, vol. 103, pp. 534–546. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.10.013](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.10.013).
14. Vara M., Wang X., Howe J., Chi M.F., Xia Y.N. Understanding the Stability of Pt-Based Nanocages under Thermal Stress Using In Situ Electron Microscopy. *ChemNanoMat*, 2018, vol. 4, no. 1, pp. 112–117. DOI: [10.1002/cnma.201700298](https://doi.org/10.1002/cnma.201700298).
15. Zhdanov V.P., Kasemo B. On the feasibility of strain-induced formation of hollows during hydriding or oxidation of metal nanoparticles. *Nano letters*, 2009, vol. 9, no. 5, pp. 2172–2176. DOI: [10.1021/nl9008293](https://doi.org/10.1021/nl9008293).
16. Evteev A.V., Levchenko E.V., Belova I.V., Murch G.E. Formation of a hollow binary alloy nanosphere: a kinetic Monte Carlo study. *Journal of Nano Research*, 2009, vol. 7, pp. 11–17. DOI: [10.4028/www.scientific.net/JNanoR.7.11](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/JNanoR.7.11).
17. Svoboda J., Fischer F.D., Vollath D. Modeling of formation of binary-phase hollow nanospheres from metallic solid nanospheres. *Acta materialia*, 2009, vol. 57, no. 6, pp. 1912–1919. DOI: [10.1016/j.actamat.2008.12.038](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.12.038).
18. Fischer F.D., Svoboda J. Modelling of Reaction of Metallic Nanospheres with Gas. *Solid State Phenomena*, 2011, vol. 172–174, pp. 1028–1037. DOI: [10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.1028](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.1028).
19. Levitas V.I., Attariani H. Mechanochemical continuum modeling of nanovoid nucleation and growth in reacting nanoparticles. *Journal of Physical Chemistry C*, 2012, vol. 116, no. 1, pp. 54–62. DOI: [10.1021/jp2055365](https://doi.org/10.1021/jp2055365).
20. Klinger L., Kraft O., Rabkin E. A model of Kirkendall hollowing of core–shell nanowires and nanoparticles controlled by short-circuit diffusion. *Acta Materialia*, 2015, vol. 83, pp. 180–186. DOI: [10.1016/j.actamat.2014.09.050](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.09.050).
21. Gusak A.M., Zaporozhets T.V., Tu K.N., Gösele U. Kinetic analysis of the instability of hollow nanoparticles. *Philosophical Magazine*, 2005, vol. 85, no. 36, pp. 4445–4464. DOI: [10.1080/14786430500311741](https://doi.org/10.1080/14786430500311741).
22. Fischer F.D., Svoboda J. High temperature instability of hollow nanoparticles. *Journal of Nanoparticle Research*, 2008, vol. 10, no. 2, pp. 255–261. DOI: [10.1007/s11051-007-9242-6](https://doi.org/10.1007/s11051-007-9242-6).
23. Evteev A.V., Levchenko E.V., Belova I.V., Murch G.E. Shrinking kinetics by vacancy diffusion of a pure element hollow nanosphere. *Philosophical Magazine*, 2007, vol. 87, no. 25, pp. 3787–3796. DOI: [10.1080/14786430601103005](https://doi.org/10.1080/14786430601103005).
24. Yanovsky V.V., Kopp M.I., Ratner M.A. Evolution of vacancy pores in bounded particles. *Functional materials*, 2019, vol. 26, no. 1, pp. 131–151. DOI: [10.15407/fm26.01.131](https://doi.org/10.15407/fm26.01.131).
25. Klinger L., Murch G. E., Belova I.V., Rabkin E. Pores shrinkage and growth in polycrystalline hollow nanoparticles and nanotubes. *Scripta Materialia*, 2020, vol. 180, pp. 93–96. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2020.01.029](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.01.029).
26. Valencia F.J., Ramírez M., Varas A., Rogan J. Understanding the Stability of Hollow Nanoparticles with Polycrystalline Shells. *Journal of Physical Chemistry C*, 2020, vol. 124, no. 18, pp. 10143–10149. DOI: [10.1021/acs.jpcc.0c00258](https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.0c00258).
27. Valencia F.J., Ramírez M., Varas A., Rogan J., Kiwi M. Thermal Stability of Hollow Porous Gold Nanoparticles: A Molecular Dynamics Study. *Journal of Chemical Information and Modeling*, 2020, vol. 60, no. 12, pp. 6204–6210. DOI: [10.1021/acs.jcim.0c00785](https://doi.org/10.1021/acs.jcim.0c00785).
28. Romanov A.E., Polonsky I.A., Gryaznov V.G., Nepijko S.A., Junghanns T., Vitrykhovski N.I. Voids and channels in pentagonal crystals. *Journal of crystal growth*, 1993, vol. 129, no. 3–4, pp. 691–698. DOI: [10.1016/0022-0248\(93\)90505-Q](https://doi.org/10.1016/0022-0248(93)90505-Q).
29. Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A. Evolution of the formation and growth of a cavity in pentagonal crystals of electrolytic origin. *Physics of the Solid State*, 2006, vol. 48, no. 8, pp. 1433–1438.
30. Vlasov N.M., Dragunov Y.G. Phase transformations in pentagonal nanocrystals. *Technical Physics*, 2013, vol. 58, no. 2, pp. 218–222.
31. Vlasov N.M., Zaznoba V.A. Kinetics of migration (deposition) of fission products and interstitial impurities to sinks with different singularities. *Physics of the Solid State*, 2014, vol. 56, no. 3, pp. 518–521.
32. Yasnikov I.S. Mechanism of the formation of cavities in icosahedral metallic small particles of electrolytic origin. *Physics of the Solid State*, 2007, vol. 49, no. 7, pp. 1224–1228.
33. Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A. The formation of cavities in icosahedral small particles formed in the process of metal electrocrystallization. *Pisma v Zhurnal tekhnicheskoy fiziki*, 2007, vol. 33, no. 19, pp. 24–31.
34. Tsagrakis I., Yasnikov I.S., Aifantis E.C. Gradient elasticity for disclinated micro crystals. *Mechanics Research Communications*, 2018, vol. 93, pp. 159–162. DOI: [10.1016/j.mechrescom.2017.11.007](https://doi.org/10.1016/j.mechrescom.2017.11.007).
35. Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A. Concerning the existence of cavities in icosahedral small metal particles of electrolytic nature. *Pisma v Zhurnal eksperimentalnoy i teoreticheskoy fiziki*, 2006, vol. 83, no. 1–2, pp. 46–49.
36. Wang X., Figueroa-Cosme L., Yang X., Luo M., Liu J., Xie Z.X., Xia Y.N. Pt-based icosahedral nanocages: using a combination of {111} facets, twin defects, and ultrathin walls to greatly enhance their activity toward oxygen reduction. *Nano letters*, 2016, vol. 16, no. 2, pp. 1467–1471. DOI: [10.1021/acs.nanolett.5b05140](https://doi.org/10.1021/acs.nanolett.5b05140).
37. Han L., Long P., Bai J.F., Che S.N. Spontaneous formation and characterization of silica mesoporous crystal spheres with reverse multiply twinned polyhedral hollows. *Journal of the American Chemical Society*, 2011, vol. 133, no. 16, pp. 6106–6109. DOI: [10.1021/ja110443a](https://doi.org/10.1021/ja110443a).
38. Hou P.F., Cui P.L., Liu H., Li J.L., Yang J. Nanoscale noble metals with a hollow interior formed through inside-out diffusion of silver in solid-state core-shell nanoparticles. *Nano Research*, 2015, vol. 8, no. 2, pp. 512–522. DOI: [10.1007/s12274-014-0663-0](https://doi.org/10.1007/s12274-014-0663-0).

39. Huang H.W., Zhang L., Lv T., Ruditskiy A., Liu J.Y., Ye Z.Z., Xia Y.N. Five-Fold Twinned Pd Nanorods and Their Use as Templates for the Synthesis of Bimetallic or Hollow Nanostructures. *ChemNanoMat*, 2015, vol. 1, no. 4, pp. 246–252. DOI: [10.1002/cnma.201500042](https://doi.org/10.1002/cnma.201500042).
40. Tehuacanero-Cuapa S., Palomino-Merino R., Reyes-Gasga J. CBED electron beam drilling and closing of holes in decahedral silver nanoparticles. *Radiation Physics and Chemistry*, 2013, vol. 87, pp. 59–63. DOI: [10.1016/j.radphyschem.2013.02.023](https://doi.org/10.1016/j.radphyschem.2013.02.023).
41. Tehuacanero-Cuapa S., Reyes-Gasga J., Brès E.F., Palomino-Merino R., García-García R. Holes drilling in gold and silver decahedral nanoparticles by the convergent beam electron diffraction electron beam. *Radiation Effects and Defects in Solids*, 2014, vol. 169, no. 10, pp. 838–844. DOI: [10.1080/10420150.2014.958747](https://doi.org/10.1080/10420150.2014.958747).
42. Tehuacanero-Cuapa S., Reyes-Gasga J., Rodríguez-Gómez A., Bahena D., Hernández-Calderón I., García-García R. The low-loss EELS spectra from radiation damaged gold nanoparticles. *Journal of Applied Physics*, 2016, vol. 120, no. 16, article number 164302. DOI: [10.1063/1.4965862](https://doi.org/10.1063/1.4965862).
43. Kolesnikova A.L., Romanov A.E. Stress relaxation in pentagonal whiskers. *Pisma v Zhurnal tekhnicheskoy fiziki*, 2007, vol. 33, no. 20, pp. 73–79.
44. Gutkin M.Y., Kolesnikova A.L., Krasnitckii S.A., Dorogin L.M., Serebryakova V.S., Vikarchuk A.A., Romanov A.E. Stress relaxation in icosahedral small particles via generation of circular prismatic dislocation loops. *Scripta Materialia*, 2015, vol. 105, pp. 10–13. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2015.04.015](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.04.015).
45. Gutkin M.Y., Kolesnikova A.L., Krasnitckii S.A., Romanov A.E., Shalkovskii A.G. Misfit dislocation loops in hollow core-shell nanoparticles. *Scripta Materialia*, 2014, vol. 83, no. 1-4, pp. 1–4. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2014.03.005](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2014.03.005).
46. Krauchanka M.Y., Krasnitckii S.A., Gutkin M.Y., Kolesnikova A.L., Romanov A.E. Circular loops of misfit dislocations in decahedral core-shell nanoparticles. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 167, pp. 81–85. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2019.03.031](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.03.031).
47. Gutkin M.Y., Kolesnikova A.L., Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A., Aifantis E.C., Romanov A.E. Fracture of hollow multiply-twinned particles under chemical etching. *European Journal of Mechanics A-Solids*, 2018, vol. 68, pp. 133–139. DOI: [10.1016/j.euromechsol.2017.11.004](https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2017.11.004).
48. Dorogin L.M., Vlassov S., Kolesnikova A.L., Kink I., Löhmus R., Romanov A.E. Crystal mismatched layers in pentagonal nanorods and nanoparticles. *Physica status solidi B-basic solid state physics*, 2010, vol. 247, no. 2, pp. 288–298. DOI: [10.1002/pssb.200945385](https://doi.org/10.1002/pssb.200945385).
49. Gutkin M.Yu., Panpurin S.N. Spontaneous formation and equilibrium distribution of cylindrical quantum dots in atomically inhomogeneous pentagonal nanowires. *Journal of macromolecular science part B-physics*, 2013, vol. 52, no. 12, pp. 1756–1769. DOI: [10.1080/00222348.2013.808929](https://doi.org/10.1080/00222348.2013.808929).
50. Ding Y., Sun X.L., Wang Z.L., Sun S.H. Misfit dislocations in multimetallic core-shelled nanoparticles. *Applied Physics Letters*, 2012, vol. 100, no. 11, article number 111603. DOI: [10.1063/1.3695332](https://doi.org/10.1063/1.3695332).
51. Bhattarai N., Casillas G., Ponce A., Jose-Yacamán M. Strain-release mechanisms in bimetallic core-shell nanoparticles as revealed by Cs-corrected STEM. *Surface science*, 2013, vol. 609, pp. 161–166. DOI: [10.1016/j.susc.2012.12.001](https://doi.org/10.1016/j.susc.2012.12.001).
52. Khanal S., Casillas G., Bhattarai N., Velázquez-Salazar J.J., Santiago U., Ponce A., Mejía-Rosales S., José-Yacamán M. CuS₂-Passivated Au-Core, Au₃Cu-shell nanoparticles analyzed by atomistic-resolution Cs-corrected STEM. *Langmuir*, 2013, vol. 29, no. 29, pp. 9231–9239. DOI: [10.1021/la401598e](https://doi.org/10.1021/la401598e).
53. De Wit R. Partial disclinations. *Journal of Physics C: Solid State Physics*, 1972, vol. 5, pp. 529–534. DOI: [10.1088/0022-3719/5/5/004](https://doi.org/10.1088/0022-3719/5/5/004).
54. Romanov A.E., Kolesnikova A.L. Application of disclination concept to solid structures. *Progress in Materials Science*, 2009, vol. 54, no. 6, pp. 740–769. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2009.03.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2009.03.002).
55. Polonsky I.A., Romanov A.E., Gryaznov V.G., Kaprellov A.M. Disclination in an elastic sphere. *Philosophical magazine A-physics of condensed matter structure defects and mechanical properties*, 1991, vol. 64, no. 2, pp. 281–287. DOI: [10.1080/01418619108221185](https://doi.org/10.1080/01418619108221185).
56. Kolesnikova A.L., Gutkin M.Yu., Proskura A.V., Morozov N.F., Romanov A.E. Elastic fields of straight wedge disclinations axially piercing bodies with spherical free surfaces. *International Journal of Solids and Structures*, 2016, vol. 99, pp. 82–96. DOI: [10.1016/j.ijsolstr.2016.06.029](https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2016.06.029).
57. Khirt Dzh., Lote I. *Teoriya dislokatsiy* [Dislocation theory]. Moscow, Atomizdat Publ., 1972. 599 p.

Residual stress relaxation in decahedral particles through the formation of a central spherical void

© 2021

Stanislav A. Krasnitsky*^{1,4}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher
Anna L. Kolesnikova^{2,5}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), leading researcher
Mikhail Yu. Gutkin^{2,6}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), chief researcher
Aleksey E. Romanov^{3,7}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor

¹Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg (Russia)

²Institute of Problems of Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences, St. Petersburg (Russia)

³ITMO University, St. Petersburg (Russia)

*E-mail: krasnitsky@inbox.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4363-8242>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4116-4821>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0727-6352>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3738-408X>

Abstract: Small metal particles with a body-centered crystal lattice (BCC) often take the form of polyhedrons with fifth-order symmetry axes such as the icosahedron, decahedron, and pentagonal prism. The quintic symmetry axes, forbidden by the traditional crystallography laws, cause inhomogeneous elastic stress and strain in these particles. Under certain conditions, these stress and strain could relax through the change in the particle structure: the formation of partial and perfect dislocations, misfit layers, and the nucleation of cracks and voids. Within the quasi-equilibrium energy approach, the authors proposed a theoretical model of residual stress relaxation in decahedral particles due to the formation of a central spherical void. The explicit analytical expressions for energies of solid and hollow decahedral particles are found. The elastic energy of a hollow decahedral particle is defined as the work spent on the nucleation of a positive wedge disclination with the power $\omega \approx 0.0163$ rad ($\approx 7^\circ 20'$) in the elastic spherical shell under its own stress field. The authors determined the change in the surface energy due to the formation of a void considering the influence of the relaxation effect of the first coordination sphere surrounding the vacancy on the particle volume change. The energy change of decahedral particles during the formation of a spherical void is calculated and the optimal and critical parameters of this process are determined. The study shows that there some critical radius of a particle, if reached the formation of the central spherical void becomes energetically favorable. Moreover, the study shows that a pore germ will grow until it reaches a certain optimal size corresponding to the greatest change in the system energy. The numerical calculations correspond with experimental observations of unstable voids in the rather small silver and gold decahedral particles with the diameter of 30–40 nm and stable voids in relatively large copper decahedral particles with the diameter of ~ 1 μm .

Keywords: hollow decahedral particles; residual stress relaxation; void formation; spherical void.

Acknowledgments: The work was financially supported by the Russian Science Foundation (Grant No. 19-19-00617).

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

For citation: Krasnitsky S.A., Kolesnikova A.L., Gutkin M.Yu., Romanov A.E. Residual stress relaxation in decahedral particles through the formation of a central spherical void. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 27–38. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-27-38.

Особенности структурно-фазовых превращений и упрочнения при деформации сдвигом под давлением высокоазотистой стали с аустенитно-ферритной структурой металлической матрицы

© 2021

Лучко Сергей Николаевич^{*1}, младший научный сотрудник лаборатории механических свойств
Макаров Алексей Викторович², член-корреспондент РАН, доктор технических наук,
заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств
Волкова Елена Георгиевна³, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник
лаборатории механических свойств

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург (Россия)

*E-mail: serojaluchko@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4958-3027>

Аннотация: Повышенные антикоррозионные, прочностные, трибологические и физические характеристики – особенности сталей с повышенным содержанием азота. Поиск путей упрочнения высокоазотистых сталей является перспективным направлением современного металлостроения. Термические обработки – один из способов упрочнения азотистых сталей за счет дисперсионного твердения нитридными частицами. В работе исследовано влияние кратковременного высокотемпературного старения и больших пластических деформаций, реализуемых методом сдвига под давлением (СД) 8 ГПа на наковальнях Бриджмена (3 оборота наковален со скоростью вращения 0,3 об/мин) при комнатной температуре, на структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой стали 08X22ГА1,24 со смешанной структурой металлической матрицы γ (аустенит) + α (феррит). Установлено, что старение (0,5 ч) при температуре 650 °С закаленной от 1180 °С стали приводит к формированию смешанной аустенитно-ферритной структуры металлической матрицы в пропорции 50 об. % γ и 50 об. % α и выделению протяженных вторичных нитридов хрома Cr_2N , образующих совместно с прослойками феррита участки с перлитоподобной структурой. Данные участки обуславливают повышенную микротвердость стали с аустенитно-ферритной структурой матрицы (385 ± 8 HV 0,025) по сравнению с микротвердостью стали, состаренной при температуре 550 °С (0,5 ч) и имеющей аустенитную структуру матрицы, упрочненной вторичными нитридами CrN (364 ± 8 HV 0,025). Деформация СД состаренной при 650 °С (0,5 ч) стали с исходной $\gamma + \alpha + \text{Cr}_2\text{N}$ структурой приводит к $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращению и формированию субмикро- и нанокристаллической структуры. Это вызывает эффективное повышение прочности стали (до 900 ± 29 HV 0,025) и рост сопротивления упругопластическому деформированию по сравнению с состаренным при 550 °С (0,5 ч) состоянием.

Ключевые слова: высокоазотистая аустенитная сталь; 08X22ГА1,24; дисперсионное твердение; сдвиг под давлением; растворение нитридов; наноструктурирование; микромеханические свойства.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6. Электронно-микроскопические исследования и микроиндентирование выполнены в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Авторы выражают глубокую признательность профессору Ц. Рашеву за предоставления материала для исследования, а также к. т. н. А.Л. Осинцевой и к. т. н. А.В. Литвинову за участие в экспериментах.

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

Для цитирования: Лучко С.Н., Макаров А.В., Волкова Е.Г. Особенности структурно-фазовых превращений и упрочнения при деформации сдвигом под давлением высокоазотистой стали с аустенитно-ферритной структурой металлической матрицы // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 39–47. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-39-47.

ВВЕДЕНИЕ

Разработка сталей с повышенным содержанием азота представляет собой перспективное направление современного металлостроения. Одной из основных целей является достижение высоких эксплуатационных характеристик для разработки новых высокопроизводительных нержавеющих сталей за счет использования преимуществ азота в части его механических свойств и коррозионной стойкости [1–3]. В качестве легирующего

элемента азот способен повышать механические свойства материалов лучше, чем углерод. Благодаря синергетическому эффекту между хромом и азотом могут быть разработаны новые супераустенитные стали, которые в основном используются в жестких условиях эксплуатации, таких как морское машиностроение и нефтегазовая промышленность. Использование азота позволяет снизить дополнительное легирование аустенитообразующими элементами вследствие высокой растворимости азота в ГЦК-решетке аустенитной

нержавеющей стали [4]. В настоящее время идет поиск альтернативных способов получения высокоазотистых сталей. Появились новые работы по применению аддитивных технологий для производства высокоазотистых сталей [3; 5]. Это позволит дешевле создавать изделия любой формы, чем при традиционных методах производства. Стали системы Fe-Cr-N имеют следующие особенности: повышенная коррозионная стойкость [6; 7], даже после упрочняющей термомеханической обработки [8]; высокие прочностные характеристики за счет твердорастворного легирования азотом [6; 9]; хорошая износостойкость вследствие высокой исходной твердости и последующего деформационного упрочнения поверхности [6; 10; 11].

Для повышения физико-механических свойств высокоазотистых сталей используют различные способы упрочнения: термические обработки, которые приводят к формированию различных типов структур (включая дуплексные структуры металлической матрицы) [12; 13] и вызывают дисперсионное твердение за счет выделения дисперсных нитридов (CrN , Cr_2N) [12; 14; 15]; холодную пластическую деформацию методом сдвига под давлением (СД), которая приводит к диспергированию и частичному деформационному растворению нитридов (CrN , Cr_2N) [16]; фрикционную обработку поверхности, что создает деформированный слой с повышенной твердостью и увеличенным сопротивлением пластической деформации [17].

Важной задачей является поиск условий наиболее эффективного деформационного упрочнения высокоазотистых сталей. Существуют разнообразные методы поверхностного деформирования и наноструктурирования сталей, такие, например, как обработка шариками с ультразвуковой частотой в вакууме (SMAT) [18] и фрикционная обработка (ФО) скользящими инденторами [19]. При ФО в поверхностном слое металлических материалов возникает напряженное состояние, реализуемое при деформировании в условиях СД [20; 21]. Поэтому деформация методом СД может быть рассмотрена в качестве способа моделирования деформационных процессов, происходящих в поверхностном слое азотистой стали при таком практически значимом методе упрочнения, как ФО.

В работах [16; 21; 22] было показано, что в результате старения при температуре 550 °С из аустенита закаленной от 1180 °С стали 08X22ГА1,24 выделяются дисперсные вторичные нитриды CrN , которые активизируют упрочнение при СД вследствие их интенсивного деформационного растворения. Повышение температуры старения до 650 °С с выдержкой 2,5 ч приводит к формированию перлитоподобной структуры, которая состоит из α (ОЦК)-фазы (феррита) и вытянутых вторичных нитридов Cr_2N [22; 23]. В работе [23] рассмотрены особенности упрочнения и деформационного растворения нитридов различной морфологии при СД высокоазотистой стали с исходными структурами γ (аустенит) + Cr_2N (первичные нитриды) + CrN (вторичные нитриды) и α (феррит) + Cr_2N .

Значительный интерес представляет изучение особенностей упрочнения и развития структурно-фазовых превращений при СД стали с исходной дуплексной (аустенит + феррит) структурой металлической матрицы в сравнении с исходными γ (аустенит) и α (феррит) со-

стояниями. Это позволит выявить структурное состояние, которое обладает наибольшей способностью к деформационному упрочнению, что может быть использовано при совершенствовании технологий термических и деформационных обработок азотистых сталей. Получение такой дуплексной структуры ($\gamma+\alpha$) можно ожидать при уменьшении продолжительности старения при 650 °С от 2,5 до 0,5 ч, что должно привести к неполному $\gamma\rightarrow\alpha$ превращению в металлической матрице при охлаждении от температуры старения.

Цель работы – проведение исследований структурно-фазовых превращений и изменений микромеханических свойств под действием СД высокоазотистой стали 08X22ГА1,24 со смешанной структурой металлической матрицы γ (аустенит) + α (феррит) и нитридами хрома в сравнении с поведением при СД стали со структурами γ + нитриды хрома и α + нитриды хрома.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для исследования была выбрана высокоазотистая аустенитная горячедеформированная сталь с химическим составом (масс. %): 1,24 N; 0,08 C; 22,2 Cr; 1,38 Mn; 0,098 Mo; 0,02 V; остальное Fe. Сталь была выплавлена литьем с противодействием азота. Образцы размером 5,5×5,5×61,0 мм подвергали закалке в воду от 1180 °С для получения аустенитной структуры и максимально возможного растворения нитридной фазы.

Образцы после закалки старили (температура 650 °С) для частичного (после выдержки 0,5 ч) и полного (после выдержки 2,5 ч) распада аустенита с целью образования феррита и выделения нитридов Cr_2N с последующим охлаждением до комнатной температуры.

Для деформации СД в наковальнях Бриджмена вырезали заготовки 5,5×5,5×0,7 мм. После механического шлифования и электрополирования образцы толщиной 0,65 мм подвергали сдвигу под давлением 8 ГПа на наковальнях с пуансонами из ВК6 с диаметром рабочей части 6 мм (3 оборота наковален со скоростью вращения 0,3 об/мин) при комнатной температуре.

Рентгеновский дифрактометр SHIMADZU XRD-7000 с CrK_α -излучением использовался для определения фазового состава исследуемой стали. Тонкую структуру исследовали на просвечивающем электронном микроскопе JEM 200CX. Микротвердость определяли по методу восстановленного отпечатка на приборе Shimadzu HVM-G21DT при нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н. Микроиндентирование выполняли на измерительной системе NanoTest при максимальной нагрузке на индентор Берковича 0,245 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Приведенные в таблице 1 данные по фазовому составу показывают, что после закалки от 1180 °С и старения при 650 °С в течение 0,5 ч в стали формируется дуплексная аустенитно-ферритная структура матрицы (50 об. % γ и 50 об. % α). Старение при меньшей температуре (550 °С, 0,5 ч) обеспечивает сохранение 95 об. % аустенита [16], а более продолжительное (2,5 ч) старение при 650 °С формирует полностью ферритную структуру матрицы [22; 23]. Из таблицы 1 также следует,

что деформация СД стали, состаренной при температуре 650 °С (0,5 ч), приводит к росту количества α -фазы до 70 об. % вследствие возникновения из аустенита 20 об. % α' -мартенсита деформации.

Результаты электронномикроскопического исследования (рис. 1) свидетельствуют о формировании в закаленной стали 08Х22ГА1,24 при кратковременном (0,5 ч) старении (температура 650 °С) перлитоподобной структуры. Она состоит из крупных вытянутых зерен α -фазы (феррита) и тонких нитридных прослоек. Согласно данным дифракционного анализа (рис. 1 b) нитриды имеют состав Cr_2N .

Темнопольное изображение структуры в нитридном рефлексе (рис. 1 с) позволяет определить, что в результате старения при 650 °С в течение 0,5 ч выделяются значительно более тонкие (толщиной ~20 нм) нитриды Cr_2N , чем в случае более продолжительного (2,5 ч) старения, когда толщина образующихся вытянутых нитридов составляет ~60 нм [22; 23].

На рис. 2 показаны снимки структуры стали 08Х22ГА1,24, состаренной при 650 °С (0,5 ч), после деформации методом СД. В образце формируются неоднородные преимущественно субмикроструктурные

Таблица 1. Влияние термической обработки, формирующей двухфазную (аустенит + феррит) структуру металлической матрицы, и деформации СД на фазовый состав металлической матрицы и микротвердость стали 08Х22ГА1,24
Table 1. The influence of thermal treatment forming the two-phase structure (austenite + ferrite) of metal matrix and SP deformation on phase composition of metal matrix and microhardness of 08H22GA1.24 steel

Обработка	γ , об. %	α , об. %	HV 0,025
Закалка + 650 °С, 0,5 ч	50	50	385±8
Закалка + 650 °С, 0,5 ч + СД	30	70	900±29

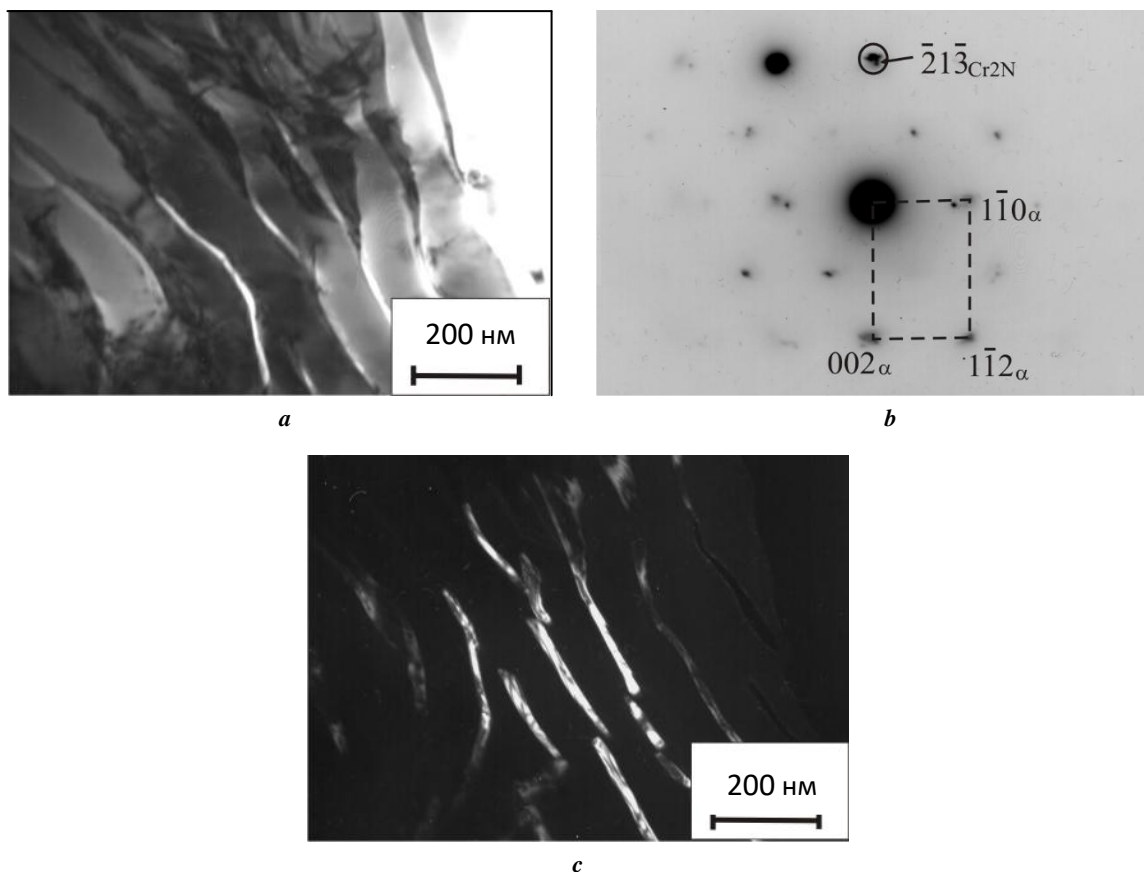


Рис. 1. Перлитоподобная структура, формирующаяся в стали 08Х22ГА1,24 в результате закалки от 1180 °С с последующим старением при 650 °С с выдержкой 0,5 ч: **a** – светлопольное изображение;

b – микродифракция, ось зоны $[110]_{\alpha}$; **c** – темнопольное изображение в рефлексе $\bar{2}1\bar{3}_{\text{Cr}_2\text{N}}$

Fig. 1. The pearlite-like structure being formed in the 08H22GA1.24 steel as the result of quenching at the temperature from 1180 °С with succeeding aging at 650 °С and 0.5 h holding: **a** – bright-field image;

b – microdiffraction, zone axis $[110]_{\alpha}$; **c** $[110]_{\alpha}$ – dark-field image in reflection $\bar{2}1\bar{3}_{\text{Cr}_2\text{N}}$

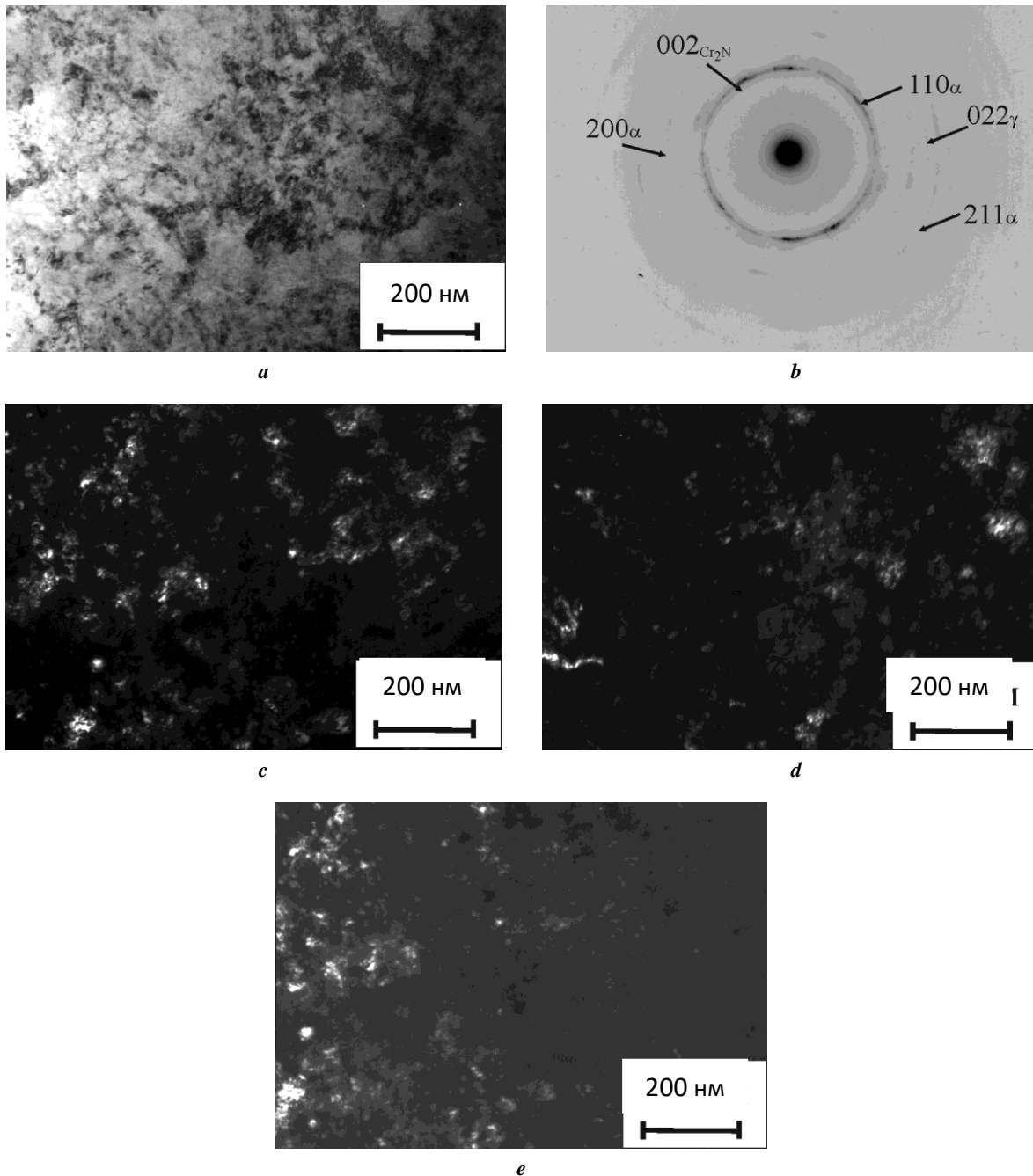


Рис. 2. Особенности структуры стали 08H22GA1,24, закаленной от 1180 °С, после старения при 650 °С, выдержка 0,5 ч и деформация СД:
a – светлопольное изображение; *b* – картина микродифракции;
c – темнопольное изображение в рефлексе (110)_α; *d* – темнопольное изображение в рефлексе (022)_γ;
e – темнопольное изображение преимущественно в рефлексе (002)_{Cr2N}

Fig. 2. Specific characteristics of the 08H22GA1.24 steel structure quenched at the temperature from 1180 °С, after aging at 650 °С, 0.5 h soaking, and SP deformation:
a – bright-field image; *b* – microdiffraction image; *c* – dark-field image in reflection (110)_α;
d – dark-field image in reflection (022)_γ; *e* – dark-field image mostly in reflection (002)_{Cr2N}

и наноструктуры. На рис. 2 а, 2 с присутствуют мелкие (размером несколько нм) кристаллиты и более крупные структурные фрагменты (сумбикронных размеров). Наличие на микродифракции (рис. 2 б) почти сплошного, но неоднородного с утолщениями кольца, принадлежащего рефлексу (110)_α, а также полей на светлопольном изображении (рис. 2 а) с относительно небольшим контрастом между отдельными участками

указывает на наличие некоторой текстурованности и малоугловых разориентировок у отдельных субзерен α-фазы.

Картина микродифракции (рис. 2 б) наряду с рефлексами от α-фазы содержит слабую линию 022_γ. На темнопольном снимке (рис. 2 д) видно небольшое количество зерен γ-фазы нано- и субмикронных размеров, а также отдельные дислокационные ячейки.

На темнопольном изображении в нитридном рефлексе (рис. 2 е) наблюдаются дисперсные кристаллиты Cr₂N и, по-видимому, более крупные зерна α-фазы.

Результаты измерения микромеханических характеристик методом микроиндентирования поверхности образцов стали 08Х22ГА1,24, подвергнутых закалке, высокотемпературному старению (650 °С, 0,5 ч) и деформации СД, представлены в таблице 2. Видно, что деформация СД приводит к полуторакратному уменьшению значений максимальной h_{max} и остаточной h_p глубин вдавливания, а также к более чем двукратному увеличению среднего значения твердости вдавливания H_{IT} (от 4,3 до 10,4 ГПа). Контактный модуль упругости E^* в результате деформации СД снижается очень незначительно (на 5 %).

В таблице 2 также приведены рассчитанные по данным микроиндентирования характеристики упругого восстановления R % [24; 25] и отношений $\frac{H_{IT}}{E^*}$ (удельная контактная твердость) [26] и $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$. Эти характеристики отражают способность материалов деформироваться в упругой области без остаточного формоизменения (R %, $\frac{H_{IT}}{E^*}$) [24; 25; 27] и сопротивляться деформированию после начала пластического течения ($\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$) [28]. Из данных таблицы 2 следует, что деформация СД приводит к значительному росту рассматриваемых расчетных параметров: R % и $\frac{H_{IT}}{E^*}$ – более чем в 2 раза, а $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$ – более чем в 10 раз. Это указывает на то, что благодаря деформации СД существенно повышается способность поверхности стали, подвергнутой закалке и кратковременному (0,5 ч) отжигу при 650 °С, сопротивляться упругопластическому деформированию.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Старение при температуре 550 °С (0,5 ч) приводит к выделению в аустенитной матрице равномерно распределенных дисперсных равноосных вторичных нитридов типа CrN с образованием лишь 5 об. % α-фазы [16]. В результате повышения температуры старения до 650 °С происходит дестабилизация γ-фазы из-за выделения из аустенита при нагреве азота и хрома с образованием тонких нитридных прослоек Cr₂N. В процессе охлаждения от температуры старения формируется перлитоподобная структура. В отличие от старения при 650 °С в течение 2,5 ч, когда развивается практически полное γ→α превращение [22; 23], высокотемпературное старение продолжительностью 0,5 ч приводит к менее интенсивному обеднению аустенита азотом и хромом, стабилизирующим γ-фазу, и, как следствие, к неполному γ→α превращению при охлаждении (таблица 1). Важно отметить, что в структуре стали после всех рассматриваемых режимов старения наряду с выделившимися при нагреве вторичными нитридами (CrN, Cr₂N) различной морфологии присутствуют также глобулярные первичные нитриды Cr₂N, не полностью растворившиеся при нагреве под закалку (до 1180 °С) [16].

Деформация СД вызывает сильное диспергирование тонких протяженных вторичных нитридов Cr₂N (рис. 1 с) и глобулярных первичных нитридов Cr₂N с их последующим частичным деформационно-индуцированным растворением [16; 22; 23]. О незавершенности процессов трансформации исходных протяженных ферритных зерен (рис. 1 а) и возникающего мартенсита деформации в однородную нанокристаллическую структуру с большеугловыми границами свидетельствует также присутствие на светлопольном и темнопольном изображениях (рис. 2 а, 2 с) дислокационных ячеистых структур.

Измерения микротвердости по методу восстановленного отпечатка показали (таблица 1), что средние значения микротвердости стали после старения при температуре 650 °С с выдержкой 0,5 ч (385 HV 0,025)

Таблица 2. Результаты микроиндентирования при максимальной нагрузке на индентор 0,25 Н образцов стали 08Х22ГА1,24 после термической обработки, формирующей двухфазную (аустенит + феррит) структуру металлической матрицы, и деформации СД

Table 2. The results of microindentation at the maximal load on the indenter equal to 0.25 N of 08H22GA1.24 steel specimens after thermal treatment forming the two-phase (austenite + ferrite) structure of metal matrix and SP deformation

Обработка	h_{max} , мкм	h_p , мкм	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	R , %	$\frac{H_{IT}}{E^*}$	$\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$
Закалка + 650 °С, 0,5 ч	1,52	1,43	4,3±0,3	237	5,8	0,0181	0,0014
Закалка + 650 °С, 0,5 ч + СД	1,07	0,92	10,0±0,8	226	13,5	0,0445	0,0199

Примечание.

h_{max} – максимальная глубина вдавливания индентора;

h_p – остаточная глубина вдавливания индентора после снятия нагрузки;

H_{IT} – твердость вдавливания при максимальной нагрузке;

E^* – контактный модуль упругости;

$\% R = \frac{h_{max} - h_p}{h_{max}} \cdot 100\%$ – упругое восстановление [23; 24].

близки микротвердости стали, состаренной при 650 °С с выдержкой 2,5 ч (394 HV 0,025) [23], и выше, чем у состаренной при 550 °С стали (364 HV 0,025) [16]. Таким образом, наличие в структуре стали после кратковременного старения при 650 °С ~50 об. % феррита (таблица 1), образующего вместе с тонкими нитридами перлитоподобную структуру (рис. 1), обуславливает более высокую среднюю микротвердость, чем у состаренной при 550 °С (0,5 ч) стали с преимущественно аустенитной (95 об. % γ) матрицей, в которой равномерно распределены выделившиеся дисперсные нитриды типа CrN [16].

Представленные в таблице 1 результаты свидетельствуют также, что деформация СД приводит к эффективному росту средней микротвердости стали с исходной дулексной ($\gamma+\alpha$) структурой металлической матрицы до 900 HV 0,025, подобно упрочнению при СД стали с исходной аустенитной (888 HV 0,025; закалка + 550 °С, 0,5 ч) [16] и ферритной (930 HV 0,025; закалка + 650 °С, 2,5 ч) [23] структурами матрицы.

Установленный эффективный рост микротвердости (таблица 1) и прочностных характеристик микроиндендирования (таблица 2) стали с исходной $\gamma+\alpha+\text{Cr}_2\text{N}$ структурой (рис. 1) под действием деформации СД обусловлен сильным диспергированием (вплоть до субмикро- и нанокристаллического состояния) металлической основы стали и нитридов хрома (вторичных протяженных и первичных глобулярных) (рис. 2), а также частичным деформационным растворением нитридной фазы и обогащением твердого раствора азотом.

Сравнительный анализ данных таблицы 2 с результатами [16; 23] показывает, что достигнутые при де-

формации СД уровни значений H_{IT} , $R\%$ $\frac{H_{IT}}{E^*}$ и $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$

(как и значений микротвердости HV 0,025, см. таблицу 1) у стали с исходной дулексной ($\gamma+\alpha$) структурой матрицы и нитридами Cr_2N (после старения при 650 °С, 0,5 ч) находятся между уровнями соответствующих характеристик стали с исходными структурами аустенита с первичными нитридами Cr_2N и вторичными нитридами CrN (старение 550 °С, 0,5 ч) и феррита с первичными и вторичными нитридами Cr_2N (старение 650 °С, 2,5 ч). Максимальные же прочностные свойства установлены после деформации СД стали 08X22ГА1,24 с однофазной ферритной структурой матрицы (закалка + старение 650 °С, 2,5 ч) [23].

ВЫВОДЫ

1. Кратковременное (0,5 ч) старение при 650 °С закаленной от 1180 °С высокоазотистой аустенитной стали 08X22ГА1,24 приводит к формированию смешанной аустенитно-ферритной структуры металлической матрицы (в пропорции 50 об. % γ и 50 об. % α) и выделению протяженных вторичных нитридов хрома Cr_2N , образующих совместно с прослойками феррита участки с перлитоподобной структурой. Наличие указанных участков обуславливает повышенную микротвердость стали со смешанной аустенитно-ферритной структурой матрицы (385±8 HV 0,025) по сравнению с микротвердостью стали, состаренной при температуре 550 °С (0,5 ч) и имеющей аустенитную структуру матрицы,

упрочненной дисперсными вторичными нитридами CrN (364±8 HV 0,025).

2. Деформация СД состаренной при 650 °С (0,5 ч) стали с исходной $\gamma+\alpha+\text{Cr}_2\text{N}$ структурой приводит к превращению 20 об. % аустенита в α' -мартенсит деформации и формированию неоднородных диспергированных (вплоть до субмикро- и нанокристаллического состояния) структур феррита, аустенита, мартенсита и не полностью растворившихся нитридов хрома Cr_2N . Это обуславливает рост микротвердости стали до 900±29 HV 0,025, а также эффективное повышение способности поверхности сопротивляться упругопластическому деформированию.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Bogeve P.V. High-nitrogen steel // *Steel in Translation*. 2019. Vol. 49. № 7. P. 433–439. DOI: [10.3103/S0967091219070106](https://doi.org/10.3103/S0967091219070106).
2. Lang Y.-P., Qu H.-P., Chen H.-T., Weng Y.-Q. Research Progress and Development Tendency of Nitrogen-Alloyed Austenitic Stainless Steels // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2015. Vol. 22. № 2. P. 91–98. DOI: [10.1016/S1006-706X\(15\)60015-2](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(15)60015-2).
3. Zhang X.Y., Zhou Q., Wang K.H., Peng Y., Ding J.L., Kong J., Williams S. Study on microstructure and tensile properties of high nitrogen Cr-Mn steel processed by CMT wire and arc additive manufacturing // *Materials & Design*. 2019. Vol. 166. Article number 107611. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.107611](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107611).
4. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S. High interstitial stainless austenitic steels. Berlin: Springer-Verlag, 2013. 170 p. DOI: [10.1007/978-3-642-33701-7](https://doi.org/10.1007/978-3-642-33701-7).
5. Astafurov S., Astafurova E., Reunova K., Melnikov E., Panchenko M., Moskvina V., Maier G., Rubtsov V., Kolubaev E. Electron-beam additive manufacturing of high-nitrogen steel: Microstructure and tensile properties // *Materials science and engineering A-structural materials properties microstructure and processing*. 2021. Vol. 826. Article number 141951. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141951](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141951).
6. Hänninen H., Romu J., Ilola R., Tervo J., Laitinen A. Effects of processing and manufacturing of high nitrogen-containing stainless steels on their mechanical, corrosion and wear properties // *Journal of Materials Processing Technology*. 2001. Vol. 117. № 3. P. 424–430. DOI: [10.1016/S0924-0136\(01\)00804-4](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00804-4).
7. Банных О.А. Экономичные нержавеющие азотистые стали как перспективный заменитель легких сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 7. С. 9–13.
8. Мушников С.Ю., Костин С.К., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В. Структура, свойства и сопротивление коррозионному растрескиванию азотсодержащей аустенитной стали, упрочненной термомеханической обработкой // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 11. С. 1223–1235. DOI: [10.7868/S0015323017110092](https://doi.org/10.7868/S0015323017110092).
9. Speidel M.O. High Nitrogen Steel 88 // *The Institute of Metals*. London: Brookfield, 1989. P. 92–96.
10. Speidel M.O., Speidel H.J. Commercial low-nickel and high nitrogen steels // *High Nitrogen Steels*. Moscow: MISIS, 2009. P. 121–123.

11. Zhao H., Ren Y., Dong J., Yang K. The microstructure and tribological behavior of a pre-cold-deformed 0.90% nitrogen containing stainless steel // *Materialwissenschaft und werkstofftechnik*. 2018. Vol. 49. № 12. P. 1439–1448. DOI: [10.1002/mawe.201700142](https://doi.org/10.1002/mawe.201700142).
12. Bannykh I.O., Sevost'yanov M.A., Prutskov M.E. Effect of heat treatment on the mechanical properties and the structure of a high-nitrogen austenitic 02Kh20AG10N4MFB steel // *Russian Metallurgy*. 2016. № 7. P. 613–618. DOI: [10.1134/S0036029516070065](https://doi.org/10.1134/S0036029516070065).
13. Unstinovshikov Y., Ruts A., Bannykh O., Blinov V. The microstructure of Fe-18%Cr alloys with high N contents // *Acta Materialia*. 1996. Vol. 44. № 3. P. 1119–1125. DOI: [10.1016/1359-6454\(95\)00232-4](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00232-4).
14. Тумбусова И.А., Майер Г.Г., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г. Влияние старения на микроструктуру, фазовый состав и микротвердость высокоазотистой аустенитной стали // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2020. № 2. С. 74–81. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-74-81](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-74-81).
15. Михно А.С., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Москвина В.А., Мельников Е.В. Астафуров С.В., Астафурова Е.Г. Влияние механизма дисперсионного твердения на закономерности пластической деформации и разрушения ванадийсодержащей высокоазотистой аустенитной стали // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2020. № 2. С. 42–50. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-42-50](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-42-50).
16. Макаров А.В., Лучко С.Н., Шабашов В.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Заматовский А.Е., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В. Структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой аустенитной стали, деформированной сдвигом под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 1. С. 55–68.
17. Наркевич Н.А., Шулёпов И.А., Миронов Ю.П. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
18. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // *Materials science and engineering A-structural materials properties microstructure and processing*. 2004. Vol. 375. № SI. P. 38–45. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.261](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.261).
19. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей // *Физика металлов и металловедение*. 2019. Т. 120. № 3. С. 327–336. DOI: [10.1134/S0015323018120124](https://doi.org/10.1134/S0015323018120124).
20. Korshunov L.G., Shabashov V.A., Chernenko N.L., Pilyugin V.P. Influence of the stressed state of the zone of friction contact on the formation of the structure of a surface layer and tribological properties of steels and alloys // *Physics of Metals and Metallography*. 2008. Vol. 105. № 1. P. 64–78. DOI: [10.1134/S0031918X08010079](https://doi.org/10.1134/S0031918X08010079).
21. Шабашов В.А., Сагарадзе В.В., Макаров А.В. Модифицирование структуры высокоазотистых и высокоуглеродистых аустенитных сталей с использованием мегадформации // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 11. С. 1147–1152. DOI: [10.1134/S0015323018110189](https://doi.org/10.1134/S0015323018110189).
22. Шабашов В.А., Макаров А.В., Козлов К.А., Сагарадзе В.В., Заматовский А.Е., Волкова Е.Г., Лучко С.Н. Деформационно-индуцированное растворение и выделение нитридов в аустените и феррите высокоазотистой нержавеющей стали // *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 2. С. 193–204.
23. Макаров А.В., Лучко С.Н., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Литвинов А.В. Структура, фазовый состав и микромеханические характеристики высокоазотистой аустенитной стали после высокотемпературного старения и деформации сдвигом под давлением // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2017. № 4. С. 59–66. DOI: [10.18323/2073-5073-2017-4-59-66](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2017-4-59-66).
24. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique // *Surface and Coatings Technology*. 1993. Vol. 61. № 1-3. P. 201–208. DOI: [10.1016/0257-8972\(93\)90226-E](https://doi.org/10.1016/0257-8972(93)90226-E).
25. Petrzlik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing // *Crystallography Reports*. 2007. Vol. 52. № 6. P. 966–974. DOI: [10.1134/S1063774507060065](https://doi.org/10.1134/S1063774507060065).
26. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования // *Металловедение*. 2008. № 8. С. 15–21.
27. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614–616. DOI: [10.1063/1.121873](https://doi.org/10.1063/1.121873).
28. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2003. Vol. 174. P. 725–731. DOI: [10.1016/S0257-8972\(03\)00576-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00576-0).

REFERENCES

1. Rashev T.V., Eliseev A.V., Zhekova L.T., Bogeov P.V. High-nitrogen steel. *Steel in Translation*, 2019, vol. 49, no. 7, pp. 433–439. DOI: [10.3103/S0967091219070106](https://doi.org/10.3103/S0967091219070106).
2. Lang Y.-P., Qu H.-P., Chen H.-T., Weng Y.-Q. Research Progress and Development Tendency of Nitrogen-Alloyed Austenitic Stainless Steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2015, vol. 22, no. 2, pp. 91–98. DOI: [10.1016/S1006-706X\(15\)60015-2](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(15)60015-2).
3. Zhang X.Y., Zhou Q., Wang K.H., Peng Y., Ding J.L., Kong J., Williams S. Study on microstructure and tensile properties of high nitrogen Cr-Mn steel processed by CMT wire and arc additive manufacturing. *Materials & Design*, 2019, vol. 166, article number 107611. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.107611](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107611).
4. Berns H., Gavriljuk V., Riedner S. *High interstitial stainless austenitic steels*. Berlin, Springer-Verlag Publ., 2013. 170 p. DOI: [10.1007/978-3-642-33701-7](https://doi.org/10.1007/978-3-642-33701-7).
5. Astafurov S., Astafurova E., Reunova K., Melnikov E., Panchenko M., Moskvina V., Maier G., Rubtsov V.,

- Kolubaev E. Electron-beam additive manufacturing of high-nitrogen steel: Microstructure and tensile properties. *Materials science and engineering A-structural materials properties microstructure and processing*, 2021, vol. 826, article number 141951. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141951](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141951).
6. Hänninen H., Romu J., Ilola R., Tervo J., Laitinen A. Effects of processing and manufacturing of high nitrogen-containing stainless steels on their mechanical, corrosion and wear properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, vol. 117, no. 3, pp. 424–430. DOI: [10.1016/S0924-0136\(01\)00804-4](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00804-4).
7. Bannykh O.A. Economical stainless nitrogen steels: promising substitutes of light alloys. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2005, no. 7, pp. 9–13.
8. Mushnikova S.Y., Kostin S.K., Sagaradze V.V., Kataeva N.V. Structure, properties, and resistance to stress-corrosion cracking of a nitrogen-containing austenitic steel strengthened by thermomechanical treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 11, pp. 1155–1166. DOI: [10.7868/S0015323017110092](https://doi.org/10.7868/S0015323017110092).
9. Speidel M.O. High Nitrogen Steel 88. *The Institute of Metals*. London, Brookfield Publ., 1989, pp. 92–96.
10. Speidel M.O., Speidel H.J. Commercial low-nickel and high nitrogen steels. *High Nitrogen Steels*. Moscow, MISIS Publ., 2009, pp. 121–123.
11. Zhao H., Ren Y., Dong J., Yang K. The microstructure and tribological behavior of a pre-cold-deformed 0.90% nitrogen containing stainless steel. *Materialwissenschaft und werkstofftechnik*, 2018, vol. 49, no. 12, pp. 1439–1448. DOI: [10.1002/mawe.201700142](https://doi.org/10.1002/mawe.201700142).
12. Bannykh I.O., Sevost'yanov M.A., Prutskov M.E. Effect of heat treatment on the mechanical properties and the structure of a high-nitrogen austenitic 02Kh20AG10N4MFB steel. *Russian Metallurgy*, 2016, no. 7, pp. 613–618. DOI: [10.1134/S0036029516070065](https://doi.org/10.1134/S0036029516070065).
13. Unstinovshikov Y., Ruts A., Bannykh O., Blinov V. The microstructure of Fe-18%Cr alloys with high N contents. *Acta Materialia*, 1996, vol. 44, no. 3, pp. 1119–1125. DOI: [10.1016/1359-6454\(95\)00232-4](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00232-4).
14. Tumbusova I.A., Mayer G.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G. The influence of age hardening on microstructure, phase composition, and microhardness of high-nitrogen austenitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 74–81. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-74-81](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-74-81).
15. Mikhno A.S., Panchenko M.Yu., Mayer G.G., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Astafurova E.G. Effect of the precipitation hardening on regularities of plastic deformation and fracture mode of v-alloyed high nitrogen austenitic steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 42–50. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-42-50](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-42-50).
16. Makarov A.V., Luchko S.N., Shabashov V.A., Volkova E.G., Zamatovskii A.E., Litvinov A.V., Sagaradze V.V., Osintseva A.L. Structural and phase transformations and micromechanical properties of the high-nitrogen austenitic steel deformed by shear under pressure. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 1, pp. 52–64.
17. Narkevich N.A., Mironov Y.P., Shulepov I.A. Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 4, pp. 399–406.
18. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials science and engineering A-structural materials properties microstructure and processing*, 2004, vol. 375, no. SI, pp. 38–45. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.261](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.261).
19. Makarov A.V., Korshunov L.G. Metallophysical foundations of nanostructuring frictional treatment of steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2019, vol. 120, no. 3, pp. 303–311. DOI: [10.1134/S0015323018120124](https://doi.org/10.1134/S0015323018120124).
20. Korshunov L.G., Shabashov V.A., Chernenko N.L., Pilyugin V.P. Influence of the stressed state of the zone of friction contact on the formation of the structure of a surface layer and tribological properties of steels and alloys. *Physics of Metals and Metallography*, 2008, vol. 105, no. 1, pp. 64–78. DOI: [10.1134/S0031918X08010079](https://doi.org/10.1134/S0031918X08010079).
21. Shabashov V.A., Sagaradze V.V., Makarov A.V. Structure modification of high-nitrogen and high-carbon austenitic steels by megadeformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 11, pp. 1087–1092. DOI: [10.1134/S0015323018110189](https://doi.org/10.1134/S0015323018110189).
22. Shabashov V.A., Makarov A.V., Kozlov K.A., Sagaradze V.V., Zamatovskii A.E., Volkova E.G., Luchko S.N. Deformation-induced dissolution and precipitation of nitrides in austenite and ferrite of a high-nitrogen stainless steel. *The Physics of Metals and Metallography*, 2018, vol. 119, no. 2, pp. 180–190.
23. Makarov A.V., Luchko S.N., Volkova E.G., Osintseva A.L., Litvinov A.V. The structure, phase composition and micromechanical characteristics of high-nitrogen austenitic steel after high-temperature ageing and deformation by shear under pressure. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2017, no. 4, pp. 59–66. DOI: [10.18323/2073-5073-2017-4-59-66](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2017-4-59-66).
24. Page T.F., Hainsworth S.V. Using nanoindentation techniques for the characterization of coated systems: a critique. *Surface and Coatings Technology*, 1993, vol. 61, no. 1-3, pp. 201–208. DOI: [10.1016/0257-8972\(93\)90226-E](https://doi.org/10.1016/0257-8972(93)90226-E).
25. Petrzhhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, vol. 52, no. 6, pp. 966–974. DOI: [10.1134/S1063774507060065](https://doi.org/10.1134/S1063774507060065).
26. Firstov S.A., Gorban V.F., Pechkovskiy E.P. Measurement of ultimate values of hardness, elastic strain and stress of materials by an automatic indentation method. *Materialovedenie*, 2008, no. 8, pp. 15–21.
27. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol. 73, no. 5, pp. 614–616. DOI: [10.1063/1.121873](https://doi.org/10.1063/1.121873).
28. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174, pp. 725–731. DOI: [10.1016/S0257-8972\(03\)00576-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00576-0).

Specific features of structural-phase transformations and hardening during shear deformation under pressure of high-nitrogen steel with austenitic-ferritic structure of metal matrix

© 2021

*Sergey N. Luchko*¹, junior researcher of Laboratory of Mechanical Properties

*Aleksey V. Makarov*², Corresponding member of RAS, Doctor of Sciences (Engineering),

Head of Department of Material Science and Laboratory of Mechanical Properties

*Elena G. Volkova*³, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of Laboratory of Mechanical Properties

M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

*E-mail: serojaluchko@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2368-0913>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4958-3027>

Abstract: The increased anticorrosive, strength, tribological, and physical characteristics are the specific features of steels with high nitrogen content. Searching for the ways to strengthen high-nitrogen steels is a promising area of contemporary metal science. Heat treatment is one of the methods of hardening nitrogen steels as a result of precipitation hardening with nitride particles. The authors studied the influence of short-term high-temperature aging and large plastic deformations implemented by shear under the pressure of 8 GPa (SP method) on Bridgman anvils (three revolutions of anvils with the rotation velocity of 0.3 rev/min) at room temperature on the structural-phase transformations and micromechanical properties of the 08H22GA1.24 high-nitrogen steel with the mixed γ (austenite) + α (ferrite) metal matrix structure. The study identified that aging (0.5 h) at the temperature of 650 °C of steel quenched at the temperature from 1180 °C causes the formation of the mixed austenitic-ferritic structure of metal matrix in the ratio of 50 vol. % of γ and 50 vol. % of α and the release of extended secondary Cr₂N chromium nitrides, together with ferrite interlayers forming the areas with the pearlite-like structure. These areas cause the increased microhardness of steel with the austenitic-ferritic matrix structure (385±8 HV 0.025) compared to one of steel aged at the temperature of 550 °C (0.5 h) and having an austenitic matrix structure strengthened with secondary CrN nitrides (364±8 HV 0.025). The SP deformation of steel aged at the temperature of 650 °C (0.5 h) with the initial $\gamma+\alpha+\text{Cr}_2\text{N}$ structure leads to $\gamma\rightarrow\alpha'$ transformation and the formation of submicro- and nanocrystalline structures. It causes the effective strength improvement of steel (up to 900±29 HV 0.025) and the growth of resistance to elastoplastic deformation compared to aged at the temperature of 550 °C (0.5 h) condition.

Keywords: high-nitrogen austenitic steel; 08H22GA1.24; precipitation hardening; shear under pressure; dissolution of nitrides; nanostructuring; micromechanical properties.

Acknowledgments: The work was carried out within the government assignment to the Institute of Metal Physics of the UB of RAS on the topic No. AAAA-A18-118020190116-6. The electron microscope study and microindentation were performed on the equipment of the Collaborative Access Center “Testing Center of Nanotechnology and Advanced Materials” of the IMP UB RAS.

The authors express deep gratitude to Professor Ts. Rashev for the provision with the material for the research, and A.L. Osintseva, PhD (Engineering) and A.V. Litvinov, PhD (Engineering) for participation in experiments.

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

For citation: Luchko S.N., Makarov A.V., Volkova E.G. Specific features of structural-phase transformations and hardening during shear deformation under pressure of high-nitrogen steel with austenitic-ferritic structure of metal matrix. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 39–47. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-39-47.

Комбинация круговых движений в машинах и механизмах

© 2021

Попов Игорь Павлович, кандидат технических наук, старший преподаватель
Курганский государственный университет, Курган (Россия)

E-mail: ip.popov@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8683-0387>

Аннотация: В технических системах, в том числе в авиационной и космической технике, в частности в авиационных трансмиссиях, подшипниках, орбитальных системах, вертолетных механизмах и многих других, широко распространены комбинированные вращательные движения, и при конструировании важно представлять характер суммарного движения. Цель исследования состоит в обобщении принципа комбинации движений на круговые движения. Рассматривается координатная система $x'O'y'$, которая вращается в координатной системе xOy без углового ускорения со скоростью ω . Радиус вращения равен ρ_1 . При этом $Ox \parallel O'x'$, $Oy \parallel O'y'$. Объект a вращается в координатной системе $x'O'y'$ без углового ускорения со скоростью $\pm\omega$. Радиус вращения равен ρ_2 . Установлено, что при вращениях в противоположные стороны траектория суммарного движения представляет собой эллипс. Определены все стандартные характеристики эллипса применительно к рассматриваемому случаю. Установлен наклон эллиптической траектории. Показано, что если траектория суммарного движения является эллиптической и полуоси равны $(\rho_1+\rho_2)$ и $|\rho_1-\rho_2|$, то объект a совершает круговое движение в координатной системе $x'O'y'$ без углового ускорения со скоростью $-\omega$. Подобно тому как результатом суперпозиции двух неускоренных прямолинейных движений является также неускоренное, т. е. равномерное и прямолинейное, движение, при вращениях в одну сторону траектория суммарного движения представляет собой окружность. При круговых движениях с кратными скоростями траектории суммарного движения представляют собой улитки. Практический аспект исследования определяется тем, что полученные формулы могут непосредственно использоваться в САПР при выполнении конструкторских работ.

Ключевые слова: комбинация движений; круговые движения; эллиптическая траектория; круговая траектория; кратные скорости.

Для цитирования: Попов И.П. Комбинация круговых движений в машинах и механизмах // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 48–56. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-48-56.

ВВЕДЕНИЕ

Исследование относится к кинематике машин и механизмов, играющей важную роль в технологии машиностроения. С развитием и повсеместным внедрением систем автоматизированного проектирования (САПР) приобретает актуальность аналитическое описание траекторий исполнительных органов технических систем, совершающих сложное движение [1–3]. Проблема состоит в том, что комбинация наиболее распространенных простых вращательных движений порождает сложные траектории, аналитическое описание которых неочевидно [4–6], что затрудняет использование САПР [7–9].

В части комбинации движений в литературе исчерпывающе описаны комбинированные линейные движения [10–12]. При этом результатом суперпозиции двух неускоренных прямолинейных движений является также неускоренное, т. е. равномерное и прямолинейное, движение (рис. 1). Здесь v_1 – скорость координатной системы $x'O'y'$ в координатной системе xOy ; v_2 – скорость объекта a в координатной системе $x'O'y'$; v_3 – скорость объекта a в координатной системе xOy . Очевидно, что конец вектора A описывает отрезок прямой линии. Этот же принцип используется при описании неускоренных прямолинейных движений в технических системах [13; 14].

В литературе описаны и комбинированные круговые движения [15; 16]. Однако аналитические описания результирующих траекторий при этом не рассматриваются.

Значение круговых движений для технических приложений и особенно для машиностроения значительно выше, чем прямолинейных. В подавляющей части машин и механизмов, в том числе в металлорежущих станках, исполнительные органы совершают именно круговые движения. Даже те механические устройства, рабочие органы которых совершают прямолинейные перемещения, имеют силовой привод вращательного действия. В немалой степени это обусловлено тем, что электротехническая промышленность выпускает электрические двигатели преимущественно вращательного действия. Свою роль играет то, что вращательное движение несопоставимо легче и проще трансформировать, чем прямолинейное.

Помимо указанных очевидных преимуществ кругового движения над прямолинейным есть еще один весомый аргумент в пользу первого. Прямолинейные перемещения исполнительных органов машин и механизмов в силу их конечных размеров являются, как правило, возвратно-поступательными. При таком характере движения массивных деталей и узлов развивается значительная реактивная механическая мощность [17], которая за счет электромеханических преобразований в силовом электроприводе трансформируется в электрическую реактивную мощность питающей сети, существенно ухудшая качество электрической энергии. Причина этого вредного явления заключается в том, что кинетическая энергия массивного узла или детали, совершающих возвратно-поступательные (осциллирующие) движения, непрерывно изменяется.

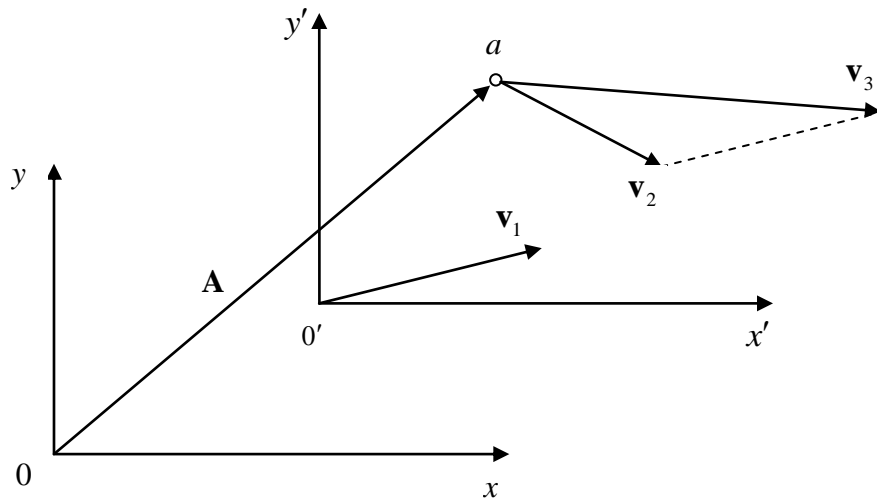


Рис. 1. Сложение неускоренных движений
Fig. 1. Composition of non-accelerated motions

При вращательном же движении в установившемся режиме кинетическая энергия неизменна и механическая реактивная (знакопеременная) мощность не развивается. Таким образом, вращательное движение энергетически несопоставимо выгоднее прямолинейного.

В источниках [18–20] представлены различные аспекты функционирования САПР. При этом вопросы использования математических описаний перемещений при проектировании не затрагиваются.

Несмотря на то, что комбинированные круговые движения широко распространены в технологических операциях, соответствующие им траектории не имеют аналитических описаний.

Цель исследования – обобщение принципа комбинации движений на круговые движения, задача – получение математических формул, описывающих траектории комбинированных круговых движений.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Искомые результаты устанавливаются методом доказательства теорем. При этом отправными точками математических рассуждений являются широко известные истинные высказывания, в том числе описания положения точек в декартовой системе координат. К ним применяются формально-тождественные математические операции. Поэтому истинность окончательного результата эквивалентна истинности исходного высказывания, которая не может вызывать сомнений.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Пусть координатная система $x'O'y'$ вращается в координатной системе xOy без углового ускорения со скоростью ω . Радиус вращения равен ρ_1 . При этом $Ox \parallel O'x'$, $Oy \parallel O'y'$. Объект a вращается в координатной системе $x'O'y'$ без углового ускорения со скоростью $\pm\omega$. Радиус вращения равен ρ_2 .

Вращения в противоположные стороны

Теорема 1. При вращениях в противоположные стороны траектория суммарного движения представляет собой эллипс.

Доказательство.

В координатной системе xOy начало O' координатной системы $x'O'y'$ определяется следующим образом:

$$x_1 = \rho_1 \cos(\omega t + \varphi_1), \quad y_1 = \rho_1 \sin(\omega t + \varphi_1). \quad (1)$$

В координатной системе $x'O'y'$ объект a , соответственно, определяется:

$$x_2 = \rho_2 \cos(-\omega t + \varphi_2), \quad y_2 = \rho_2 \sin(-\omega t + \varphi_2),$$

где φ_1, φ_2 – начальные фазы.

В координатной системе xOy объект a определяется следующим образом:

$$x = x_1 + x_2 = \rho_1 \cos(\omega t + \varphi_1) + \rho_2 \cos(-\omega t + \varphi_2),$$

$$y = y_1 + y_2 = \rho_1 \sin(\omega t + \varphi_1) + \rho_2 \sin(-\omega t + \varphi_2).$$

$$x = \cos \omega t (\rho_1 \cos \varphi_1 + \rho_2 \cos \varphi_2) - \sin \omega t (\rho_1 \sin \varphi_1 - \rho_2 \sin \varphi_2),$$

$$y = \sin \omega t (\rho_1 \cos \varphi_1 - \rho_2 \cos \varphi_2) + \cos \omega t (\rho_1 \sin \varphi_1 + \rho_2 \sin \varphi_2).$$

Из этих выражений определяются:

$$\sin \omega t = \frac{y(\rho_1 \cos \varphi_1 + \rho_2 \cos \varphi_2) - x(\rho_1 \sin \varphi_1 + \rho_2 \sin \varphi_2)}{\rho_1^2 - \rho_2^2},$$

$$\cos \omega t = \frac{x(\rho_1 \cos \varphi_1 - \rho_2 \cos \varphi_2)}{\rho_1^2 - \rho_2^2} + \frac{y(\rho_1 \sin \varphi_1 - \rho_2 \sin \varphi_2)}{\rho_1^2 - \rho_2^2}.$$

$$\sin^2 \omega t + \cos^2 \omega t = 1,$$

$$\begin{aligned} & \frac{y^2(\rho_1 \cos \varphi_1 + \rho_2 \cos \varphi_2)^2}{\rho_1^2 - \rho_2^2} + \\ & + \frac{x^2(\rho_1 \sin \varphi_1 + \rho_2 \sin \varphi_2)^2}{\rho_1^2 - \rho_2^2} - \\ & - \frac{2xy(\rho_1 \cos \varphi_1 + \rho_2 \cos \varphi_2)(\rho_1 \sin \varphi_1 + \rho_2 \sin \varphi_2)}{\rho_1^2 - \rho_2^2} + \\ & + \frac{x^2(\rho_1 \cos \varphi_1 - \rho_2 \cos \varphi_2)^2}{\rho_1^2 - \rho_2^2} + \\ & + \frac{y^2(\rho_1 \sin \varphi_1 - \rho_2 \sin \varphi_2)^2}{\rho_1^2 - \rho_2^2} + \\ & + \frac{2xy(\rho_1 \cos \varphi_1 - \rho_2 \cos \varphi_2)(\rho_1 \sin \varphi_1 - \rho_2 \sin \varphi_2)}{\rho_1^2 - \rho_2^2} = 1. \\ & \frac{x^2[\rho_1^2 + \rho_2^2 - 2\rho_1\rho_2 \cos(\varphi_1 + \varphi_2)]}{(\rho_1^2 - \rho_2^2)^2} + \\ & \frac{y^2[\rho_1^2 + \rho_2^2 + 2\rho_1\rho_2 \cos(\varphi_1 + \varphi_2)]}{(\rho_1^2 - \rho_2^2)^2} - \\ & - \frac{4xy\rho_1\rho_2 \sin(\varphi_1 + \varphi_2)}{(\rho_1^2 - \rho_2^2)^2} = 1. \end{aligned} \quad (2)$$

Последнее выражение представляет собой формулу эллипса.

Теорема доказана.

Теорема 2. Полуоси фигуры (2) определяются как $(\rho_1 + \rho_2)$ и $|\rho_1 - \rho_2|$.

Доказательство.

При условии $\varphi_1 = \varphi_2 = 0$ выражение (2) приводится к канонической форме:

$$\begin{aligned} & \frac{x^2(\rho_1^2 + \rho_2^2 - 2\rho_1\rho_2)}{(\rho_1^2 - \rho_2^2)^2} + \frac{y^2(\rho_1^2 + \rho_2^2 + 2\rho_1\rho_2)}{(\rho_1^2 - \rho_2^2)^2} = 1, \\ & \frac{x^2}{(\rho_1 + \rho_2)^2} + \frac{y^2}{(\rho_1 - \rho_2)^2} = 1. \end{aligned} \quad (3)$$

Теорема доказана.

Следствие 2-1. Если $\rho_1 = \rho_2 = \rho$, то траектория суммарного движения является прямолинейной. Ее длина равна 4ρ .

Далее в следствиях 2-2–2-4 представлены стандартные характеристики эллипса применительно к рассматриваемому случаю.

Следствие 2-2. Эксцентриситет

$$\varepsilon = \frac{\sqrt{\rho_1\rho_2}}{(\rho_1 + \rho_2)/2}.$$

Следствие 2-3. Для формы (3) справедливо выражение для фокусов

$$f_{1,2} = (\pm 2\sqrt{\rho_1\rho_2}, 0).$$

Следствие 2-4. Корни характеристического уравнения

$$\lambda_1 = (\rho_1 + \rho_2)^2, \quad \lambda_2 = (\rho_1 - \rho_2)^2.$$

Теорема 3. В координатной системе xOy эллиптическая траектория имеет наклон $(\varphi_1 + \varphi_2)/2$.

Доказательство.

Если форму (3) повернуть на $(\varphi_1 + \varphi_2)/2$, она преобразуется следующим образом:

$$\begin{aligned} & \frac{\left(x \cos \frac{\varphi_1 + \varphi_2}{2} + y \sin \frac{\varphi_1 + \varphi_2}{2}\right)^2}{(\rho_1 + \rho_2)^2} + \\ & + \frac{\left(-x \sin \frac{\varphi_1 + \varphi_2}{2} + y \cos \frac{\varphi_1 + \varphi_2}{2}\right)^2}{(\rho_1 - \rho_2)^2} = 1, \\ & \frac{x^2[\rho_1^2 + \rho_2^2 - 2\rho_1\rho_2 \cos(\varphi_1 + \varphi_2)]}{(\rho_1^2 - \rho_2^2)^2} + \\ & \frac{y^2[\rho_1^2 + \rho_2^2 + 2\rho_1\rho_2 \cos(\varphi_1 + \varphi_2)]}{(\rho_1^2 - \rho_2^2)^2} - \\ & - \frac{4xy\rho_1\rho_2 \sin(\varphi_1 + \varphi_2)}{(\rho_1^2 - \rho_2^2)^2} = 1. \end{aligned}$$

Это выражение идентично формуле (2).

Теорема доказана.

Пример. Если $\varphi_1 = 120^\circ$, $\varphi_2 = -30^\circ$, то эллиптическая траектория имеет наклон $(\varphi_1 + \varphi_2)/2 = (120 - 30)/2 = 45^\circ$ (рис. 2).

Нетрудно доказать теорему, обратную первой.

Теорема 4. Если траектория суммарного движения является эллиптической и полуоси равны $(\rho_1 + \rho_2)$ и $|\rho_1 - \rho_2|$, то объект a совершает круговое движение в координатной системе $x'O'y'$ без углового ускорения со скоростью $-\omega$.

Доказательство.

Пусть $\varphi_1 = \varphi_2 = 0$ (канонический случай) и $\rho_1 > \rho_2$.

В координатной системе xOy начало O' координатной системы $x'O'y'$ описывается формулами (1). При этом объект a в системе xOy определяется в соответствии с параметрическими формулами:

$$x = (\rho_1 + \rho_2) \cos \omega t, \quad y = (\rho_1 - \rho_2) \sin \omega t.$$

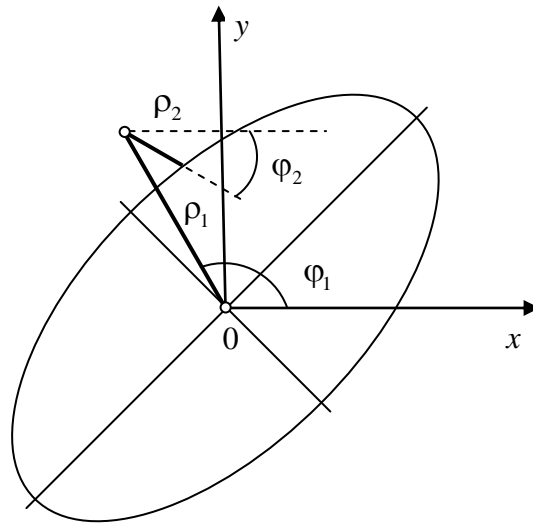


Рис. 2. Эллиптическая траектория
Fig. 2. Elliptical trajectory

Поскольку $x = x_1 + x_2$, $y = y_1 + y_2$, то в координатной системе $x'O'y'$ объект a определяется следующим образом:

$$\begin{aligned} x_2 &= x - x_1 = (\rho_1 + \rho_2) \cos \omega t - \rho_1 \cos \omega t = \\ &= \rho_2 \cos \omega t = \rho_2 \cos(-\omega t), \\ y_2 &= y - y_1 = (\rho_1 - \rho_2) \sin \omega t - \rho_1 \sin \omega t = \\ &= -\rho_2 \sin \omega t = \rho_2 \sin(-\omega t). \end{aligned}$$

Это параметрическое уравнение окружности. Теорема доказана.

Замечание. Из формулы (3) следует, что при вращениях в противоположные стороны траектория суммарного движения превращается в окружность при выполнении условия $(\rho_1 + \rho_2)^2 = (\rho_1 - \rho_2)^2$, что возможно лишь в случаях $\rho_1=0$ или $\rho_2=0$.

Вращения в одну сторону

Теорема 5. При вращениях в одну сторону траектория суммарного движения представляет собой окружность.

Доказательство.

В координатной системе xOy начало O' координатной системы $x'O'y'$ описывается формулами (1).

В координатной системе $x'O'y'$ объект a определяется следующим образом:

$$x_2 = \rho_2 \cos(\omega t + \varphi_2), \quad y_2 = \rho_2 \sin(\omega t + \varphi_2).$$

В координатной системе xOy объект a , соответственно, определяется:

$$\begin{aligned} x_a &= x_1 + x_2 = \rho_1 \cos(\omega t + \varphi_1) + \rho_2 \cos(\omega t + \varphi_2), \\ y_a &= y_1 + y_2 = \rho_1 \sin(\omega t + \varphi_1) + \rho_2 \sin(\omega t + \varphi_2). \end{aligned}$$

Для радиус-вектора \mathbf{A} справедливо преобразование

$$\begin{aligned} \mathbf{A}^2 &= x_A^2 + y_A^2 = \rho_1^2 \cos^2(\omega t + \varphi_1) + \rho_2^2 \cos^2(\omega t + \varphi_2) + \\ &+ 2\rho_1\rho_2 \cos(\omega t + \varphi_1) \cos(\omega t + \varphi_2) + \\ &+ \rho_1^2 \sin^2(\omega t + \varphi_1) + \rho_2^2 \sin^2(\omega t + \varphi_2) + \\ &+ 2\rho_1\rho_2 \sin(\omega t + \varphi_1) \sin(\omega t + \varphi_2) = \\ &\dots \\ &= \rho_1^2 + \rho_2^2 + 2\rho_1\rho_2 \cos(\varphi_1 - \varphi_2). \end{aligned}$$

Величина радиус-вектора \mathbf{A} не меняется. Это возможно лишь в том случае, если траектория суммарного движения является окружностью.

Теорема доказана.

Следствие 5-1. Объект a вращается в координатной системе xOy без углового ускорения со скоростью ω .

Следствие 5-2. Радиус вращения равен

$$\rho = \sqrt{\rho_1^2 + \rho_2^2 + 2\rho_1\rho_2 \cos(\varphi_1 - \varphi_2)}.$$

Нетрудно доказать теорему, обратную пятой.

Теорема 6. Если траектория суммарного движения является круговой, то объект a совершает круговое движение в координатной системе $x'O'y'$ без углового ускорения со скоростью $+\omega$.

Доказательство.

Пусть $\varphi_1 = \varphi_2 = 0$.

В координатной системе xOy начало O' координатной системы $x'O'y'$ описывается формулами (1). При этом объект a в системе xOy определяется в соответствии с параметрическими формулами:

$$x = (\rho_1 + \rho_2) \cos \omega t, \quad y = (\rho_1 + \rho_2) \sin \omega t.$$

Поскольку $x = x_1 + x_2$, $y = y_1 + y_2$, то в координатной системе $x'O'y'$ объект a определяется следующим образом:

$$x_2 = x - x_1 = (\rho_1 + \rho_2) \cos \omega t - \rho_1 \cos \omega t = \rho_2 \cos \omega t,$$

$$y_2 = y - y_1 = (\rho_1 + \rho_2) \sin \omega t - \rho_1 \sin \omega t = \rho_2 \sin \omega t.$$

Это параметрическое уравнение окружности.

Теорема доказана.

Теорема 7. Если скорость вращения объекта a в координатной системе $x'O'y'$ равна нулю, то траектория суммарного движения является окружностью с центром в точке с координатами $x_a = \rho_2 \cos \varphi_2$, $y_a = \rho_2 \sin \varphi_2$ и с радиусом ρ_1 .

Доказательство.

В координатной системе xOy начало O' координатной системы $x'O'y'$ описывается формулами (1).

В координатной системе $x'O'y'$ объект a определяется следующим образом:

$$x_2 = \rho_2 \cos \varphi_2, \quad y_2 = \rho_2 \sin \varphi_2.$$

В координатной системе xOy объект a , соответственно, определяется:

$$x_a = x_1 + x_2 = \rho_1 \cos(\omega t + \varphi_1) + \rho_2 \cos \varphi_2,$$

$$y_a = y_1 + y_2 = \rho_1 \sin(\omega t + \varphi_1) + \rho_2 \sin \varphi_2,$$

$$x_a - \rho_2 \cos \varphi_2 = \rho_1 \cos(\omega t + \varphi_1),$$

$$y_a - \rho_2 \sin \varphi_2 = \rho_1 \sin(\omega t + \varphi_1),$$

$$(x_a - \rho_2 \cos \varphi_2)^2 + (y_a - \rho_2 \sin \varphi_2)^2 = \rho_1^2.$$

Теорема доказана.

Круговые движения с кратными скоростями

Объект a вращается в координатной системе $x'O'y'$ без углового ускорения со скоростью $+2\omega$, $\varphi_1 = \varphi_2 = 0$.

В координатной системе xOy начало O' координатной системы $x'O'y'$ определяется следующим образом:

$$x_1 = \rho_1 \cos \omega t, \quad y_1 = \rho_1 \sin \omega t.$$

В координатной системе $x'O'y'$ объект a , соответственно, определяется:

$$x_2 = \rho_2 \cos 2\omega t, \quad y_2 = \rho_2 \sin 2\omega t.$$

В координатной системе xOy объект a определяется следующим образом:

$$x_a = \rho_1 \cos \omega t + \rho_2 \cos 2\omega t,$$

$$y_a = \rho_1 \sin \omega t + \rho_2 \sin 2\omega t.$$

На рис. 3 показана траектория объекта a ($\rho_1 = \rho_2$).

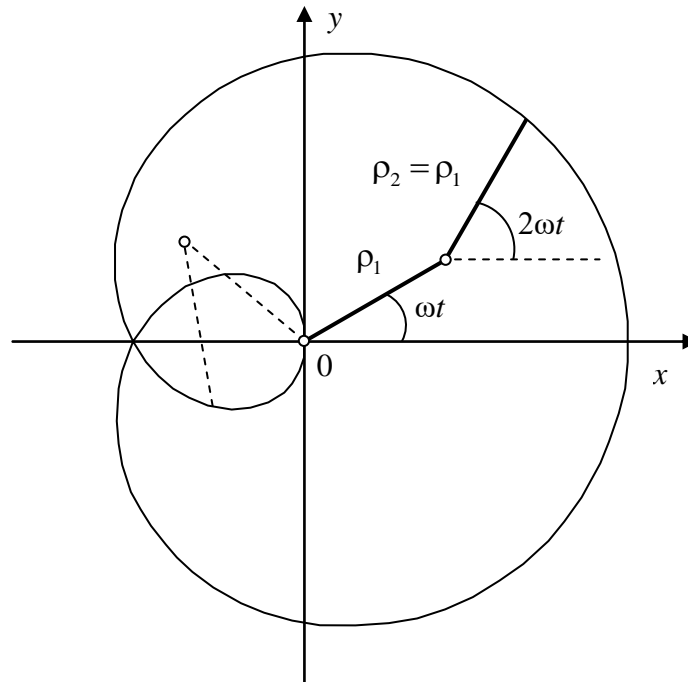


Рис. 3. Траектория типа улитки
Fig. 3. Snail-type trajectory

В полярных координатах эта траектория представляема в виде

$$\rho = \rho_1 \sqrt{2 + 2 \cos \frac{2}{3} \varphi} .$$

Петля в траектории появляется при выполнении соотношений

$$\rho_1 \sin \omega t < \rho_2 \sin 2\omega t ,$$

$$\rho_1 \sin \omega t < \rho_2 2 \sin \omega t \cos \omega t ,$$

$$\rho_1 < 2\rho_2 \cos \omega t .$$

Если $\rho_1 \geq 2\rho_2$, петля не образуется. Такая траектория показана на рис. 4.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные уравнения эллипса (2) и (3) выражаются через радиусы вращения ρ_1 и ρ_2 , а не через полуоси, как в традиционном описании, что составляет предмет научной новизны, в том числе в области аналитической геометрии.

Все стандартные характеристики эллипса, такие как эксцентриситет, фокусы, корни характеристического уравнения, выражаются через радиусы вращения ρ_1 и ρ_2 , что тоже составляет предмет научной новизны.

Классическое общеизвестное «механическое» свойство эллипса связано с механическим способом его по-

строения, заключающимся в том, что нерастяжимую нить длиной, равной большой оси эллипса, закрепляют в его фокусах и натягивают на карандаш. При перемещении карандаша по скользящей натянутой нити его след изображает эллипс. Очевидным недостатком этого способа является малая вероятность применения его на практике, бесперспективность создания его инженерных аналогов и их использования в технике и технологиях.

Изображенный на рис. 2 способ построения эллипса посредством двух противоположно вращающихся радиусов ρ_1 и ρ_2 , напротив, уже имеет самые разнообразные инженерные аналоги, широко используемые в технике, например в планетарных редукторах, подшипниках качения и т. д.

Механическое построение эллипса в соответствии с рис. 2 предполагает, что первый радиус ρ_1 больше второго радиуса ρ_2 . Вместе с тем формула (3) допускает, что если $\rho_1 < \rho_2$, то результирующей траекторией по-прежнему будет эллипс.

Подобно тому как результатом сложения двух равномерных прямолинейных движений является также равномерное прямолинейное движение, результатом сложения двух равномерных однонаправленных круговых движений является равномерное круговое движение. В этом проявляется обобщение принципа относительности Галилея при прямолинейном движении на вращательное движение. Такие движения не менее широко распространены в технике, как в случае разнонаправленных вращений.

Особенностью комбинации кратных вращений является экзотическая форма траекторий.

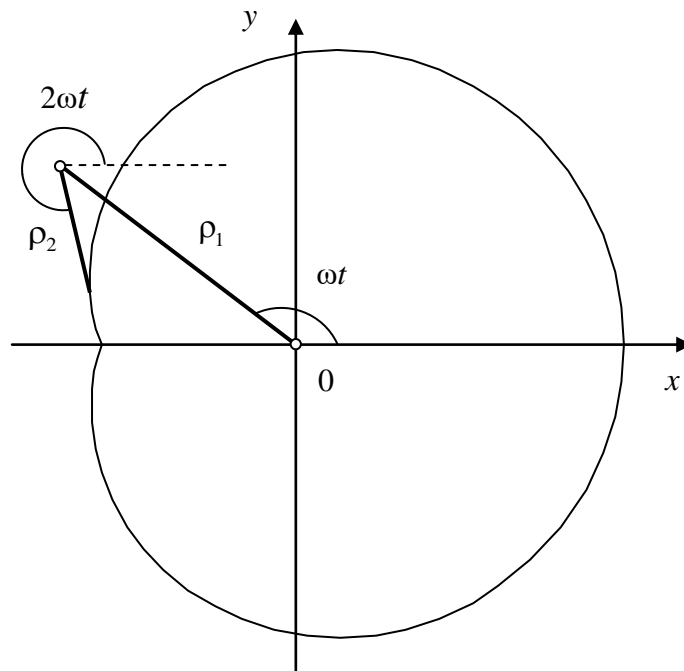


Рис. 4. Улитка без петли
Fig. 4. A snail without a loop

Дальнейшие исследования в этом направлении могут касаться комбинации некротных вращений, а также комбинации вращений со сложными движениями.

Практический аспект исследования определяется тем, что полученные формулы могут непосредственно использоваться в САПР при выполнении конструкторских работ.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

При вращениях в противоположные стороны траектория суммарного движения представляет собой эллипс.

При вращениях в одну сторону траектория суммарного движения представляет собой окружность.

При круговых движениях с кратными скоростями траектории суммарного движения представляют собой эллипсы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бардин Б.С., Панев А.С. О поступательном прямолинейном движении твердого тела, несущего подвижную внутреннюю массу // Современная математика. Фундаментальные направления. 2019. Т. 65. № 4. С. 557–592. DOI: [10.22363/2413-3639-2019-65-4-557-592](https://doi.org/10.22363/2413-3639-2019-65-4-557-592).
2. Абрамов М.П., Шипитько О.С., Григорьев А.С., Ершов Е.И. Поиск точки схода для динамической калибровки внешних параметров монокулярной камеры при условии прямолинейного движения // Сенсорные системы. 2020. Т. 34. № 1. С. 32–43. DOI: [10.31857/S0235009220010023](https://doi.org/10.31857/S0235009220010023).
3. Кондаков С.В., Дьяконов А.А., Павловская О.О., Подживотова И.А. Алгоритм работы следящей системы управления для стабилизации прямолинейного движения промышленного трактора с дифференциальным механизмом поворота // Вестник Брянского государственного технического университета. 2019. № 12. С. 68–75. DOI: [10.30987/1999-8775-2019-2019-12-68-75](https://doi.org/10.30987/1999-8775-2019-2019-12-68-75).
4. Ушакова О.В. Алгоритм коррекции сетки к области, образованной поверхностями вращения с параллельными осями вращения // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Математическое моделирование физических процессов. 2018. № 1. С. 30–41.
5. Исмагилов Ф.Р., Тергулов Т.Р., Шапиро С.В. Каскадный синхронно-асинхронный генератор со встречным вращением статора // Электротехника. 2017. № 1. С. 12–16.
6. Подболотов С.В., Кольга А.Д. Математическое и экспериментальное моделирование режимов работы центробежной турбомшины коаксиальным расположением рабочих колес // Известия Уральского государственного горного университета. 2018. № 1. С. 80–84. DOI: [10.21440/2307-2091-2018-1-80-84](https://doi.org/10.21440/2307-2091-2018-1-80-84).
7. Романова Е.Б., Кузнецов Р.В. Интеграция САПР электроники “ALTIUM DESIGNER” и машиностроительной САПР “AUTODESK INVENTOR” // Известия высших учебных заведений. Приборостроение. 2017. Т. 60. № 1. С. 63–67. DOI: [10.17586/0021-3454-2017-60-1-63-67](https://doi.org/10.17586/0021-3454-2017-60-1-63-67).
8. Кузнецов С.А. Разработка отечественных специализированных САПР – неизбежный путь к обеспечению технологической независимости России от зарубежных САПР // Приборы и системы. Управление, контроль, диагностика. 2017. № 5. С. 1–11.
9. Бибило П.Н., Романов В.И. Интеграция САПР для синтеза логических схем с использованием глобальной оптимизации // Программные продукты и системы. 2019. № 1. С. 26–33. DOI: [10.15827/0236-235X.125.026-033](https://doi.org/10.15827/0236-235X.125.026-033).
10. Болотник Н.Н., Губко П.А., Фигурин Т.Ю. О возможности безреверсного периодического прямолинейного движения системы двух тел на шероховатой плоскости // Прикладная математика и механика. 2018. Т. 82. № 2. С. 138–148.
11. Поляк Г.Л. Определение маневра цели по угломерной информации в 2D задаче слежения при движении наблюдателя прямолинейным курсом // Вестник Воронежского государственного университета. Серия: Физика. Математика. 2019. № 2. С. 125–131.
12. Кирсанов А.П. Скрытое движение воздушных объектов в зоне обнаружения бортовой доплеровской радиолокационной станции по прямолинейным траекториям // Вестник Московского авиационного института. 2019. Т. 26. № 4. С. 191–199. DOI: [10.34759/vst-2019-4-191-199](https://doi.org/10.34759/vst-2019-4-191-199).
13. Смирнов К.А., Курочкин С.Ю. Моделирование прямолинейного движения колёсного робота с электро-механической трансмиссией // Робототехника и техническая кибернетика. 2019. Т. 7. № 1. С. 46–52. DOI: [10.31776/RTSJ.7106](https://doi.org/10.31776/RTSJ.7106).
14. Юдин Ю.И. Способ идентификации математической модели прямолинейного движения судна // Морские интеллектуальные технологии. 2019. № 4-3. С. 11–17.
15. Попов И.П. Моделирование триинертного осциллятора // Прикладная математика и вопросы управления. 2018. № 4. С. 73–79.
16. Popov I.P. Theory of a Multi-Inert Oscillator // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2020. Vol. 49. № 8. P. 667–671. DOI: [10.3103/S1052618820080105](https://doi.org/10.3103/S1052618820080105).
17. Попов И.П. Реактивная и полная механические мощности вибрационных машин // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2019. Т. 17. № 2. С. 55–59. DOI: [10.18503/1995-2732-2019-17-2-55-59](https://doi.org/10.18503/1995-2732-2019-17-2-55-59).
18. Митин С.Г., Бочкарёв П.Ю., Шалунов В.В., Разманов И.А. Определение рациональных уровней отсева вариантов проектных решений в системе автоматизированного планирования технологических процессов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 3. С. 48–56. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-48-56](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-48-56).
19. Гордеев А.В., Логинов Н.Ю. Оптимизация технических параметров при решении инженерных задач // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2015. № 4. С. 25–30. DOI: [10.18323/2073-5073-2015-4-25-30](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2015-4-25-30).
20. Зибров П.Ф. Проблема математического моделирования точности в технологии машиностроения // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2012. № 1. С. 57–61.

REFERENCES

- Bardin B.S., Panev A.S. Translational rectilinear motion of a solid body carrying a movable inner mass. *Sovremennaya matematika. Fundamentalnye napravleniya*, 2019, vol. 65, no. 4, pp. 557–592. DOI: [10.22363/2413-3639-2019-65-4-557-592](https://doi.org/10.22363/2413-3639-2019-65-4-557-592).
- Abramov M.P., Shipitko O.S., Grigorev A.S., Ershov E.I. Vanishing point detection for monocular camera extrinsic calibration under translation movement. *Sensornye sistemy*, 2020, vol. 34, no. 1, pp. 32–43. DOI: [10.31857/S0235009220010023](https://doi.org/10.31857/S0235009220010023).
- Kondakov S.V., Dyakonov A.A., Pavlovskaya O.O., Podzhivotova I.A. Algorithm of follow-up control system work for rectilinear motion stabilization of industrial tractor with differential rotation gear. *Vestnik Bryanskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2019, no. 12, pp. 68–75. DOI: [10.30987/1999-8775-2019-2019-12-68-75](https://doi.org/10.30987/1999-8775-2019-2019-12-68-75).
- Ushakova O.V. Algorithm of regridding to the area formed by the rotational surfaces with the parallel axes of rotation. *Voprosy atomnoy nauki i tekhniki. Seriya: Matematicheskoe modelirovanie fizicheskikh protsessov*, 2018, no. 1, pp. 30–41.
- Ismagilov F.R., Teregulov T.R., Shapiro S.V. Cascaded synchronous-asynchronous generator with stator counterrotation. *Elektrotehnika*, 2017, no. 1, pp. 12–16.
- Podbolotov S.V., Kolga A.D. Mathematical and experimental modeling of centrifugal turbomachines' operating modes with a coaxial arrangement of impellers. *Izvestiya Uralskogo gosudarstvennogo gornogo universiteta*, 2018, no. 1, pp. 80–84. DOI: [10.21440/2307-2091-2018-1-80-84](https://doi.org/10.21440/2307-2091-2018-1-80-84).
- Romanova E.B., Kuznetsov R.V. Integration of CAD Altium designer for electronics and MCAD AUTODESK inventor. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Priborostroenie*, 2017, vol. 60, no. 1, pp. 63–67. DOI: [10.17586/0021-3454-2017-60-1-63-67](https://doi.org/10.17586/0021-3454-2017-60-1-63-67).
- Kuznetsov S.A. Development of domestic specialized CAD - the inevitable way to ensure Russia's technological independence from foreign CAD. *Pribory i sistemy. Upravlenie, kontrol, diagnostika*, 2017, no. 5, pp. 1–11.
- Bibilo P.N., Romanov V.I. CAD integration for logic synthesis using global optimization. *Programmnye produkty i sistemy*, 2019, no. 1, pp. 26–33. DOI: [10.15827/0236-235X.125.026-033](https://doi.org/10.15827/0236-235X.125.026-033).
- Bolotnik N.N., Gubko P.A., Figurina T.Y. Possibility of a non-reverse periodic rectilinear motion of a two-body system on a rough plane. *Mechanics of Solids*, 2018, vol. 53, no. 2, pp. 7–15.
- Polyak G.L. Determination of target maneuver by angular information in 2D tracking problem when the observer moves in a straight course. *Vestnik Voronezhskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Fizika. Matematika*, 2019, no. 2, pp. 125–131.
- Kirsanov A.P. Stealthy movement of aerial object along rectilinear paths in the onboard doppler radar station detection zone. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*, 2019, vol. 26, no. 4, pp. 191–199. DOI: [10.34759/vst-2019-4-191-199](https://doi.org/10.34759/vst-2019-4-191-199).
- Smirnov K.A., Kurochkin S.Yu. Simulation of rectilinear motion of wheeled robot with electromechanical powertrain. *Robototekhnika i tekhnicheskaya kibernetika*, 2019, vol. 7, no. 1, pp. 46–52. DOI: [10.31776/RTCI.7106](https://doi.org/10.31776/RTCI.7106).
- Yudin Yu.I. Method for identifying mathematical model of the rectilinear motion of the vessel. *Morskie intellektualnye tekhnologii*, 2019, no. 4-3, pp. 11–17.
- Popov I.P. Modeling three-inert oscillator. *Prikladnaya matematika i voprosy upravleniya*, 2018, no. 4, pp. 73–79.
- Popov I.P. Theory of a Multi-Inert Oscillator. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 2020, vol. 49, no. 8, pp. 667–671. DOI: [10.3103/S1052618820080105](https://doi.org/10.3103/S1052618820080105).
- Popov I.P. Reactive and full mechanical power of vibration machines. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova*, 2019, vol. 17, no. 2, pp. 55–59. DOI: [10.18503/1995-2732-2019-17-2-55-59](https://doi.org/10.18503/1995-2732-2019-17-2-55-59).
- Mitin S.G., Bochkarev P.Yu., Shalunov V.V., Razmanov I.A. Determination of sustainable levels of design alternatives selection in the workflow CAP system. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 3, pp. 48–56. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-48-56](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-48-56).
- Gordeev A.V., Loginov N.Yu. Technical parameters optimization while solving engineering problems. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, no. 4, pp. 25–30. DOI: [10.18323/2073-5073-2015-4-25-30](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2015-4-25-30).
- Zibrov P.F. Problem of mathematical modelling of accuracy in technology of mechanical engineering. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2012, no. 1, pp. 57–61.

Combination of circular motions in machines and mechanisms

© 2021

Igor P. Popov, PhD (Engineering), senior lecturer

Kurgan State University, Kurgan (Russia)

E-mail: ip.popow@yandex.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8683-0387>

Abstract: In technical systems, including aviation and space technology, and in particular, in aircraft transmissions, bearings, orbital systems, helicopter mechanisms, and many others, the combined rotational movements are widespread, and when designing, it is important to understand the nature of joint motion. The paper aimed at the generalization of the principle of the combination of motions in circular movements. The author considered the $x'O'y'$ coordinate system that rotates in the xOy coordinate system without angular acceleration with the velocity ω . The radius of rotation is equal to ρ_1 . Wherein $Ox \parallel O'x'$, $Oy \parallel O'y'$. An object a rotates in the $x'O'y'$ coordinate system without angular acceleration with the velocity

ty $\pm\omega$. The radius of rotation is equal to ρ_2 . The study identified that at reverse rotations, the trajectory of joint motion represents an ellipse. The author determined all standard ellipse characteristics relating to the case under the study and identified the elliptical trajectory inclination. The study shows that if the joint motion trajectory is elliptical and the semi-axes are equal $(\rho_1+\rho_2)$ and $|\rho_1-\rho_2|$, then an object a undergoes circular motion in the $x'O'y'$ coordinate system without angular acceleration with the velocity $-\omega$. Just as the result of the superposition of two non-accelerated straight movements is also non-accelerated, i.e. a uniform and rectilinear movement, at the one-way rotations, the joint motion trajectory represents a circle. At circular motions with multiple speeds, the joint motion trajectory represents a snail. The practical aspect of the study is determined by the fact that the resulting formulas can be directly used in the CAD system when performing design works.

Keywords: combination of motions; circular motions; elliptical trajectory; circular trajectory; multiple speeds.

For citation: Popov I.P. Combination of circular motions in machines and mechanisms. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 48–56. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-48-56.

Особенности дуговой сварки слоистого коррозионностойкого материала

© 2021

Розен Андрей Евгеньевич^{1,3}, доктор технических наук, профессор,
заведующий кафедрой «Сварочное, литейное производство и материаловедение»

Киреев Сергей Юрьевич^{1,4}, доктор технических наук, доцент,
декан факультета машиностроения и транспорта

Дуб Алексей Владимирович^{2,5}, доктор технических наук, профессор,
заведующий кафедрой металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов

Сафонов Иван Александрович^{2,6}, кандидат технических наук, доцент

Макарова Екатерина Александровна^{2,7}, аспирант

Розен Андрей Андреевич^{1,8}, аспирант

Исаков Евгений Григорьевич^{1,9}, магистрант

Корольков Андрей Олегович^{*1,10}, магистрант

¹ Пензенский государственный университет, Пенза (Россия)

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва (Россия)

*E-mail: andreykorolkovracer@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3362-9617>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1295-7814>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9660-7370>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8828-4532>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9477-8806>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3970-1707>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0679-6647>

¹⁰ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1367-623X>

Аннотация: Показана востребованность коррозионностойких материалов для химической промышленности, а также перспективность создания слоистых металлических материалов с внутренним протектором (СММ с ВП). Предложены архитектура и состав слоев СММ с ВП, обеспечивающие устойчивую работу в высокоагрессивных средах. Установлена возможность повышения коррозионной стойкости в сравнении с высоколегированными нержавеющими сталями аустенитного класса в 10 и более раз. Указана эффективность применения сварки взрывом для получения СММ с ВП. Рассмотрен пример получения четырехслойного материала с одним внутренним протектором из низколегированной, низкоуглеродистой стали следующей архитектуры: слои 12X18H10T + 09Г2С + 12X18H10T по 2 мм каждый и основной слой 09Г2С – 10 мм. Разработаны технологические схемы выполнения стыкового сварного соединения такого материала, определены особенности формирования его микроструктуры и свойств. Применен энергодисперсионный микроанализ для получения карт распределения характерных химических элементов в слоях и межслойных границах. Исследованы особенности коррозионного поражения сварного шва и околошовной зоны. Показана необходимость применения облицовочного слоя в сварном шве. Полученные результаты подтверждены микроструктурными, рентгеномографическими, гравиметрическими исследованиями. Для оценки качества сварного соединения были проведены коррозионные испытания сварного шва и околошовной зоны, выполнен визуально-измерительный контроль, рентгеновская томография. Коррозионные испытания производили с применением 10%-го водного раствора хлорида железа III. Представлены результаты испытаний сварного соединения на статический изгиб. Критерием оценки служило отсутствие излома, расслоений и трещин. Установлена возможность получать бездефектное сварное соединение СММ с ВП с высокой коррозионной стойкостью и повышенными механическими свойствами.

Ключевые слова: питтинговая коррозия; слоистый металлический материал; СММ; внутренний протектор; ВП; электрохимический потенциал; ЭХП; дуговая сварка слоистых материалов; дуговая сварка СММ; картирование сварного шва; 10X23H60M9; Св-08Г2С; Св-06Х19Н9Т; 12Х18Н10Т; 09Г2С.

Благодарности: Работа выполнена в рамках проекта № 0748-2020-0013 «Научные принципы формирования гетерогенных структур методами физико-химического диспергирования» (государственное задание вузу в сфере научной деятельности. Заказчик Министерство науки и высшего образования РФ) и конкурса «Ректорские гранты» Пензенского государственного университета, договор № ХП-71/21 от 19.04.2021.

Для цитирования: Розен А.Е., Киреев С.Ю., Дуб А.В., Сафонов И.А., Макарова Е.А., Розен А.А., Исаков Е.Г., Корольков А.О. Особенности дуговой сварки слоистого коррозионностойкого материала // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 57–68. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-57-68.

ВВЕДЕНИЕ

Более 130 предприятий химического машиностроения используют коррозионностойкие моно- и биметаллические сплавы в емкостных аппаратах, теплообменных устройствах, реакторах, регенераторах, аппаратах воздушного охлаждения, печах, центрифугах, криогенном оборудовании и др. Рабочие объемы оборудования насчитывают от одного до нескольких тысяч кубических метров, а их масса – от нескольких сотен килограмм до нескольких сотен тонн. Площадь поверхности теплообменных агрегатов может составлять до 10 тыс. м². Большинство указанных конструкций работают в сильноагрессивных средах, в условиях щелочных и кислых сред, а также с повышенным содержанием галогенидов, в широком диапазоне температур и давлений. Все указанные факторы сильно ограничивают ресурс их работы.

Согласно исследованию, проведенному в 2014 году в Китае, общая сумма прямых затрат на коррозию в химической промышленности составила 147,1 млрд юаней, что составляет 1,67 % от общего объема рынка [1]. По сравнению с прямыми затратами косвенные затраты в химической промышленности, такие как простой производства, остановка технологических процессов для ремонта/замены оборудования, опасные инциденты и загрязнение окружающей среды, могут быть в несколько раз выше.

Актуальным является совершенствование методов защиты, разработки новых коррозионностойких материалов и способов получения изделий из них. В настоящее время широко применяют коррозионностойкие моно- и биметаллические материалы. Разработки новых

монометаллических сталей и сплавов, основанные на увеличении содержания легирующих элементов, молибдена, никеля и хрома, практически исчерпаны ввиду высокой склонности этих сталей и сплавов к питтинговой коррозии, скорость развития которой может достигать 10 мм в год [2–4]. Срок службы оборудования из биметаллов определяется только толщиной плакирующего (защитного) слоя. В этих случаях высокую эффективность показывают слоистые металлические материалы (СММ) с внутренним протектором (ВП) [5; 6].

СММ представляют собой металлический композит, слои которого выбираются из условия определенного электрохимического потенциала (ЭХП) каждого из элементов. Образуя короткозамкнутые гальванические пары, они меняют направление коррозионных процессов при переходе от одного слоя к другому. Результатом данного технического решения является трансформация коррозионного поражения от питтинговой коррозии в верхнем слое к контактной с последующим анодным растворением второго (протекторного) слоя. Пример архитектуры четырехслойного материала с одним внутренним протектором представлен на рис. 1.

Такое построение структуры материала многократно замедляет процессы коррозии. Предварительные исследования, проведенные в ОАО НПО ЦНИИТМАШ, свидетельствуют о возможности повысить его коррозионную стойкость в сравнении с нержавеющей сталими аустенитного класса в 10 и более раз [7]. Данный материал по ценовой категории находится в одном ряду с широко распространенными коррозионностойкими нержавеющей сталими аустенитного класса, а по

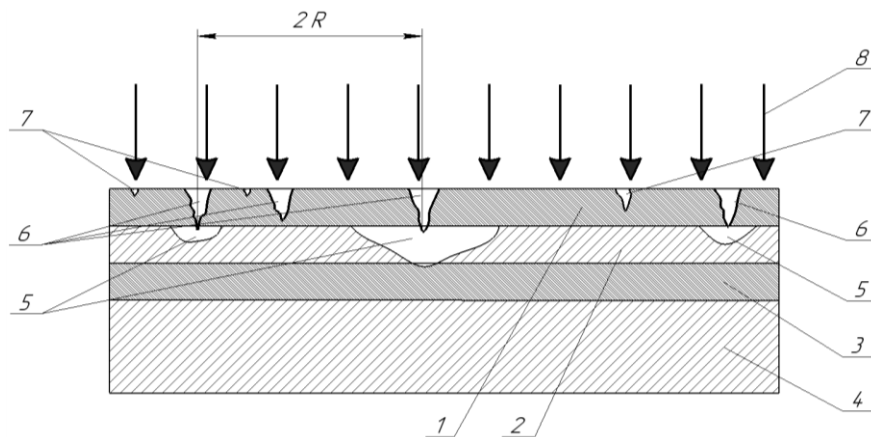


Рис. 1. Архитектура четырехслойного коррозионностойкого металлического материала с одним внутренним протектором:

1 – наружный слой; 2 – внутренний протектор; 3 – третий слой;

4 – основной слой, по которому рассчитывается прочность всей металлоконструкции;

5 – линзы в протекторе из продуктов коррозии;

6 – сквозные питтинги первого слоя; 7 – питтинги, у которых прекратился рост ввиду электрохимического воздействия внутреннего протектора;

8 – направление действия агрессивной среды; R – радиус действия внутреннего протектора

Fig. 1. The architecture of a four-layer corrosion-resistant metal material with one internal protector:

1 – the outer layer; 2 – the internal protector; 3 – the third layer;

4 – the basic layer, according to which the durability of the whole metal structure is calculated;

5 – the lens in the protector of corrosion products;

6 – through pitting of the first layer;

7 – pitting where the growth stopped due to the electrochemical effect of the internal protector;

8 – operative direction of aggressive medium; R – the internal protector working radius

коррозионной стойкости сопоставим с палладием, молибденом, никелем и хастеллоем [8]. Можно с большой уверенностью предположить, что он будет активно востребован в промышленности.

Анализ основных технологий получения данного материала, таких как пакетная прокатка, наплавка, газотермическое и газодинамическое напыление, послонный синтез и др., показал высокую эффективность сварки взрывом [9]. При условии минимальной себестоимости данный способ позволяет получать за один технологический цикл слоистые металлические материалы из разнородных металлов и сплавов с количеством слоев до 10 и более и площадью соединений до 20 м² [10]. Соединение слоев осуществляется в твердой фазе. Применение последующей горячей прокатки позволяет многократно увеличить площадь композиционного материала (от 2 до 10 раз). Основной металл и плакирующие слои при этом не изменяют своего химического состава. Переходная зона не превышает нескольких микрон [11].

Высокие скорости и контактные давления при сварке взрывом приводят к появлению волновых поверхностей на межслойных границах. Амплитуда и длина волны могут достигать от нескольких десятков до нескольких сотен микрон. Механизм коррозионного поражения при этом не меняется [12].

Наиболее перспективным для применения можно считать СММ с ВП следующей архитектуры [13]:

- первый слой, контактирующий с агрессивной средой, и слои, расположенные под протектором выполняются из материалов с высоким ЭХП (от +0,4 В и выше) (слои 1 и 3, рис. 1); к их числу могут быть отнесены высоколегированные нержавеющие стали аустенитного класса, например 12Х18Н10Т или ее аналоги – 321 (США), Х6СrNiTi18-10 (Германия), 0Cr18Ni10Ti (Китай);

- протекторный слой выполняют из материала с низким ЭХП (от –0,4 В и ниже) (слой 2, рис. 1); к их числу могут быть отнесены низкоуглеродистые, низколегированные стали, например сталь обыкновенного качества Ст3сп, качественная сталь 10, 20, 09Г2С и их аналоги – 1023 (США), 13Mn6 (Германия), 12Mn (Китай);

- основной слой, обеспечивающий прочностные свойства всей металлоконструкции (слой 4, рис. 1); в качестве основного слоя выбираются низко- и среднелегированные или низко- и среднеуглеродистые стали, работающие при повышенных и пониженных температурах.

Для создания емкостных конструкций, резервуаров, транспортирующих систем важным является получение неразъемных сварных соединений при условии, что сварной шов не уступает композиционному материалу по механическим, технологическим и эксплуатационным свойствам, в частности по коррозионной стойкости. Стойкость к коррозионному поражению сварного шва может быть обеспечена двумя технологическими приемами.

Первый технологический прием является стандартным при сварке биметаллов, когда заполнение сварочной ванны производится металлом, аналогичным по химическому составу прилегающему слою [14]. В этом случае ЭХП плакируемого и основного металла идентичны друг другу либо близки слоям сварного шва. Межслойная граница заполняется переходным метал-

лом, снижающим вероятность образования горячих и холодных трещин в данной зоне [15; 16].

Второй технологический прием состоит в том, что сварочная ванна со стороны действия агрессивной среды (со стороны плакирующих слоев) заполняется металлом, ЭХП которого превышает наибольший аналогичный показатель СММ с ВП [17].

В качестве объекта исследования был выбран четырехслойный СММ с одним ВП следующей архитектуры: 12Х18Н10Т (2) + 09Г2С (2) + 12Х18Н10Т (2) + 09Г2С (10).

В скобках в миллиметрах указаны толщины соответствующих слоев. Испытания проводили на 7 образцах каждой серии (по первому и второму вариантам).

Предметом исследования явилось установление связи между составом, структурой, механическими свойствами и коррозионным разрушением сварного шва и околошовной зоны СММ с ВП, полученного по двум технологическим схемам.

Цель исследования – отработка промышленного способа дуговой сварки слоистого металлического материала с внутренним протектором при обеспечении высокой коррозионной стойкости сварного соединения, не уступающей свариваемому металлу.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Апробированы две технологические схемы получения поворотного стыкового соединения четырехслойного металлического материала с внутренним протектором. Применена X-образная разделка кромок (рис. 2) при условии, что толщина основного слоя стали 09Г2С соответствовала глубине залегания односторонней фаски. Вторая фаска соответствовала сумме толщин плакирующих слоев. Использовалась механизированная сварка плавящимся электродом в среде аргона.

Сварку осуществляли на инверторном импульсном сварочном полуавтомате S8 SpeedPulseXT фирмы «ШТОРМ-ЛОРХ». Заполнение сварочной ванны для первого и второго технологических приемов начинали со стороны основного металла. Корень шва варили присадочной проволокой 10Х23Н60М9. Остальное заполнение производили проволокой Св-08Г2С. Химический состав проволок с указанием электрохимического потенциала (ЭХП) приведен в таблице 1.

Диаметр электродной проволоки в обоих случаях составлял 1,2 мм, сила сварочного тока 190±10 А, напряжение дуги 24±2 В, скорость подачи сварочной проволоки 260±20 м/ч, скорость сварки 35±10 м/ч, расход газа 9±1 л/мин. В качестве защитного газа использовали аргон высшего сорта.

Для осуществления первой технологической схемы с применением сварного шва, состоящего из слоев, аналогичных СММ с ВП, использовали электродные проволоки Св-08Г2С и Св-06Х19Н9Т, а для переходного слоя – Св-10Х23Н60М9.

Сварка СММ с ВП по первому варианту состоит из следующих этапов. Сначала производилась сварка корневого (переходного слоя), затем заполняющих проходов со стороны основного слоя. Далее выполняли заполняющие и переходные проходы со стороны плакирующих слоев (рис. 3 а). После каждого прохода зачищали шов от окалины, шлака, брызг. Производили

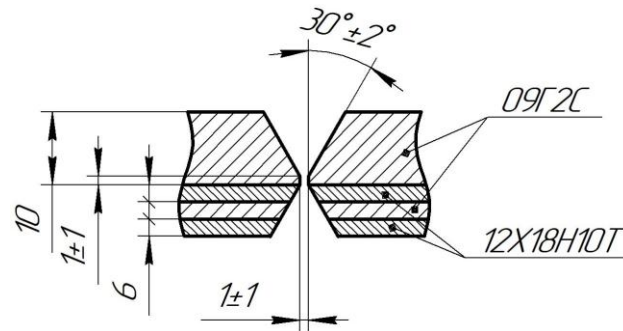


Рис. 2. Схема разделки кромок четырехслойного СММ с ВП
 Fig. 2. Diagram of edge preparation of the four-layer LMM with IP

Таблица 1. Химический состав сварочной проволоки
 Table 1. Chemical composition of an electrode wire

Марка сварочной проволоки	С, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Ti, %	ЭХП, В
Св-08Г2С	от 0,05 до 0,11	от 0,7 до 0,95	от 1,8 до 2,1	<0,2	<0,25	<0,15	<0,04	-0,34
Св-06Х19Н9Т	до 0,08	от 0,4 до 1,0	от 1,0 до 2,0	от 18 до 20	от 8 до 10	-	от 0,5 до 1,0	+0,16
Св-10Х23Н60М9	до 0,1	до 0,5	до 0,5	от 20 до 23	>60,0	от 8 до 10	-	+0,20

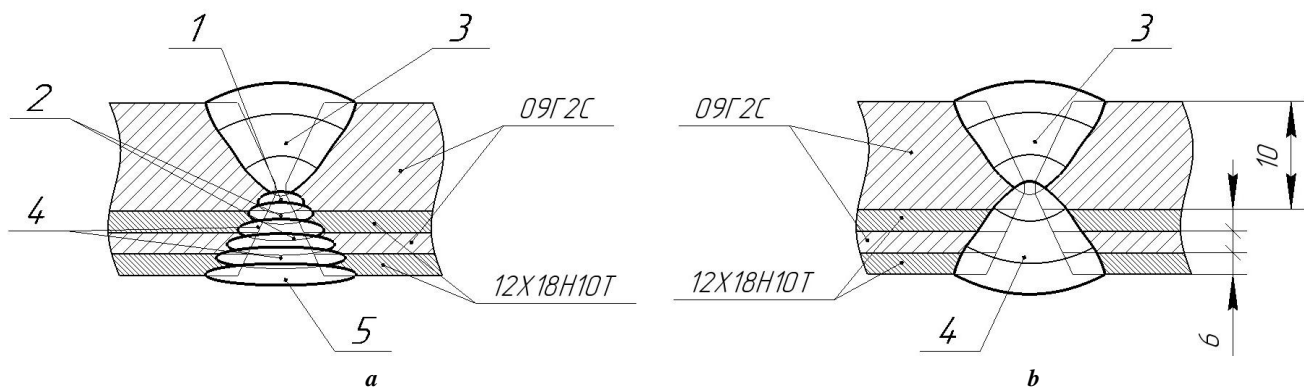


Рис. 3. Схема сварки четырехслойного слоистого металлического материала с внутренним протектором:
 а – первый технологический вариант; б – второй технологический вариант;

1 – корневой проход; 2 – переходный проход; 3 – заполняющие проходы со стороны основного слоя;
 4 – заполняющие проходы со стороны плакирующих слоев; 5 – облицовочный проход

Fig. 3. Diagram of welding of four-layer laminated metal material with internal protector:

а – the first technology option; б – the second technology option;
 1 – root run; 2 – intermediate run; 3 – filling runs from the side of a basic layer;
 4 – filling runs from the side of cladding layers; 5 – capping run

остывание шва до температуры 100 °С. Температуру контролировали при помощи тепловизора. Всего выполняли 9 проходов.

Сварку по второму варианту выполняли двумя этапами: первый заполняющий проход – со стороны основного слоя, второй – со стороны плакирующих слоев (рис. 3 б), с промежуточной зачисткой и остыванием сварного шва до температуры 100 °С между проходами. Всего 6 проходов. Для снижения остаточных деформаций и напряжений каждый последующий проход выполнялся в направлении, противоположном предыдущему.

Для защиты от брызг поверхности металла околошовной зоны применяли защитный спрей Binzel ANTI-SPATTER SPRAY.

Сварку коррозионноустойчивых слоев по обеим технологическим схемам выполняли в импульсном режиме. Это позволило уменьшить количество вносимой в сварочную ванну погонной энергии, снизить вероятность перемешивания слоев с внутренним протектором (рис. 1, поз. 2), уменьшить процент разбрызгивания электродного металла во время сварки, повысить качество сварного шва и снизить риски образования дефектов. Выпуклость сварного шва со стороны действия агрессивной среды (плакирующих слоев) была снята. Это соответствует требованиям большинства нормативных документов в химическом машиностроении.

Методом растровой микроскопии в режиме MAPS на двухлучевом растровом электронно-ионном микроскопе FEI HELIOS NanoLab 660, оборудованном приставкой для энергодисперсионного микроанализа EDAX, производили анализ элементного и фазового составов с получением карт их распределения. Осуществляли картирование микроструктуры области интереса на поверхности шлифа. Для этих целей:

- выбирали область на поверхности образца вблизи сварного шва, содержащую все слои многослойного материала;

- проводили съемку карты с постоянной проверкой качества и единообразия полученного изображения (сохранение фокуса, астигматизма, яркости и контраста).

Получали карты распределения характерных химических элементов в микроструктуре на поверхности образца. В качестве области выбирался участок образца, содержащий зоны соединения, полученные при производстве многослойного материала, а также сварного шва, полученного дуговой сваркой по первому и второму вариантам.

На выбранной области осуществляли съемку первичного спектра для определения химических элементов, присутствующих в области анализа. Для съемки спектра выбирали параметры тока и ускоряющего напряжения пучка, обеспечивающие максимальное количество счетов детектора с сохранением достаточной детализации выбранной рабочей зоны. В параметры съемки карты элементного состава вносили информацию о присутствующих элементах, далее производилось элементное картирование. Оценивались толщина слоев с однородной структурой, их химический и фазовый состав для первого и второго технологических приемов сварки.

Пример полученного изображения по технологии MAPS и области, выбранной для проведения элемент-

ного картирования, результаты элементного и фазового состава с картой распределения фазового состава, химических элементов с цветовой схемой и концентрацией соответствия элементов, концентрацией элементов по фазам в весовых и атомных процентах представлен на рис. 4.

При рентгеновском томографическом исследовании образец для сканирования помещали в специальном зажиме между источником рентгеновского излучения и сцинтилляторным детектором со сменными объективами на столик, имеющий степени свободы X , Y , Z , вращение с точностью позиционирования до 0,05 мкм (град.). Область интереса (ROI) для сканирования выбирали таким образом, чтобы визуализировать все характерные участки области сварного шва, а именно естественные и искусственные коррозионные язвы (питтинги), после чего производили съемку необходимого числа двумерных рентгеновских проекций образца при его повороте на дискретный угол от -180 до $+180$ ° с заданным шагом.

Из полученных двумерных рентгеновских проекций проводили реконструкцию трехмерной структуры образца по алгоритму Filtered Backprojection с коррекцией дрейфа образца и увеличения жесткости пучка. После получения данных рентгеновской томографии проводилась визуализация внутренней структуры образцов. За структурный элемент образца на трехмерных цифровых изображениях и их виртуальных сечениях принималась область, имевшая однородный контраст либо однородную текстуру (морфологию).

Характерные размеры структурных элементов на двумерных сечениях определялись путем измерения среднего расстояния между двумя противоположными границами области, отвечающей структурному элементу.

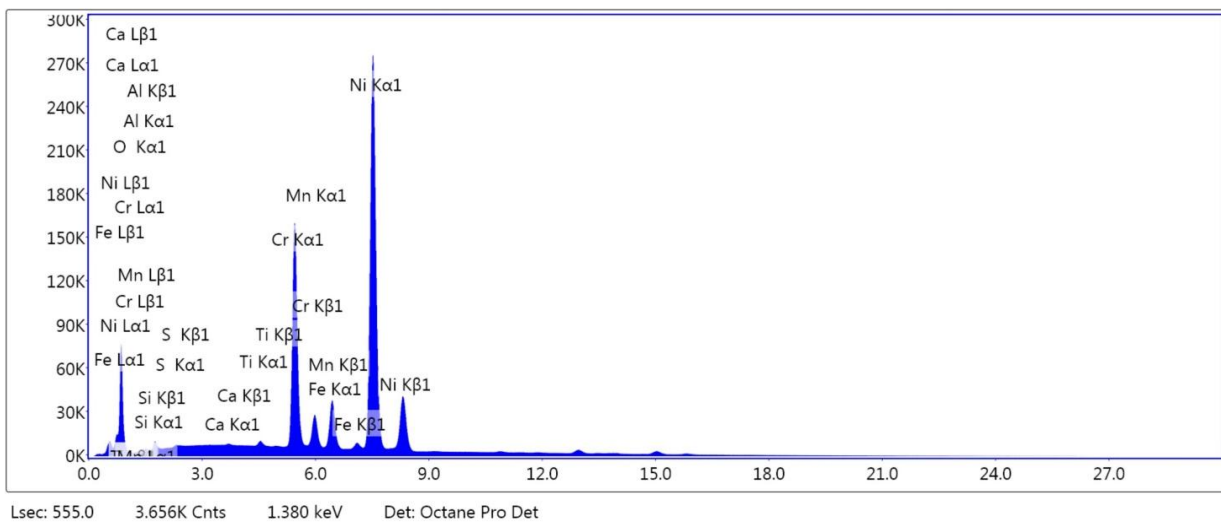
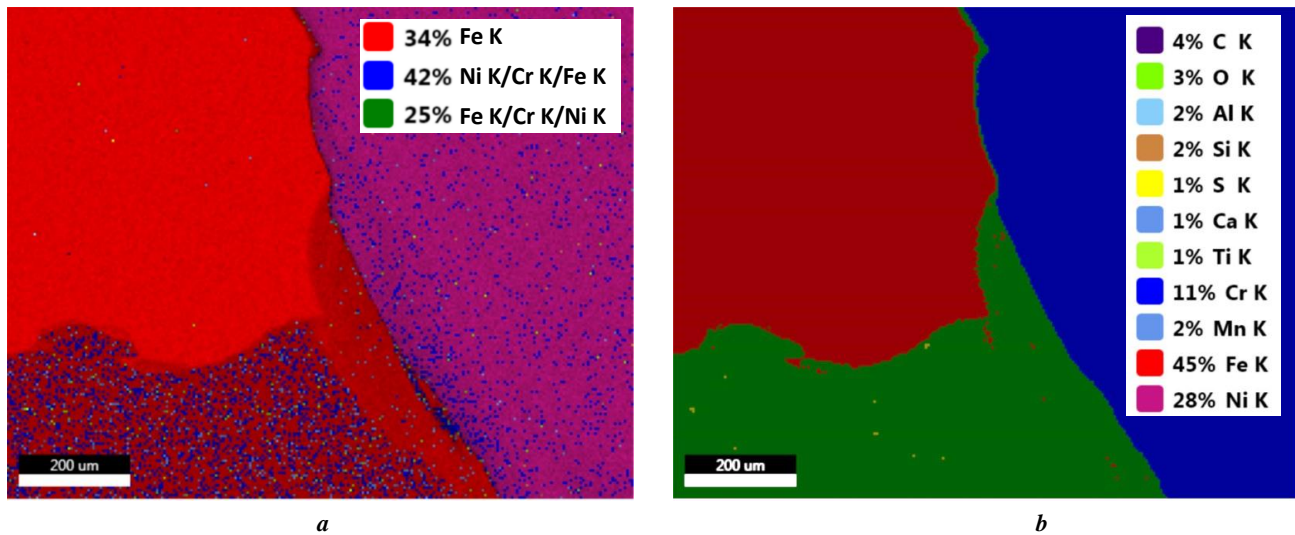
Определение истинного размера проводилось путем умножения полученного числа пикселей на изображении на размер пикселя на получаемом изображении, выраженный в микронах.

Оценка распределения коррозионных язв по размерам и форме проведена с помощью инструмента Label Analysis (Volume3D, ShapeVA3D) после разделения пор и коррозионных язв на индивидуальные единицы инструментом Labeling.

Механические свойства сварного шва СММ с ВП оценивали испытаниями на статический изгиб до определенного угла. При испытании производили запись диаграммы нагружения. Критерием оценки служило отсутствие излома, расслоений и трещин как в самом сварном шве, так и в околошовной зоне, а также излом на кривой диаграммы нагружения. Испытания проводили на разрывной машине ИР 5145-500-11. Для статического изгиба применяли приспособление ПР-500-И.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты проведения сварочных работ по получению стыкового соединения СММ с ВП свидетельствуют о качественном исполнении сварного шва как по первому, так и по второму технологическому режиму. Каких-либо наружных или внутренних дефектов сварных соединений ни визуальный, ни ультразвуковой, ни радиографический контроль не выявили. Картирование сварных швов позволило установить, что в случае заполнения сварочной ванны по первому варианту, когда



Весовые %	C	O	Al	Si	S	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni
FeK	1,22	0	0,09	0,2	0,01	0,03	0,06	0,18	0,35	97,46	0,4
NiK/CrK/FeK	1,74	0,83	0,22	0,94	0,19	0,04	0,35	20,62	0,37	5,34	69,36
FeK/CrK/NiK	0,9	1,31	0,05	0,29	0,03	0,02	0,2	15,49	1,04	71,8	8,86
Атомные %	C	O	Al	Si	S	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni
FeK	5,39	0	0,18	0,37	0,02	0,04	0,07	0,18	0,34	93,03	0,37
NiK/CrK/FeK	7,49	2,69	0,42	1,74	0,3	0,05	0,38	20,51	0,35	4,94	61,12
FeK/CrK/NiK	3,91	4,23	0,1	0,53	0,05	0,03	0,21	15,45	0,98	66,67	7,83

c

Рис. 4. Результаты картирования элементного и фазового состава участка поверхности образца, показанного на рис. 3 б:

a – карта распределения фазового состава;

b – карта распределения химических элементов с цветовой схемой соответствия элементов;

c – концентрации элементов по фазам в весовых и атомных процентах

Fig. 4. The results of mapping of elemental and phase composition of the sample surface area showed in fig. 3b:

a – phase composition distribution map;

b – distribution map of chemical elements with color diagram of elements compatibility;

c – concentrations of elements by phases in weight and atomic percentage

сварной шов имел многослойную структуру с переходными зонами, получить однородные по фазовому и химическому составу области со стороны плакирующих слоев с существенным для практического применения значением не удалось (таблица 2).

В частности, у образцов, полученных по первому технологическому режиму, протекторный слой 7 на некоторых участках отсутствует полностью. Там, где он есть, играть роль внутреннего протектора он не может. Содержание в нем хрома составило от 7,5 до 12,3 %, никеля – от 2,1 до 3,2 %. Материал данного слоя соответствует средне- и высоколегированным сталям.

Металл сварного шва, заполненный по второму технологическому варианту, не будет корродировать. Об этом, в частности, свидетельствуют результаты коррозионных испытаний образца с искусственным питтингом на глубину 4,5 мм в центре сварного шва (рис. 5 а). 3D-визуализация томографических данных области искусственного питтинга свидетельствует о полном сохранении объема питтинга (рис. 5 б) после коррози-

онных испытаний в среде хлорида железа III (плотность $1,049 \pm 0,002 \text{ г/см}^3$) в течение 216 ч. Изменение объема не превышает 0,7 %, находясь на уровне погрешности томографа. Это подтверждается и данными гравиметрического анализа (таблица 3). Отклонения в гравиметрических показаниях до и после коррозионных испытаний в большинстве случаев не превышают погрешности измерений.

Такое негативное развитие событий, тем не менее, не является критическим, так как при достижении каким-либо питтингом протекторного слоя рост соседних питтингов останавливается, и дальнейшее коррозионное поражение развивается по ранее рассмотренной схеме для СММ с ВП (рис. 6). Основным слоем, обеспечивающий прочность всей металлоконструкции, данному коррозионному поражению не подвержен и поэтому не является опасным. Вместе с тем исключить подобное развитие событий с образованием большого числа питтингов в околошовной зоне возможно, если при проведении сварочных работ заполнение верхнего слоя

Таблица 2. Результаты картирования сварных швов
Table 2. The results of welding seams mapping

Способ заполнения сварочной ванны		Состав электродной проволоки	Мак и Мин толщина слоя с однородной структурой		Примечание
№ способа	№ слоя (прохода)		Мак	Мин	
Первый	1	Св-08Г2С	9,90±0,15	9,35±0,15	Соответствует составу электродной проволоки
	2	Св-08Г2С			
	3	Св-08Г2С			
	4	Св-10Х23Н60М9	0,91±0,23	0,10±0,15	
	5	Св-06Х19Н9Т	1,10±0,12	0,27±0,13	
	6	Св-10Х23Н60М9	0,96±0,27	0,74±0,27	
	7	Св-08Г2С	0,87±0,18	0,09±0,14	Содержание Cr от 7,5 до 12,3 %, Ni от 2,1 до 3,2 %
	8	Св-10Х23Н60М9	0,94±0,16	0,13±0,11	
	9	Св-06Х19Н9Т	1,13±0,14	0,94±0,11	
Второй	1	Св-08Г2С	9,87±0,15	9,10±0,15	Соответствует составу электродной проволоки
	2	Св-08Г2С			
	3	Св-08Г2С			
	4	Св-10Х23Н60М9	6,08±0,13	5,70±0,12	Соответствует составу электродной проволоки
	5	Св-10Х23Н60М9			
	6	Св-10Х23Н60М9			

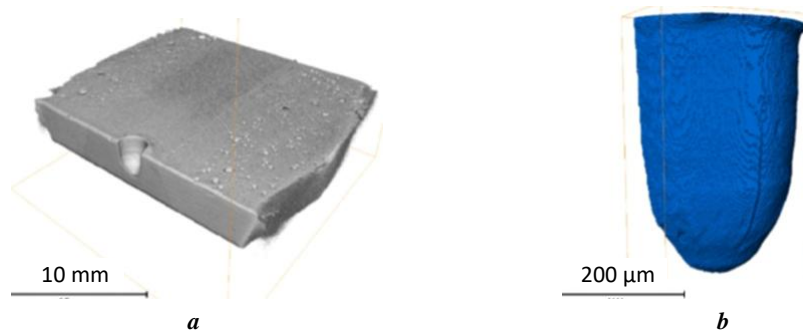


Рис. 5. 3D-визуализация томографических данных области сварного шва (а) и искусственного питтинга (b) после коррозионных испытаний в среде хлорида железа III в течение 216 ч
Fig. 5. 3D-visualization of the tomography data of the welding seam area (a) and artificial pitting (b) after corrosion tests in ferrous III chloride during 216 h

Таблица 3. Результаты гравиметрического анализа образцов сварного шва с искусственным питтингом, полученных по второй технологической схеме, до и после коррозионных испытаний
Table 3. The results of gravimetric analysis of samples of welding seam with artificial pitting produced according to the second technological scheme, before and after corrosion tests

№ образца	Результаты измерений, г		
	До коррозионных испытаний	После коррозионных испытаний	Предельные отклонения
1	470,015	470,008	0,007
2	395,162	395,160	0,002
3	425,317	425,298	0,019
4	483,512	483,495	0,017
5	503,151	503,140	0,011
6	465,917	465,903	0,014
7	497,816	497,805	0,011



Рис. 6. Поверхность стыковых сварных швов СММ с ВП после коррозионных испытаний в растворе хлорида железа (III) в течение 216 ч (×30):
a – без облицовочного слоя; **b** – с облицовочным слоем; 1 – сварной шов; 2 – околошовная зона
Fig. 6. The surface of butt weld joints of LMM with IP after corrosion tests in the ferrous III chloride solution during 216 h (×30):
a – without capping pass; **b** – with capping pass; 1 – welding seam; 2 – weld-adjacent zone

осуществлять электродной проволокой Св-06Х19Н9Т. Облицовочный слой в этом случае имеет ЭХП, аналогичный материалу верхнего слоя [18]. Питтинги, образующиеся в облицовочном слое, по количеству, размерам и характеру расположения идентичны питтингам верхнего слоя СММ с ВП (рис. 6 б). Характер коррозионного поражения в околошовной зоне аналогичен ранее рассматриваемому с анодным растворением протекторного слоя [19]. Плотность зарождения и развития питтингов в околошовной зоне многократно снижается и не превышает общестатистических значений для СММ с ВП [20].

В ходе проведения испытаний на статический изгиб контрольные сварные соединения, выполненные по второму технологическому варианту сварки, выдержали испытание на статический изгиб с углом загиба до 143° со стороны как основного слоя, так и плакирующих слоев. Большинство нормативных документов в машиностроении регламентируют данный угол загиба сварных швов в диапазоне от 20 до 60° ¹.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

При картировании сварного соединения, выполненного по первому технологическому варианту, было установлено, что химический состав сварного соединения способствует образованию и развитию сквозной питтинговой коррозии на глубину, соответствующую толщине плакирующих листов. Таким образом, при выбранных толщинах плакирующих слоев по 2 мм реализация задачи формирования структуры шва, аналогичной СММ с ВП, оказалась невыполнимой. В этом случае шов не может гарантированно иметь ресурс работы на уровне СММ с ВП. Увеличение толщины слоев яв-

ляется контрпродуктивным приемом, так как приводит к значительному повышению металлоемкости всей конструкции.

Картирование сварного шва, выполненного по второму варианту, показало высокую однородность сварочной ванны со стороны плакирующих слоев. Ее заполнение электродным материалом с повышенным ЭХП (Св-10Х23Н60М9) оказалось технически реализуемым. Причиной столь высокой коррозионной стойкости сварного шва, по всей видимости, является его повышенный ЭХП относительно верхнего слоя СММ с ВП. В этом случае в данной гальванической паре верхний плакирующий слой выступает в роли протектора. В пользу этой версии свидетельствует активное развитие питтинговой коррозии основного металла в околошовной зоне (рис. 7). Такое негативное развитие событий, тем не менее, не является критическим, так как при достижении каким-либо питтингом протекторного слоя рост соседних питтингов останавливается, и дальнейшее коррозионное поражение развивается по рассмотренной схеме для СММ с ВП. Выполнение облицовочного прохода проволокой с аналогичным значением ЭХП верхнего слоя позволяет снизить вероятность возникновения питтингов в зоне сплавления сварного шва и основного металла. Об этом свидетельствуют ранее проведенные коррозионные испытания образцов.

Результаты гравиметрического анализа образцов свидетельствуют, что предлагаемая технология дуговой сварки СММ с ВП снижает вероятность образования питтингов на металле околошовной зоны. Данный технологический прием позволит эффективно внедрять данную технологию при изготовлении различных аппаратов и конструктивных элементов, работающих в высокоагрессивных средах.

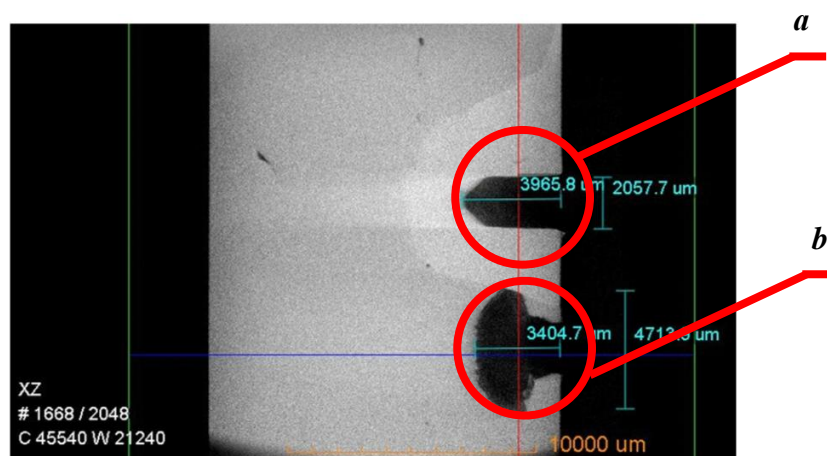


Рис. 7. Особенности коррозионного поражения искусственных питтингов в сварном шве (а) и околошовной зоне со стороны плакирующих слоев (б) СММ с ВП

Fig. 7. Peculiarities of corrosion damage of artificial pittings in a welding seam (a) and weld-adjacent zone from the side of cladding layers (b) of LMM with IP

¹ГОСТ 14019-2003 (ИСО 7438:1985). Материалы металлические. Метод испытания на изгиб. М.: Стандартинформ, 2006. 12 с.; ГОСТ 10885-85. Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая. Технические условия. М.: Издательство стандартов, 1985. 14 с.; ГОСТ 6996-66 (ИСО 4136-89, ИСО 5173-81, ИСО 5177-81). Сварные соединения. Методы определения механических свойств. М.: Стандартинформ, 2005. 44 с.

1. Предложены архитектура и состав слоев слоисто-металлического материала (СММ) с внутренним протектором (ВП), обеспечивающие устойчивую работу в высокоагрессивных средах при условии повышения коррозионной стойкости в сравнении с высоколегированными нержавеющейими сталями аустенитного класса в 10 и более раз.

2. Разработана методика дуговой сварки слоистых материалов с внутренним протектором путем заполнения сварочной ванны со стороны плакирующих листов электродным материалом с электрохимическим потенциалом (ЭХП), превышающим аналогичный показатель верхнего слоя. Коррозионного поражения сварного шва в этом случае наблюдаться не будет. Обязательным является применение облицовочного слоя сварного шва с ЭХП, равным ЭХП верхнего слоя.

3. Результаты испытаний на статический изгиб сварных соединений (до 143°) свидетельствуют о возможности широко использовать разработанную промышленную технологию дуговой сварки СММ с ВП в химическом машиностроении для создания аппаратов и конструкций, работающих в высокоагрессивных средах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Hou B., Li X., Ma X., Du C., Zhang D., Zheng M., Xu W., Lu D., Ma F. The cost of corrosion in China // *Materials Degradation*. 2017. Vol. 1. № 1. Article number 4. DOI: [10.1038/s41529-017-0005-2](https://doi.org/10.1038/s41529-017-0005-2).
- Hong M.-S., Park Y., Kim J.G., Kim K. Effect of incorporating MoS₂ in organic coatings on the corrosion resistance of 316L stainless steel in a 3,5 % NaCl solution // *Coatings*. 2019. Vol. 9. № 1. Article number 45. DOI: [10.3390/coatings9010045](https://doi.org/10.3390/coatings9010045).
- Frankel G.S., Li T., Scully J.R. Localized corrosion: Passive film breakdown vs pit growth stability // *Journal of the electrochemical society*. 2017. Vol. 164. № 4. P. C180–C181. DOI: [10.1149/2.1381704jes](https://doi.org/10.1149/2.1381704jes).
- Chi G., Yi D., Liu H. Effect of roughness on electrochemical and pitting corrosion of Ti-6Al-4V alloy in 12 wt.% HCl solution at 35 °C // *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. Vol. 9. № 2. P. 1162–1174. DOI: [10.1016/j.jmrt.2019.11.044](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.11.044).
- Лось И.С., Первухин Л.Б., Перелыгин Ю.П., Гордолов Ю.А., Первухина О.Л., Кирий Г.В., Абрамов П.И., Усатый С.Г., Крюков Д.Б., Денисов И.В., Розен А.А., Розен А.Е. Многослойный материал повышенной коррозионной стойкости (варианты) и способы его получения: Евразийский патент № 016878, 2012. 18 с.
- Дидык Р.П., Козечко В.А. Формирование многослойных конструкций сваркой взрывом // *Черные металлы*. 2016. № 7. С. 66–70.
- Ma F.-Y. Corrosive Effects of Chlorides on Metals // *Pitting Corrosion*. 2012. P. 139–178. DOI: [10.5772/32333](https://doi.org/10.5772/32333).
- Grachev V.A., Rozen A.E., Perelygin Y.P., Kireev S.Y., Los I.S., Rozen A.A. Measuring corrosion rate and protector effectiveness of advanced multilayer metallic materials by newly developed methods // *Heliyon*. 2018. Vol. 4. № 8. Article number e00731. DOI: [10.1016/j.heliyon.2018.e00731](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2018.e00731).

- Первухина О.Л., Денисов И.В. Двухслойные стали для ответственных металлоконструкций // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2020. № 11. С. 46–52.
- Сварка взрывом: процессы и структуры / под ред. Б.А. Гринберг, М.А. Иванова, С.В. Кузьмина, В.И. Лысака. М.: Инновационное машиностроение, 2017. 236 с.
- Розен А.Е., Корнеев А.Е., Хорин А.В., Прыщак А.В., Гуденко А.С., Розен А.А., Козлов Д.В. Структурообразование межслойных границ слоистого металлического материала при сварке взрывом // *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2020. № 11. С. 41–45.
- Гладковский С.В., Трунина Т.А., Коковихин Е.А., Вичужанин Д.И., Голубкова И.А. Формирование структуры и свойств слоистых соединений металлов // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2010. № 4. С. 41–45.
- Лось И.С. Оценка коррозионной стойкости многослойных металлических материалов // *Вопросы материаловедения*. 2016. № 3. С. 138–144.
- Трыков Ю.П., Степанищев И.Б., Трудов А.Ф., Арисова В.Н. Структура и свойства сваренных взрывом композитов из разнородных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2004. № 4. С. 31–33.
- Судник Л.В., Петров И.В., Галиновский А.Л., Колпаков В.И., Моисеев В.А. Перспективные направления применения биметаллов в машиностроении // *Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии*. 2015. № 2. С. 80–88.
- Зайцев А.И., Родионова И.Г., Амежнов А.В., Павлов А.А. Современные направления развития производства и применения двухслойных сталей // *Технология колесных и гусеничных машин*. 2013. № 3. С. 17–22.
- Кайдриков Р.А., Виноградова С.С., Журавлев Б.Л. Электрохимические методы оценки коррозионной стойкости многослойных гальванических покрытий. Казань: Казанский государственный технологический университет, 2010. 136 с.
- Зорин И.В., Соколов Г.Н., Дубцов Ю.Н., Лысак В.И., Фастов С.А. Композиционная проволока для дуговой наплавки: патент РФ № 2711286, 2020. 13 с.
- Xiang Y., Li C., Hesitao W., Long Z., Yan W. Understanding the pitting corrosion mechanism of pipeline steel in an impure supercritical CO₂ environment // *The Journal of Supercritical Fluids*. 2018. Vol. 138. P. 132–142. DOI: [10.1016/j.supflu.2018.04.009](https://doi.org/10.1016/j.supflu.2018.04.009).
- Zhang S., Tan Y., Liang K. Electrochemistry study on the environmental factors of pitting corrosion of type 304 stainless steel // 2011 International Conference on Remote Sensing, Environment and Transportation Engineering. 2011. P. 40047–4006. DOI: [10.1109/RSETE.2011.5965197](https://doi.org/10.1109/RSETE.2011.5965197).

REFERENCES

- Hou B., Li X., Ma X., Du C., Zhang D., Zheng M., Xu W., Lu D., Ma F. The cost of corrosion in China. *Materials Degradation*, 2017, vol. 1, no. 1, article number 4. DOI: [10.1038/s41529-017-0005-2](https://doi.org/10.1038/s41529-017-0005-2).

2. Hong M.-S., Park Y., Kim J.G., Kim K. Effect of incorporating MoS₂ in organic coatings on the corrosion resistance of 316L stainless steel in a 3,5 % NaCl solution. *Coatings*, 2019, vol. 9, no. 1, article number 45. DOI: [10.3390/coatings9010045](https://doi.org/10.3390/coatings9010045).
3. Frankel G.S., Li T., Scully J.R. Localized corrosion: Passive film breakdown vs pit growth stability. *Journal of the electrochemical society*, 2017, vol. 164, no. 4, p. C180–C181. DOI: [10.1149/2.1381704jes](https://doi.org/10.1149/2.1381704jes).
4. Chi G., Yi D., Liu H. Effect of roughness on electrochemical and pitting corrosion of Ti-6Al-4V alloy in 12 wt.% HCl solution at 35 °C. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, vol. 9, no. 2, pp. 1162–1174. DOI: [10.1016/j.jmrt.2019.11.044](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.11.044).
5. Los I.S., Pervukhin L.B., Perelygin Yu.P., Gordoplov Yu.A., Pervukhina O.L., Kiriy G.V., Abramov P.I., Usatyy S.G., Kryukov D.B., Denisov I.V., Rozen A.A., Rozen A.E. *Mnogosloynny material povyshennoy korroziionnoy stoykosti (varianty) i sposoby ego polucheniya* [A multi-layer material with the advanced corrosion resistance (options) and the ways of its production], Evraziyskiy patent no. 016878, 2012. 18 p.
6. Didyk R.P., Kozechko V.A. The formation of multi-layer structures by explosion welding. *Chernye metally*, 2016, no. 7, pp. 66–70.
7. Ma F-Y. Corrosive Effects of Chlorides on Metals. *Pitting Corrosion*, 2012, pp. 139–178. DOI: [10.5772/32333](https://doi.org/10.5772/32333).
8. Grachev V.A., Rozen A.E., Perelygin Y.P., Kireev S.Y., Los I.S., Rozen A.A. Measuring corrosion rate and protector effectiveness of advanced multilayer metallic materials by newly developed methods. *Heliyon*, 2018, vol. 4, no. 8, article number e00731. DOI: [10.1016/j.heliyon.2018.e00731](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2018.e00731).
9. Pervukhina O.L., Denisov I.V. Two-layer steel for critical metal structures. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2020, no. 11, pp. 46–52.
10. Grinberg B.A., Ivanova M.A., Kuzmina S.V., Lysaka V.I. *Svarka vzryvom: protsessy i struktury* [Explosion welding: processes and structures]. Moscow, Innovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2017. 236 p.
11. Rozen A.E., Korneev A.E., Khorin A.V., Pryshchak A.V., Gudenko A.S., Rozen A.A., Kozlov D.V. Structural formation of interlayer boundaries layered metal material in explosion welding. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2020, no. 11, pp. 41–45.
12. Gladkovskiy S.V., Trunina T.A., Kokovikhin E.A., Vichuzhanin D.I., Golubkova I.A. Formation of structure and properties of lamellar composite metals. *Zagotovitelnye proizvodstva v mashinostroenii*, 2010, no. 4, pp. 41–45.
13. Los I.S. Corrosion-resistance evaluation of multi-layered metal materials. *Voprosy materialovedeniya*, 2016, no. 3, pp. 138–144.
14. Trykov Yu.P., Stepanishchev I.B., Trudov A.F., Arisova V.N. Structure and properties of explosion-welded composites from various steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2004, no. 4, pp. 31–33.
15. Sudnik L.V., Petrov I.V., Galinovskiy A.L., Kolpakov V.I., Moiseev V.A. Advanced applications of bi-metal in mechanical engineering. *Fundamentalnye i prikladnye problemy tekhniki i tekhnologii*, 2015, no. 2, pp. 80–88.
16. Zaytsev A.I., Rodionova I.G., Amezhnov A.V., Pavlov A.A. Modern trends in development of production and use of double-layer steels. *Tekhnologiya kolesnykh i gusenichnykh mashin*, 2013, no. 3, pp. 17–22.
17. Kaydrikov R.A., Vinogradova S.S., Zhuravlev B.L. *Elektrokhimicheskie metody otsenki korroziionnoy stoykosti mnogosloynnykh galvanicheskikh pokrytiy* [Electrochemical methods of assessment of corrosion resistance of multi-layer galvanic coatings]. Kazan, Kazanskiy gosudarstvennyy tekhnologicheskii universitet Publ., 2010. 136 p.
18. Zorin I.V., Sokolov G.N., Dubtsov Yu.N., Lysak V.I., Fastov S.A. *Kompozitsionnaya provoloka dlya dugovoy naplavki* [Composite wire for arc surfacing], patent RF no. 2711286, 2020. 13 p.
19. Xiang Y., Li C., Hesitao W., Long Z., Yan W. Understanding the pitting corrosion mechanism of pipeline steel in an impure supercritical CO₂ environment. *The Journal of Supercritical Fluids*, 2018, vol. 138, pp. 132–142. DOI: [10.1016/j.supflu.2018.04.009](https://doi.org/10.1016/j.supflu.2018.04.009).
20. Zhang S., Tan Y., Liang K. Electrochemistry study on the environmental factors of pitting corrosion of type 304 stainless steel. *2011 International Conference on Remote Sensing, Environment and Transportation Engineering*, 2011, pp. 40047–4006. DOI: [10.1109/RSETE.2011.5965197](https://doi.org/10.1109/RSETE.2011.5965197).

Special aspects of arc welding of a laminated corrosion-resistant material

© 2021

Andrey E. Rozen^{1,3}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
Head of Chair “Welding, Foundry Engineering, and Materials Science”
Sergey Yu. Kireev^{1,4}, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor,

Dean of Faculty of Mechanical Engineering and Transport
Aleksey V. Dub^{2,5}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
Head of Chair of Steel Metallurgy, Advanced Production Technologies, and Metal Protection

Ivan A. Safonov^{2,6}, PhD (Engineering), Associate Professor

Ekaterina A. Makarova^{2,7}, postgraduate student

Andrey A. Rozen^{1,8}, postgraduate student

Evgeny G. Isakov^{1,9}, graduate student

Andrey O. Korolkov^{*1,10}, graduate student

¹Penza State University, Penza (Russia)

²National University of Science and Technology MISIS, Moscow (Russia)

*E-mail: andreykorolkovracer@yandex.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3362-9617>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1295-7814>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9660-7370>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8828-4532>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9477-8806>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3970-1707>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0679-6647>

¹⁰ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1367-623X>

Abstract: The paper shows the demand of the chemical industry for corrosion-resistant materials, as well as the prospects of the creation of laminated metal materials with internal protectors (LMM with IP). The authors offer the architecture and composition of layers of LMM with IP ensuring stable operation within the highly aggressive environment. The study identified the possibility of improving corrosion resistance ten and more times compared to high-alloy austenitic stainless steels. The authors show the efficiency of the application of explosion welding to produce LMM with IP. The paper considers the example of the production of a four-layer material with one internal protector made of low-alloyed, low-carbon steel of the following architecture: 2-mm layers of 12H18N10T + 09G2S + 12H18N10T plates of steel and the base 10-mm layer of 09G2S. The authors developed the process diagrams for performing butt-welded joints of such material, identified special aspects of the formation of its microstructure and properties. To obtain the maps of specific chemical elements distribution in the layers and interlayer boundaries, the authors used the energy-dispersive microanalysis method. Peculiarities of corrosion damage of a welded seam and weld-adjacent area are studied. The study showed the necessity of using a facing layer in a welded seam. Microstructural, X-ray tomographic, and gravity-measuring studies proved the obtained results. To evaluate the quality of welded joint, the authors performed the corrosion tests of a welded seam and weld-adjacent area, carried out visual inspection control and X-ray tomography. The corrosion tests were carried out using 10-% III ferrous chloride water solution. The paper presents the results of the static bending tests of a welded joint. The absence of fracture, lamination, and cracks served as an estimation criterion. The study identified the possibility of obtaining a defect-free welded joint of LMM with IP with high corrosion resistance and advanced mechanical properties.

Keywords: pitting corrosion; laminated metal material; internal protector; electrochemical potential; arc welding of laminated materials; arc welding of laminated metal materials; welded seam mapping; 10H23N60M9; Sv-08G2S; Sv-06H19N9T; 12H18N10T; 09G2S.

Acknowledgements: The work was carried out within the project No. 0748-2020-0013 “Scientific principles of formation of heterogeneous structures using the physical-chemical dispersion methods” (government assignment to the higher education institution in the sphere of scientific research. The customer is the RF Ministry of Science and Higher Education) and the competitive tender “Rector’s Grants” of Penza State University, the agreement No. XII-71/21 dtd. 19.04.2021.

For citation: Rozen A.E., Kireev S.Yu., Dub A.V., Safonov I.A., Makarova E.A., Rosen A.A., Isakov E.G., Korolkov A.O. Special aspects of arc welding of a laminated corrosion-resistant material. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 57–68. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-57-68.

Исследование температур в вольфрамовом электроде при горении дуги обратной полярности

© 2021

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

*Советкин Дмитрий Эдуардович*², старший преподаватель кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

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

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

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

Аннотация: Рассмотрены особенности выделения энергии в вольфрамовом электроде при действии дуги в аргоне обратной полярности. Обосновано положение о том, что химический состав электрода не оказывает существенного влияния на передачу ему анодной мощности. Удельная эффективная мощность в электрод обоснована и принята 6 Вт/А. Анализировали особенности горения дуги на плоский торец электрода $d=3$ мм по кадрам скоростной видеосъемки. Установлено, что при предельных токах, обеспечивающих расплавление торца, его нагрев достаточно равномерен по сечению. В качестве расчетной схемы выбран непрерывно действующий плоский источник тепла на поверхности полубесконечного стержня с поверхностной теплоотдачей. Получены усредненные значения объемной теплоемкости $c_p=3,2$ Дж/(см³·°C), коэффициента температуропроводности $a=0,3$ см²/с. За предельный ток был принят такой, при котором достигается температура плавления на торце. По значениям предельного тока и времени начала расплавления торца электрода рассчитано значение коэффициента теплоотдачи электрода b . Выполненная расчетная проверка глубины расплавления для режима с током выше предельного показала хорошее совпадение с экспериментом. Произведен пересчет b для диаметров электрода $d=4, 5, 6$ мм и расчет предельных токов для этих диаметров. Расчетные предельные токи для этих диаметров также хорошо совпадают с экспериментальными. Показано, что увеличение коэффициента a до 0,4 см²/с не приводит к изменению температур и предельных токов, если одновременно произвести корректировку c_p из условия постоянства теплофизического комплекса $c_p a^{0,5}$. Получены зависимости температур в электроде во времени и по длине. Зависимость нагрева торца электрода во времени позволяет рассчитать предельные токи при уменьшении времени горения дуги.

Ключевые слова: вольфрамовый электрод; обратная полярность; полубесконечный стержень; горение дуги; теплоотдача; коэффициент температуропроводности; температура плавления; предельный ток; мощность дуги.

Для цитирования: Сидоров В.П., Советкин Д.Э. Исследование температур в вольфрамовом электроде при горении дуги обратной полярности // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 69–79. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-69-79.

ВВЕДЕНИЕ

Дуговая сварка в среде инертных газов неплавящимся электродом выполняется преимущественно на постоянном токе прямой полярности (стали и титановые сплавы) и на переменном токе (алюминиевые сплавы) [1]. Основное внимание уделяется работе вольфрамовых электродов на прямой полярности [2; 3]. Дуга обратной полярности используется редко из-за низкой стойкости вольфрамовых электродов, хотя она и обеспечивает наиболее интенсивное разрушение окисной пленки при сварке алюминиевых сплавов и более высокую удельную эффективную мощность на 1 А тока. В ряде случаев используют медные, интенсивно охлаждаемые водой аноды [4]. Соответственно, такой вид сварочной дуги наименее исследован. Напротив, дуговая механизированная сварка плавящимся электродом производится в основном на обратной полярности при высоких плотностях тока. Поэтому некоторые свойства стержневых электродов таких дуг могут быть использованы для оценки процессов на вольфрамовом электроде в дуге обратной полярности, несмотря на значительную разницу температур плавления металлов. При

определенной плотности тока вольфрамовый анод в дуге обратной полярности плавится, и подобие дуг вполне очевидно.

Процессы в анодной области дуг и на анодах из различных металлов считаются подобными вследствие того, что их сущность заключается в проникновении и стекании электронов из столба дуги к положительному полюсу, имеющему те или иные теплофизические характеристики. Эти теплофизические характеристики влияют на скорость нагрева металлического анода при зажигании дуги, его температуру и протяженность анодной области. Очевидно, что длина анодной области уменьшается от максимального значения в момент зажигания дуги до минимального к моменту достижения анодом максимально возможной температуры. При этом анодное падение напряжения также должно снижаться от максимума до минимума. Большинство данных о свойствах стержневых плавящихся анодов относятся к установившемуся процессу, когда известны скорости их расплавления [5].

Определенную роль в нагреве стержневого электрода могут играть плазменные потоки. В дуге прямой полярности они в большинстве случаев направлены на

изделие, и их роль в нагреве вольфрамового электрода проявляется в редких случаях. Данные по коэффициенту расплавления стальных электродов на обратной полярности, в отличие от прямой полярности, достаточно стабильны и почти не зависят от рода защитного газа и химического состава металла анода. Существенную роль в нагреве плавящихся анодов играет теплота Джоуля – Ленца, выделяющаяся в вылете, которая повышается с ростом плотности тока на электроде. Для определения такой мощности известен ряд формул [5; 6], поэтому она может быть вычленена из общей эффективной анодной мощности. Исследованиями также установлено, что температура капель жидкого металла значительно превышает температуру его плавления. Сведения о теплосодержании капель электродного металла немногочисленны и противоречивы. Большинство данных свидетельствует, что увеличение вылета (предварительный подогрев проволоки) приводит к снижению теплосодержания капель [5].

В работе [5] произведена оценка эффективного анодного падения напряжения (эффективной мощности на 1 А тока) для низкоуглеродистой проволоки Св-08Г2С диаметром 2 мм при токе дуги в аргоне 340 А. Она составила $q_y=6,95$ Вт/А при теплосодержании капля 2167 Дж/г. В то же время калориметрические измерения эффективной мощности на изделии в дуге прямой полярности дали $q_y=8,45$ Вт/А для диаметра вольфрамового электрода $d=3,2$ мм и $q_y=7,18$ Вт/А для диаметра $d=2,4$ мм [7], что несколько больше, чем для стержневого плавящегося анода в [5]. Разницу можно объяснить ролью переноса мощности к плоскому изделию из столба дуги конвекцией и излучением. Тенденция повышения удельной эффективной мощности с увеличением диаметра вольфрамового электрода подтверждается данными калориметрирования высоколегированной стали в работе [8], где получено значение удельной эффективной мощности $q_y=9,0$ Вт/А для диаметра вольфрамового электрода $d=4$ мм. По данным [9], для медного водоохлаждаемого анода нами рассчитано значение $q_y=7,57$ Вт/А при длине дуги $L=5$ мм. Таким образом, все оценки удельной эффективной мощности стержневого и плоского плавящихся анодов лежат в интервале от 6,95 до 9,0 Вт/А.

Эффективная анодная мощность на стержневом электроде по сравнению с массивным анодом может повышаться благодаря повышению плотности тока в активном пятне, но одновременно снижаться за счет испарения электродного металла. С учетом низких плотностей тока при исследовании вольфрамовых анодов можно в качестве базового значения удельной эффективной анодной мощности принять значение $q_y=6,0$ Вт/А. Именно оно получено при калориметрировании интенсивно охлаждаемого вольфрамового анода в плазмотроне в работе [4].

Изучению процесса нагрева вольфрамовых электродов при сварке дугой, горящей в инертных газах, посвящено сравнительно немного работ. Большинство таких исследований относится к нагреву электрода на постоянном токе прямой полярности [9]. В [9] подробно изложена математическая модель процесса нагрева, учитывающая как свойства катодной области дуги, так и изменение теплофизических свойств вольфрама и условий теплоотдачи, а также выделение энергии

в вылете. Роль нагрева вылета настолько значительна, что при некоторых параметрах имеет место смещение максимальных температур в противоположную от торца сторону [9; 10] и разрушение электродов именно в этой области [9; 11]. Проблемой использования таких моделей для инженерной практики является то, что весьма сложно оценивать многообразные условия теплоотдачи от электрода и влияние его химического состава и формы рабочей части на мощность прикатодной области, направленную в электрод. Адекватные параметры любой модели все равно необходимо определять для конкретных условий, которые весьма разнообразны. В основном теоретически изучалось установившееся тепловое состояние электродов. Процессу его достижения уделялось недостаточно внимания. Между тем это имеет большое значение, например, для технологии дуговой точечной сварки или технологии сварки коротких швов, когда можно использовать режимы, при которых нагрев электрода не достигает равновесного состояния.

В работах [9; 12] обобщены результаты собственных исследований нагрева электрода в дуге переменного тока и в дуге с разнополярными импульсами тока прямоугольной формы. В [9] отмечается ограниченное число работ по исследованию характера нагрева вольфрамовых электродов, что объясняется сложностью измерения высоких температур и близостью столба дуги. Утверждается, что только для тонких электродов расчет необходимо вести с учетом поверхностной теплоотдачи, а тепло Джоуля – Ленца следует учитывать при больших плотностях тока порядка 40 А/мм². Стойкость электродов на прямой полярности зависит от вида катодного пятна – диффузное оно или сосредоточенное.

В работе [13] численным методом исследовалось взаимодействие дуги с алюминиевой деталью и вольфрамовым электродом при действии разнополярного тока с прямоугольной формой импульсов. Длительность импульсов полярности *EP* (electrode positive) составляла 0,3 периода при частоте 70 Гц. Результаты расчетов температур на кончике электрода представлены в таблице 1.

Температура в период *EP* намного превышает температуру плавления вольфрама. По-видимому, температура рассчитывалась для стационарного состояния дуг, ибо тепловая инерционность нагрева и охлаждения электрода под действием импульсов намного превышает инерционность выделения энергии от приэлектродных областей дуги и тепла Джоуля. В этом случае целесообразно оперировать средними температурами торцов за период с учетом длительности импульсов. Средняя температура торца T_C , согласно нашим вычислениям (таблица 1), для тока 150 А ниже температуры плавления вольфрама, а для тока 250 А почти на 600 К выше.

В работах [14; 15] выполнен численный расчет образования капли на аноде с учетом изменения теплофизических свойств стального электрода. В [14] расчет включал три стадии. На первой стадии расчет велся до появления на торце электрода тонкого жидкого слоя. Однако данные о росте температур на этой стадии в работе [14] отсутствуют. Величина анодной мощности определялась при эффективном КПД дуги для электрода $\eta_3=0,4$, однако данные о напряжении дуг также не приводятся. Сравнение расчетных и экспериментальных

Таблица 1. Результаты расчета температур на торце электрода, К [13]
Table 1. The results of calculation of the electrode tip temperatures, K [13]

I, A	Полярность		T _с , K
	EN	EP	
150	3120	3890	3351
250	3682	5815	4321

данных производилось в основном по массе образовавшейся жидкой капли. Другое решение подобной задачи представлено в работе [15]. Здесь уже выбран коэффициент ввода мощности в электрод $\eta_3=0,7$, что является явно завышенным, особенно в свете того, что напряжение дуги изменяли от 30 до 60 В.

Цель исследования – разработка методики определения допустимых токов на вольфрамовые электроды в дуге обратной полярности на основе теоретического расчета температур торца.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Для расчета приращения температур ΔT в вольфрамовом электроде в начальный период горения дуги в качестве исходной была выбрана формула распространения тепла от действия мгновенного плоского источника тепла в бесконечном стержне [6]:

$$\Delta T = \frac{Q}{F \cdot c_p \cdot (4 \cdot \pi \cdot a \cdot t)^{0.5}} \cdot \exp\left(-\frac{x^2}{4 \cdot a \cdot t} - b \cdot t\right), \quad (1)$$

где Q – количество теплоты, выделенной мгновенным плоским источником, Дж;

F – площадь поперечного сечения стержня, см²;

c_p – объемная теплоемкость металла стержня, Дж/(см³·°C);

a – коэффициент температуропроводности вольфрама, см²/с;

b – коэффициент теплоотдачи с поверхности стержня, с⁻¹;

t – время с момента начала действия источника тепла, с;

x – координата от плоскости действия источника до рассматриваемого сечения, см.

Коэффициент теплоотдачи для стержня определяется по формуле [16]

$$b = \frac{\alpha p}{c_p \cdot F}, \quad (2)$$

где α – коэффициент поверхностной теплоотдачи, Вт/(см²·°C);

p – периметр стержня, см.

Для стержня круглого сечения получаем

$$b = \frac{4\alpha}{c_p d},$$

где d – диаметр стержня, см.

Для определения приращения температур в полубесконечном стержне, каким можно считать вольфрамовый электрод, при непрерывном действии источника тепла в течение времени t_K необходимо проинтегрировать формулу (1) от 0 до времени окончания действия источника t_K :

$$\Delta T = 2q \int_0^{t_K} f(t) dt, \quad (3)$$

где q – эффективная мощность теплового воздействия дуги на торец электрода-анода, так как энергию мгновенного источника тепла можно записать в виде

$$Q = q dt. \quad (4)$$

Коэффициент 2 в формуле (3) учитывает, что в электродном стержне тепло распространяется в одном направлении.

В интеграле (3) имеем три неизвестных коэффициента, так как отношение q/c_p является общим коэффициентом пропорциональности. Этот коэффициент показывает объем металла в см³, который нагревается на 1 °C за 1 с. Для однозначного отыскания всех коэффициентов необходимы три независимо измеренных температуры электрода, а затем решение системы трех нелинейных уравнений. В качестве примера таких температур можно использовать измерение глубины расплавления вольфрама при различных значениях мощности и времени действия дуги. В частности, возможны измерения времени от момента зажигания дуги до появления жидкой фазы на торце электрода. Однако в проведении трех таких замеров нет необходимости. Достаточно эффективно зарекомендовал себя метод приведения коэффициентов математической модели к условиям эксперимента [17]. Так, для целей автоматического регулирования размера сварного шва по математической модели использована схема точечного или распределенного по нормальному закону по поверхности изделия источника тепла, несмотря на то, что калориметрические значения эффективной мощности существенно отличаются в большую сторону от модельных значений [7; 8]. Основными требованиями метода приведения являются качественное совпадение описания математической моделью исследуемой величины и отыскание коэффициентов модели на основе экспериментальных данных в определенных интервалах

параметров и их последующее использование именно в этих интервалах. Число коэффициентов, получаемых на основе эксперимента, может равняться числу параметров, для определения которых модель будет использована. В нашем случае это максимальная температура в заданном сечении электрода. Поэтому может определяться только один коэффициент модели (3). Этим коэффициентом наиболее целесообразно выбрать коэффициент температуропроводности b . Коэффициент температуропроводности a , а также объемная теплоемкость c_p могут быть приняты усредненными, как это обычно происходит при использовании классических линейных моделей [6].

Для определения усредненных значений двух коэффициентов для вольфрама использовали данные [18]. В интервале температур от 300 до 3400 °C удельная теплоемкость вольфрама увеличивается примерно в 2 раза от 0,132 до 0,263 Дж/(г·°C). При этом плотность вольфрама уменьшается с 19,6 до 18,0 г/см³. Усреднение данных дало нам среднее значение объемной теплоемкости для этого интервала температур $c_p=3,2$ Дж/(см³·°C). В том же интервале температур коэффициент температуропроводности уменьшается с 0,640 до 0,212 см²/с [19; 20]. Усреднение этого коэффициента в интервале температур 1600–3000 °C дает значение $a=0,3$ см²/с. Это более высокий для металла коэффициент по сравнению со сталью ($a=0,08$ см²/с), что приводит к быстрому распространению температуры вглубь электрода и снижает тепловую нагрузку в зоне, близкой к его торцу. В связи с тем, что теплофизический параметр $c_p a^{0,5}$ входит в общий коэффициент пропорциональности, целесообразно произвести его усреднение. Оно было выполнено по четырем температурам в исследуемой области (таблица 2).

В таблице 2 среднее значение коэффициента $c_p a^{0,5}=1,867$ Дж/(см²·°C·с^{0,5}). Среднее алгебраическое отклонение (САО) четырех значений таблицы 1 от среднего составляет САО=4,47 % [21]. Такое небольшое отклонение указывает, что зависимость теплофизических коэффициентов от температуры не должна существенно влиять на адекватность расчета.

Интеграл (3) напрямую не учитывает выделение энергии от протекания тока по электроду. Однако, по мнению [9], при малых плотностях тока влияние такой мощности на картину распределения температур невелико. В то же время выделение энергии Джоуля – Ленца в объеме электрода увеличивает его поверхностную теплоотдачу и косвенно учитывается при определении коэффициента b . Для расчета приращения температур с помощью интеграла (3) была разработана компьютерная программа на языке C#, использующая стандартный алгоритм интегрирования по методу Симпсона [22]. При интегрировании 1 с действия источника разбивалась на 50 отрезков. Значения расчетных температур округлялись с точностью до 1 °C.

Экспериментально изучали нагрев вольфрамового электрода при отсутствии сопла сварочной горелки. Дугу питали от сварочного источника питания БРИМА 200 AC/DC. В процессе горения дуги выполняли видеосъемку дуги и электрода со скоростью 1000 к/с через сварочный светофильтр. Режимы горения дуги регулировали как изменением ее тока, так и соотношением длительности протекания импульсов обратной и пря-

мой полярности. При включении дуги с прямоугольными разнополярными импульсами тока преобладали по времени импульсы обратной полярности. Время горения дуги фиксировали с помощью видеосъемки со скоростью 120 к/с. Параметры опытов сведены в таблицу 3.

Теплофизические коэффициенты, принятые в расчетах, приведены в таблице 4.

Режимы нагрева электрода дугой сведены в таблицу 5.

После выключения дуги проводили визуальный осмотр торца электрода и его фотографирование, определяли наличие его плавления или его отсутствие. Внешний вид рабочих концов электродов без оплавления и с оплавлением представлен на рис. 1. Режим, близкий к критическому по образованию температуры плавления на торце, использовали для расчета из (3) коэффициента температуропроводности b . Полученное значение b для диаметра электрода 3 мм использовали для его перерасчета для других диаметров (таблица 6) и рассчитывали для них критические токи в дуге обратной полярности, при которых на торце электрода достигается температура плавления. Полученные критические токи сравнивали с приводимыми в литературе [23]. На основе полученных результатов проводили расчет критических токов при уменьшении времени горения дуги. Для расчета тока в электрод, эквивалентного току обратной полярности, использовали следующий подход. В работе [23] установлено соотношение между экспериментальными значениями средних допустимых токов на вольфрамовые электроды на прямой и обратной полярности. Отношение для диаметра 3 мм составляет 4,1. Эффективный ток рассчитывали по формуле

$$I = I_{EP} \cdot \varphi + \frac{I_{EP} \cdot (1 - \varphi)}{4,1}, \quad (5)$$

где φ – доля времени действия импульса тока обратной полярности от времени периода. Значения эквивалентных токов приведены в таблице 5.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

По результатам видеосъемки было установлено, что на докритическом режиме опыта 1, не приведшем к расплавлению торца, анодная область дуги и нагретая до высокой температуры область электрода на начальном этапе были смещены от оси электрода (рис. 1). Это может свидетельствовать о протекании электронного тока не только через торец, но и через боковую поверхность электрода. Постепенно увеличивающийся во времени факел нагретого газа направлен от алюминиевой детали к электроду и также обтекает электрод больше с одной стороны. Установившийся процесс горения дуги наступил через 4,8 с после ее зажигания (рис. 1 б). К этому моменту электрод нагрелся почти равномерно по сечению, и затем наблюдались небольшие поперечные колебания анодной области по торцу, фиксируемые по колебаниям столба дуги. Из-за неравномерного нагрева электрода по сечению на начальной стадии оказалось подплавленной одна сторона торца (рис. 1 с).

При существенном увеличении тока в опыте 2 процесс зажигания и горения дуги существенно изменился.

Таблица 2. Значения коэффициента $сра^{0,5}$ при разных температурах
 Table 2. Values of $сра^{0,5}$ coefficient at different temperatures

T, K	300	1000	2000	3000
$сра^{0,5}$	2,034	1,826	1,781	1,827

Таблица 3. Постоянные параметры экспериментов
 Table 3. Constant parameters of experiments

№	Параметр	Обозначение	Величина
1	Марка электрода	ИВТ	–
2	Диаметр электрода	d	3,0 мм
3	Расход аргона	G	8 л/мин
4	Вылет электрода	H	30 мм
5	Форма торца	–	Плоская
6	Расстояние от торца электрода до детали	L	1,9 мм
7	Марка сплава детали	АМг6	–
8	Размеры детали	L×B×S	100×40×4 мм

Таблица 4. Теплофизические свойства
 Table 4. Heat-transfer properties

Величина	Температура плавления	Начальная температура	Объемная теплоемкость	Коэффициент температуропроводности
Обозначение	T_L	T_0	c_p	a
Размерность	°C	°C	Дж/(см ³ ·°C)	см ² /с
Значение	3422	22	3,2	0,3

Анодная область образовалась широким фронтом по всей поверхности торца при наличии колебаний с небольшой амплитудой по его поверхности. Плазменный поток преобладал со стороны изделия в направлении электрода, но обтекал электрод более равномерно при некотором смещении факела по одну сторону от электрода. В процессе горения дуги изотермы на вольфраме, характеризующиеся границами желтого, белого и черного цветов, постепенно перемещаются в сторону, противоположную торцу. Наблюдается постепенное увеличение мощности плазменного факела. Возможно, это связано с увеличением температуры нагрева алюминия и ростом его испарения с поверхности сварочной ванны. Различить образование капли расплавленного вольфрама во время горения дуги по кадрам видео не уда-

лось. После выключения дуги на конце электрода наблюдалась полусферическая капля (рис. 2), которая постепенно вытянулась в направлении торца. За счет перемещения жидкого металла дистанция между концом электрода и деталью уменьшилась.

Затем проводились опыты 3 и 4 при подключении 10 % длительности импульсов прямой полярности. Характер зажигания и горения дуги при подключении импульсов прямой полярности изменился (рис. 3 а, 3 б). При зажигании некоторое время имели место перерывы в горении дуги на одной из полярностей. В опыте 3, как и в опыте 1, дуга сначала горела на одну сторону торца электрода. Через 0,9 с после включения дуги анодная зона скачком переместилась на противоположную сторону торца. При этом факел пульсирует

Таблица 5. Изменяемые параметры экспериментов
Table 5. Variable parameters of experiments

№ опыта	Относительная длительность в периоде, %		Ток, А		Время, с	Плавление горца, (+) – (-)
	EP	EN	Импульс	Эквивалент		
1	100	0	28	28	11,38	–
2	100	0	53	53	9,75	+
3	90	10	33	30,5	13,28	–
4	90	10	56	51,8	10,19	+
5	75	25	38	30,8	11,89	–
6	75	25	72	58,4	9,64	+
7	60	40	53	36,6	10,85	–
8	60	40	88	60,8	10,29	+

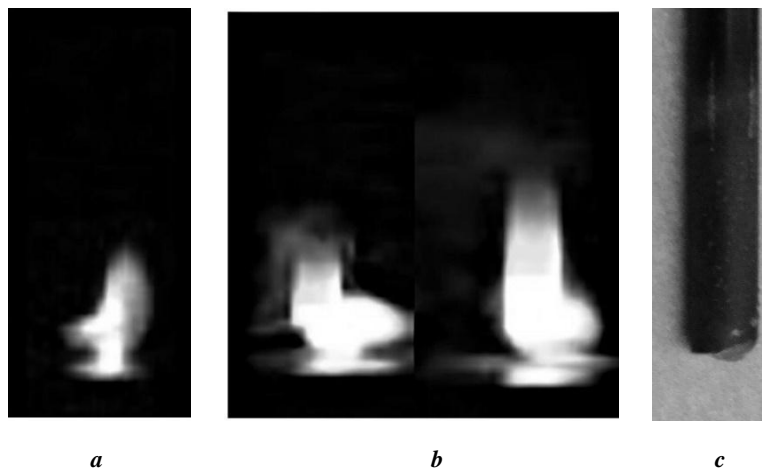


Рис. 1. Опыт 1. Изменение свечения дуги и электрода во времени и внешний вид торца после отключения дуги:
a – начальная стадия; b – завершающая стадия; c – торец электрода после опыта
Fig. 1. Experiment 1. Change in arc and electrode glow over time and tip appearance after arc interruption:
a – the initial stage; b – the closing stage; c – the electrode tip after the experiment

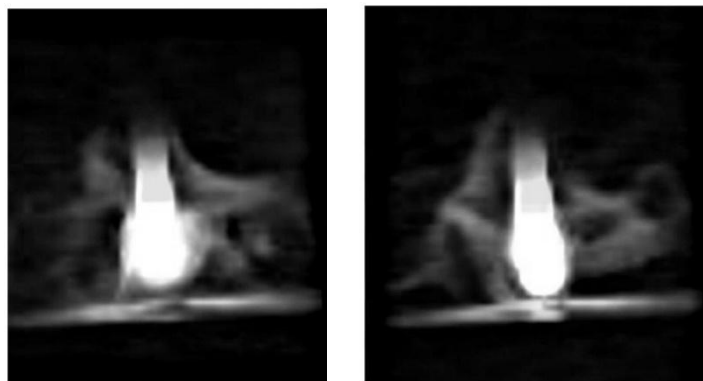


Рис. 2. Опыт 2. Изменение капли на электроде после выключения дуги
Fig. 2. Experiment 2. Change of a drop on the electrode after arc interruption

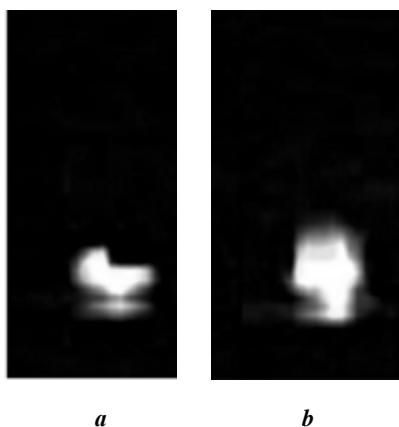


Рис. 3. Опыт 3. Горение дуги при импульсах прямой полярности:
a – начальная стадия; *b* – завершающая стадия
Fig. 3. Experiment 3. Arcing at the reverse polarity impulses:
a – initial stage, *b* – final stage

с длительностью, которая показывает, что он образуется на обратной полярности и обтекает электрод не вполне симметрично. Через 2,3 с электрод был нагрет почти равномерно в поперечном направлении с небольшим преобладанием разогрева одной части. При 5 с торец электрода на видеокдрах просматривался и оставался плоским. После выключения дуги электрод сохранил плоскую форму. При этом произведение эквивалентного тока на время горения дуги в опыте 3, характеризующее введенную в электрод энергию, на 27 % больше, чем в опыте 1.

В опытах 5 и 6 тенденции особенностей нагрева электрода во времени подтвердились. В опыте 5 ток оказался существенно меньше критического, а в опыте 6, наоборот, существенно больше.

За критический ток, при котором наблюдается расплавление торца электрода, был выбран эквивалентный ток из опыта 7 $I=36,6$ А, для которого имело место небольшое оплавление части поверхности торца электрода.

Следует отметить, что максимальные допустимые токи для чистого вольфрамового электрода и вольфрама с оксидными добавками на обратной полярности согласно ГОСТ ИСО 6848-2020 одинаковы для диаметров 3,0 и 3,2 мм и равны $I_D=35$ А. Между тем площади сечения таких электродов отличаются почти на 14 %. Данные стандарта подтверждают, что состав электрода не оказывает влияния на его стойкость на полярности *EP*. Указанный в ГОСТ ИСО 6848-2020 ток близок к выбранному нами значению.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

При расчете по формуле (3) для данного режима приращение температуры торца до $\Delta T_L=3400$ °С вольфрама дало значение коэффициента $b=0,231$ с⁻¹ (рис. 4).

Градиент температур в области, близкой к торцу, достаточно велик – около 250 °С/мм и постепенно снижается в конце графика до 85 °С/мм.

Изменение температур в торцевом и соседнем сечении во времени представлены на рис. 5.

На начальном этапе наблюдается быстрый рост температуры, который затем постепенно замедляется.

Можно считать, что при времени 12 с наступает тепловое равновесие и нагрев электрода практически прекращается. С помощью графика температур на рис. 5 легко найти предельный ток при уменьшении времени горения дуги. Допустим, что мы хотим найти такой ток для времени горения дуги 3 с. Приращение температуры на торце при 3,0 с составляет 2600 °С. Отношение максимально допустимой температуры 3400 °С к данной температуре составляет $3400/2600=1,308$. Следовательно, во столько же раз можно увеличить ток при включении дуги на 3,0 с. Получаем допустимый в этом случае ток $I=36,6 \cdot 1,308 = 47,86$ А, или $I \approx 48$ А.

По полученным значениям коэффициентов *b* для других диаметров электрода подбирали критические токи I_K нарастания температуры на торце до ΔT_L за время действия источника тепла 12 с (таблица 6).

Полученные нами значения допустимых токов хорошо совпадают с максимальными допустимыми токами в [23]. Это свидетельствует о применимости предлагаемой методики определения допустимых токов при уменьшении времени горения дуги. При повышении площади сечения электрода в 4 раза допустимый ток на электрод увеличился в 3,07 раза. Температура торца во времени изменяется не очень сильно на разных диаметрах. Поэтому и допустимые токи на разных диаметрах при заданном времени горения дуги изменяются во многом аналогично приведенным на рис. 5.

В результате измерения длины электрода до зажигания дуги и после ее отключения по результатам опыта 2 получено, что граница расплавления вольфрама достигала 4,5 мм от торца. Расчет температур при токе 55 А дал значение в этом сечении $T=3465$ °С, что всего на 63 °С больше температуры плавления. Это менее чем на 2 % отличается от температуры плавления. Температура в торцевом сечении при этом составила 4927 °С.

В таблице 6 приведены эффективные мощности в алюминиевую деталь q_{II} для полученных предельных токов. Они рассчитаны по формуле, полученной в [24], с учетом действия плазменных потоков и излучения свободной дуги. Таким образом, на обратной полярности могут быть генерированы значительные мощности для сварки коротких швов на тонколистовых конструкциях.

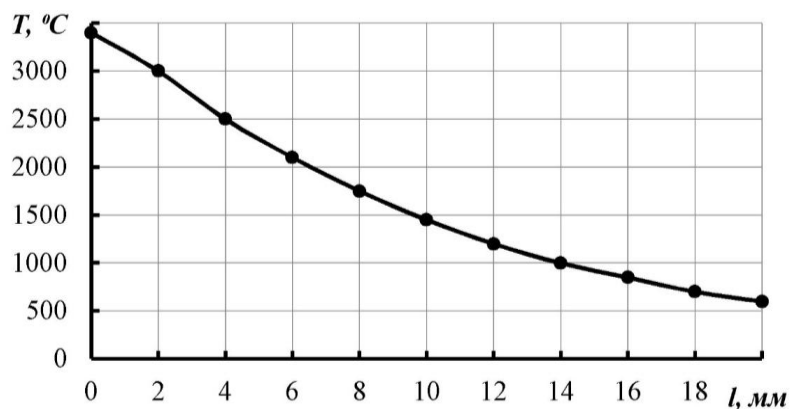


Рис. 4. Изменение приращения температур по длине электрода $t=10,85$ с; $q_1=6,0$ Вт/А, $I=36,6$ А, $b=0,231$ с⁻¹
 Fig. 4. Change in the temperature increment along the electrode length $t=10.85$ s; $q_1=6.0$ W/A, $I=36.6$ A, $b=0.231$ с⁻¹

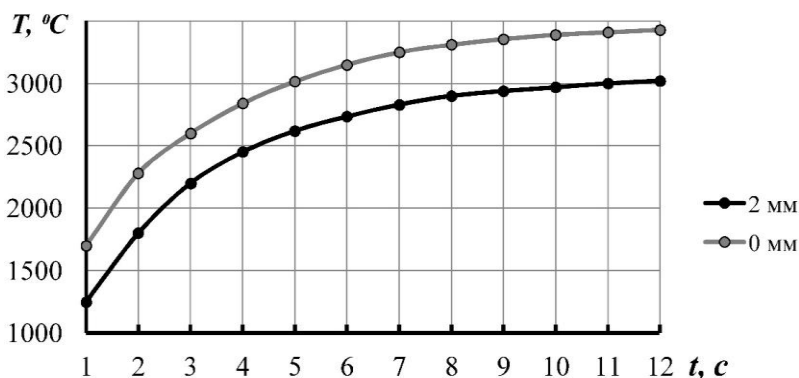


Рис. 5. Зависимости приращения температур в электроде от времени действия дуги $d=3$ мм; $q_1=6,0$ Вт/А, $I=36,6$ А, $b=0,231$ с⁻¹
 Fig. 5. The dependences of temperature increment in an electrode on the arc operation time $d=3$ mm; $q_1=6.0$ W/A, $I=36.6$ A, $b=0.231$ с⁻¹

Таблица 6. Расчетные критические токи I_k нарастания температуры на торце для диаметров электрода 3,0–6,0 мм
 Table 6. Calculated critical currents I_k of temperature rise at the tip for the electrode diameters of 3.0–6.0 mm

Диаметр, мм	3,0	4,0	5,0	6,0
$b, с^{-1}$	0,231	0,174	0,1386	0,116
$I_k, А$	36,6	57,6	82,9	112,3
I_{MAX} [22]	40	50	70	100
$q_{П}, Вт$	443	725	1094	1560

Кривые, аналогичные верхней кривой на рис. 5, позволяют рассчитывать допустимые токи на электрод при рассматриваемом времени горения дуги для нескольких диаметров электрода. При этом с помощью зависимостей удельной эффективной мощности дуги полярности EP можно рассчитывать эффективную мощность дуги на разных токах, а на основе линейных математических

моделей определять требуемую эффективную мощность при точечной плазменной сварке алюминия. Таким образом, можно будет определить диаметр электрода и время сварки для проплавления пластин различной толщины на обратной полярности и в дуге VP-GTAW (Variable Polarity-Gas Tungsten Automatic Welding). Между калориметрической и модельной эффективными

мощностями существует взаимосвязь, соотношение примерно одинаковое как для сварки высоколегированных сталей [7; 8], так и для алюминиевых сплавов [25; 26].

Для проверки возможностей метода приведения в отношении принятия усредненных коэффициентов модели было изменено значение коэффициента температуропроводности в формуле (3) и принято $a=0,4 \text{ см}^2/\text{с}$. В этом случае объемная теплоемкость металла также должна быть скорректирована в соответствии с тем, что коэффициент $сra^{0,5}$ должен оставаться постоянным. Поскольку в первом расчете $сr=3,2 \text{ Дж}/(\text{см}^3\cdot\text{°C})$, то в новом расчете должно использоваться значение $сr=2,77 \text{ Дж}/(\text{см}^3\cdot\text{°C})$. В расчете применяли найденный ранее коэффициент $b=0,231 \text{ с}^{-1}$. В результате получили, что на всей кривой зависимости температуры от времени (рис. 5) очень хорошее совпадение температур. В момент времени $t=10,85 \text{ с}$ расчетная температура была больше, чем для графика рис. 5, всего на 2 °C . В случае, если не выполнять корректировку объемной теплоемкости, то следует получить новое значение коэффициента температуропроводности b . Результаты расчетов критических токов с высокой точностью будут повторять полученные ранее.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Линейная математическая модель нагрева вольфрамового электрода с плоским торцом дугой обратной полярности в период теплонасыщения позволяет по току и времени появления плавления на торце рассчитывать предельные токи при изменении времени горения дуги.

2. При выборе теплофизических коэффициентов модели следует проводить усреднение в исследуемом интервале температур объемной теплоемкости и коэффициента температуропроводности и параметра, позволяющее выбирать их связно. Это позволяет варьировать оба теплофизических коэффициента без значительного изменения результатов расчета.

3. На режимах без оплавления торца электрода дуга некоторое время горит несимметрично относительно оси электрода. Увеличение плотности тока приводит к сокращению времени несимметричного горения дуги.

4. Разработанная методика расчета распределения температур в электроде позволяет определять оптимальные режимы сварки коротких и точечных швов на алюминиевых сплавах свободной и сжатой дугой обратной полярности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Дриц А.М., Овчинников В.В. Сварка алюминиевых сплавов. М.: Руда и металлы, 2017. 440 с.
- Вологдин Е.А. Сравнительный анализ вольфрамовых электродов при сварке погруженной дугой // Молодежный вестник ИрГТУ. 2018. Т. 8. № 1. С. 36–41.
- Пономарев К.Е., Стрельников И.В. К вопросу выбора марки вольфрамовых электродов для сварки (обзор) // Сварка и Диагностика. 2019. № 1. С. 32–36.
- Щицын Ю.Д., Косолапов Ю.А., Струков Н.Н. Распределение энергии в сжатой дуге при работе плазматрона на токе обратной полярности // Сварка и Диагностика. 2010. № 3. С. 13–16.
- Ленивкин В.А., Дюргеров Н.Г., Сагиров Х.Н. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. М.: БМП-ПР, 2011. 367 с.
- Кархин В.А. Тепловые процессы при сварке. СПб.: Политехнический университет, 2015. 572 с.
- Giedt W.H., Tallerico L.N., Fuerschbach P.W. GTA Welding Efficiency: Calorimetric and Temperature Field Measurements // Welding Journal. 1989. Vol. 68. № 1. P. S28–S32.
- Сидоров В.П., Советкин Д.Э., Мельзитдинова А.В. Эффективная мощность дуги прямой полярности с неплавящимся электродом // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2020. Т. 22. № 2. С. 5–11.
- Савинов А.В., Лапин И.Е., Лысак В.И. Дуговая сварка неплавящимся электродом. М.: Машиностроение, 2011. 477 с.
- Дороднов А.М., Козлов Н.П., Помелов Я.А. Об эффекте «электронного» охлаждения на термоэмиссионном дуговом катоде // Теплофизика высоких температур. 1973. Т. 11. № 4. С. 724–727. URL: mathnet.ru/links/004c037a168cdc3e179745c45ee5c78a/tvt9873.pdf.
- Атрощенко В.В., Бычков В.М., Селиванов А.С. Экспериментальное определение предельных токовых нагрузок для лантанированных вольфрамовых электродов // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2009. Т. 13. № 1. С. 161–165.
- Савинов А.В. Стойкость неплавящихся электродов при аргонодуговой сварке на переменном токе // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2013. № 6. С. 142–147.
- Pan J.J., Hu S.S., Yang L.J., Li H. Simulation and analysis of heat transfer and fluid flow characteristics of variable polarity GTAW process based on a tungsten-arc-specimen coupled model // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2016. Vol. 96. P. 346–352. DOI: [10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.01.014](https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.01.014).
- Тарасов Н.М., Горлов А.К., Лашко С.Н. Численное моделирование процесса формирования капли расплавленного металла на торце плавящегося электрода // Автоматическая сварка. 2002. № 6. С. 24–27. URL: patonpublishinghouse.com/as/pdf/2002/as200206all.pdf.
- Суворов С.В., Вахрушев А.В. Численное моделирование каплеобразования электрода при сварке // Химическая физика и мезоскопия. 2018. Т. 20. № 3. С. 335–341.
- Теория сварочных процессов / под ред. В.М. Неровного. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. 752 с.
- Сидоров В.П., Мельзитдинова А.В. Расчет точности параметров аргонодуговой и контактной сварки. Тольятти: Анна, 2018. 252 с.
- Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. М.: Металлургия, 1989. 384 с.
- Lassner E., Schubert W.D. Tungsten: properties, chemistry, technology of the element, alloys, and chemical

- compounds. Boston: Springer Science & Business Media, 2012. 422 p.
20. Toliás P. Analytical expressions for thermophysical properties of solid and liquid tungsten relevant for fusion applications // *Nuclear materials and energy*. 2017. Vol. 13. P. 42–57. DOI: [10.1016/j.nme.2017.08.002](https://doi.org/10.1016/j.nme.2017.08.002).
 21. Драйпер Н.Р., Смит Г. Прикладной регрессионный анализ. 3-е изд. М.: Диалектика, 2017. 912 с.
 22. Тарасик В.П. Математическое моделирование технических систем. М.: ИНФРА-М, 2020. 592 с.
 23. Сидоров В.П., Советкин Д.Э., Короткова Г.М. О допустимых токах на вольфрамовый электрод дуги с разнополярными импульсами тока // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2020. Т. 22. № 4. С. 5–12.
 24. Сидоров В.П., Советкин Д.Э. Эффективная мощность разнополярной дуги в аргоне с вольфрамовым электродом при сварке алюминия // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2021. Т. 23. № 1. С. 5–12.
 25. Wang L.L., Wei J.H., Wang Z.M. Numerical and experimental investigations of variable polarity gas tungsten arc welding // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018. Vol. 95. № 5-8. P. 2421–2428. DOI: [10.1007/s00170-017-1387-6](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1387-6).
 26. Сидоров В.П., Мельзитдинова А.В., Советкин Д.Э. Требования к точности параметров дуговой сварки стыкового шва на алюминиевом сплаве // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2021. Т. 23. № 3. С. 66–74.
- REFERENCES**
1. Drits A.M., Ovchinnikov V.V. *Svarka alyuminievykh splavov* [Welding of aluminum alloys]. Moscow, Ruda i metally Publ., 2017. 440 p.
 2. Vologdin E.A. Comparative analysis of tungsten electrodes when submerged ARC welding. *Molodezhnyy vestnik IrGTU*, 2018, vol. 8, no. 1, pp. 36–41.
 3. Ponomarev K.E., Strelnikov I.V. Choose the brand of tungsten electrodes for welding (review). *Svarka i Diagnostika*, 2019, no. 1, pp. 32–36.
 4. Shchitsyn Yu.D., Kosolapov Yu.A., Strukov N.N. Energy distribution in the compressed arc when the plasma torch is operated with reverse polarity current. *Svarka i Diagnostika*, 2010, no. 3, pp. 13–16.
 5. Lenivkin V.A., Dyurgerov N.G., Sagirov Kh.N. *Tekhnologicheskie svoystva svarochnoy dugi v zashchitnykh gazakh* [Processing properties of welding arc in shielding gases]. Moscow, BMP-PR Publ., 2011. 367 p.
 6. Karkhin V.A. *Teplovye protsessy pri svarke* [Thermal processes during welding]. Sankt Petersburg, Politekhnikeskii universitet Publ., 2015. 572 p.
 7. Giedt W.H., Talerico L.N., Fuerschbach P.W. GTA Welding Efficiency: Calorimetric and Temperature Field Measurements. *Welding Journal*, 1989, vol. 68, no. 1, pp. S28–S32.
 8. Sidorov V.P., Sovetkin D.E., Melzitdinova A.V. Effective power of direct polarity arc with non-consumable electrode. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroyeniye, materialovedeniye*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 5–11.
 9. Savinov A.V., Lapin I.E., Lysak V.I. *Dugovaya svarka neplavyashchimsya elektrodom* [Arc welding with a non-consumable electrode]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 2011. 477 p.
 10. Dorodnov A.M., Kozlov N.P., Pomelov Ya.A. About the electron cooling effect at the thermionic arc cathode. *Teplofizika vysokikh temperatur*, 1973, vol. 11, no. 4, pp. 724–727. URL: mathnet.ru/links/004c037a168cdc3e179745c45ee5c78a/tvt9873.pdf.
 11. Atroshchenko V.V., Bychkov V.M., Selivanov A.S. Experimental determination of current carrying capacity for lanthanide tungsten electrodes. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta*, 2009, vol. 13, no. 1, pp. 161–165.
 12. Savinov A.V. Resistance of nonmelting electrodes at argon-arc welding at alternating current. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2013, no. 6, pp. 142–147.
 13. Pan J.J., Hu S.S., Yang L.J., Li H. Simulation and analysis of heat transfer and fluid flow characteristics of variable polarity GTAW process based on a tungsten-arc-specimen coupled model. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2016, vol. 96, pp. 346–352. DOI: [10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.01.014](https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.01.014).
 14. Tarasov N.M., Gorlov A.K., Lashko S.N. Numerical modelling of the process of formation of a molten metal drop at the tip of a consumable electrode. *Avtomaticheskaya svarka*, 2002, no. 6, pp. 24–27. URL: patonpublishinghouse.com/as/pdf/2002/as200206all.pdf.
 15. Suvorov S.V., Vakhrushev A.V. Numerical modeling of the process of dropship of electrode at welding. *Khimicheskaya fizika i mezoskopiya*, 2018, vol. 20, no. 3, pp. 335–341.
 16. Nerovnyy V.M., ed. *Teoriya svarochnykh protsessov* [Theory of welding processes]. Moscow, MGTU im. N.E. Baymana Publ., 2007. 752 p.
 17. Sidorov V.P., Melzitdinova A.V. *Raschet tochnosti parametrov argonodugovoy i kontaktnoy svarki* [Calculation of parameter accuracy of argonarc and contact welding]. Tolyatti, Anna Publ., 2018. 252 p.
 18. Zinovev V.E. *Teplofizicheskie svoystva metallov pri vysokikh temperaturakh* [Heat-transfer properties of metals at high temperatures]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 384 p.
 19. Lassner E., Schubert W.D. *Tungsten: properties, chemistry, technology of the element, alloys, and chemical compounds*. Boston, Springer Science & Business Media Publ., 2012. 422 p.
 20. Toliás P. Analytical expressions for thermophysical properties of solid and liquid tungsten relevant for fusion applications. *Nuclear materials and energy*, 2017, vol. 13, pp. 42–57. DOI: [10.1016/j.nme.2017.08.002](https://doi.org/10.1016/j.nme.2017.08.002).
 21. Drayper N.R., Smit G. *Prikladnoy regressiionnyy analiz* [Applied Regression Analysis]. 3rd izd. Moscow, Dialektika Publ., 2017. 912 p.
 22. Tarasik V.P. *Matematicheskoe modelirovaniye tekhnicheskikh sistem* [Mathematic simulation of engineering systems]. Moscow, INFRA-M Publ., 2020. 592 p.
 23. Sidorov V.P., Sovetkin D.E., Korotkova G.M. Admissible currents to tungsten arc electrode with multipolar

- current pulses. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2020, vol. 22, no. 4, pp. 5–12.
24. Sidorov V.P., Sovetkin D.E. Effective power of bipolar argon arc with a tungsten electrode for aluminum welding. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2021, vol. 23, no. 1, pp. 5–12.
25. Wang L.L., Wei J.H., Wang Z.M. Numerical and experimental investigations of variable polarity gas tungsten arc welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 95, no. 5-8, pp. 2421–2428. DOI: [10.1007/s00170-017-1387-6](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1387-6).
26. Sidorov V.P., Melzitdinova A.V., Sovetkin D.E. Requirements for the arc welding parameters accuracy of a butt joint on an aluminum alloy. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 66–74.

The study of temperatures in a tungsten electrode at reverse polarity arcing

© 2021

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

Dmitry E. Sovetkin², senior lecturer of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

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

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

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

Abstract: The paper considers the features of energy release in a tungsten electrode under the reverse polarity TIG welding. The study substantiates the statement that the chemical composition of an electrode does not significantly affect the transfer of anode power to it. The specific effective power of an electrode is substantiated and taken as 6 W/A. The authors analyzed the features of arcing on the flat tip of a 3 mm diameter electrode using high-speed video. The analysis identified that at limiting currents ensuring tip melting, the tip heating is uniform over the cross-section. As a design scheme, the authors selected a continuous flat heat source on the semi-infinite rod surface with surface heat transfer. The authors obtained averaged values for volumetric heat capacity $c_p=3.2 \text{ J}/(\text{cm}^3\cdot^\circ\text{C})$ and heat transfer coefficient $a=0.3 \text{ cm}^2/\text{s}$. The current at which the tip melting temperature is reached was taken as a limiting current. Using the limiting current value and start time of the electrode tip melting, the authors calculated the electrode heat transfer coefficient value b . The calculated melting depth for the over-limiting current welding mode showed good coincidence with an experiment. The authors recalculated the b value for the electrodes of 4-, 5-, and 6-mm diameter and calculated limiting currents for these diameters. The design limiting currents for these diameters also showed good coincidence with experimental results. The study showed that the increase of a coefficient up to $0.4 \text{ cm}^2/\text{s}$ does not cause changes in temperature and limiting currents at simultaneous c_p adjustment according to the constant thermal and physical properties $c_p a^{0.5}$. As a result, the authors obtained temperature dependencies for the electrode over time and length. Time dependence of the electrode tip heating allows calculating limiting currents with the decrease in arcing time.

Keywords: tungsten electrode; reverse polarity; semi-infinite rod; arcing; heat transfer; heat transfer coefficient; melting point; limiting current; arc power.

For citation: Sidorov V.P., Sovetkin D.E. The study of temperatures in a tungsten electrode at reverse polarity arcing. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 69–79. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-69-79.

Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на микромеханические и коррозионные свойства стабильной аустенитной хромоникелевой стали

© 2021

*Скорынина Полина Андреевна**^{1,5}, младший научный сотрудник
Макаров Алексей Викторович^{1,2,6}, доктор технических наук, член-корреспондент РАН,
главный научный сотрудник лаборатории конструкционного материаловедения,
заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств
Березовская Вера Владимировна^{3,7}, доктор технических наук, профессор
Меркушкин Евгений Анатольевич^{3,8}, кандидат технических наук, доцент
Чекан Николай Михайлович^{4,9}, кандидат физико-математических наук,
заведующий лабораторией наноматериалов и ионно-плазменных процессов

¹Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

²Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

³Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)

⁴Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск (Беларусь)

*E-mail: polina.skorynina@mail.ru

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3791-3375>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3559-8818>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3339-9922>

Аннотация: Фрикционная обработка является эффективным методом повышения прочности и износостойкости аустенитных хромоникелевых сталей. Ранее авторами было установлено, что высокий уровень механических свойств метастабильных аустенитных сталей достигается при интенсивном развитии деформационного $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращения. Однако наличие мартенсита деформации в структуре аустенитной стали может отрицательно влиять на ее антикоррозионные свойства. Актуальным направлением исследований является поиск возможностей повысить прочностные характеристики стабильной аустенитной хромоникелевой стали с сохранением высокой стойкости к коррозионному разрушению. В настоящей работе для оценки механических характеристик стали 03X16H14M3T в закаленном состоянии и после фрикционной обработки применяли метод измерения твердости по восстановленному отпечатку и метод инструментального микроиндентирования, позволяющий записывать диаграммы нагружения и разгрузки индентора. Стойкость стали к коррозионному разрушению исследовали при испытаниях на общую коррозию. Проводили сравнение скорости коррозии аустенитной стали после шлифования, электрополирования и фрикционной обработки. С применением растровой электронной микроскопии и оптической профилометрии изучали поверхности стали, подвергнутые указанным обработкам, и определяли их шероховатость. Наноструктурирующая фрикционная обработка обеспечивает упрочнение поверхности стабильной аустенитной стали до 570 HV 0,025. Показана высокая эффективность применения фрикционной обработки для повышения характеристик прочности и сопротивления поверхностного слоя стали упругому и пластическому деформированию. Установлено, что аустенитная сталь характеризуется близкими величинами скорости коррозии $k_m = (3,26 - 3,27) \cdot 10^5$ г/(см²·ч) после электролитического полирования (структура крупнокристаллического аустенита) и после фрикционной обработки (субмикро/нанокристаллическая структура аустенита), в то время как механическое шлифование приводит к двукратному росту скорости коррозии стали 03X16H14M3T вследствие возникновения на шлифованной поверхности микротрещин и вырывов металла. Обоснована определяющая роль качества формируемой различными обработками поверхности (шероховатость, наличие дефектов сплошности) в обеспечении коррозионной стойкости нержавеющей стали.

Ключевые слова: аустенитная нержавеющая сталь 03X16H14M3T; фрикционная обработка; микроиндентирование; шероховатость; коррозионная стойкость.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790148-1 и ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6 при поддержке гранта РФФИ и БРФФИ (проект № 20-58-00057).

Исследования фазового анализа и микромеханических характеристик проведены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Авторы выражают глубокую благодарность за участие в работе к.т.н. А.Л. Осинцевой.

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

Для цитирования: Скорынина П.А., Макаров А.В., Березовская В.В., Меркушкин Е.А., Чекан Н.М. Влияние наноструктурирующей фрикционной обработки на микромеханические и коррозионные свойства стабильной аустенитной хромоникелевой стали // *Frontier Materials & Technologies*. 2021. № 4. С. 80–88. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-80-88.

ВВЕДЕНИЕ

Хромоникелевые аустенитные стали являются востребованными конструкционными материалами в химической, нефтегазодобывающей и медицинской отраслях промышленности, а также в тепловой и атомной энергетике, поскольку к их основным преимуществам относятся высокая технологичность и стойкость к коррозионному износу, в том числе и при воздействии различных агрессивных сред [1; 2]. В то же время для аустенитных сталей характерны низкие характеристики прочности и износостойкости, которые не улучшаются при термической обработке [3; 4].

Устранение основных недостатков аустенитных сталей при одновременном сохранении антикоррозионных свойств позволит значительно расширить область их применения. Появится возможность использовать аустенитные Cr-Ni стали в производстве изделий, работающих не только в коррозионных, но и в абразивных средах, а также в условиях трения и высоких механических нагрузок.

Фрикционная обработка скользящим индентором склонных к адгезии аустенитных сталей является эффективным методом финишной обработки, который позволяет создавать на их поверхности субмикро- и нанорельеф при отсутствии трещин и микровырывов материала [5; 6]. Фрикционная обработка обеспечивает формирование нанокристаллических структур трения в приповерхностном слое [6; 7] и, как следствие, способствует повышению прочностных и трибологических характеристик аустенитных сталей [5; 7; 8]. Так, диспергирование структуры поверхностного слоя стали AISI 316L до нанокристаллического состояния (с размером зерен ~40 нм) способствовало росту ее износостойкости в условиях сухого трения и трения со смазкой [9].

Известно, что значительный вклад в упрочнение и обеспечение износостойкости метастабильных (с содержанием 8–10 % Ni в составе) аустенитных сталей вносит деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение [5; 7; 10]. Однако наличие α' -мартенсита в структуре может привести к снижению стойкости аустенитной стали к коррозии. Например, возникновение точечной коррозии на поверхности нержавеющей стали может быть связано с наличием электрохимической гетерогенности, которая обусловлена появлением новой фазовой составляющей [11; 12]. В этой связи актуальным является рассмотрение особенностей фрикционной обработки Cr-Ni аустенитной стали, обладающей высокой стабильностью к деформационным превращениям за счет повышенного содержания в составе Ni (14 масс. %).

К другим факторам, определяющим коррозионное поведение стали, подвергнутой деформационной обработке (шероховатость, топография сформированной поверхности (шероховатость, наличие или отсутствие дефектов). В работе [11] показано, что коррозия развивается главным образом за счет появления питтингов вблизи уже имеющихся дефектов на поверхности деформированной стали 12X18H10T. Снижение шероховатости

поверхности образцов в результате ультразвуковой ударной обработки стало главной причиной повышения сопротивления нержавеющей стали AISI 304 коррозионному разрушению в среде 3,5 % NaCl [13]. И напротив, рост шероховатости поверхности стали AISI 316L в результате дробеструйной обработки привел к снижению ее коррозионной стойкости [14]. Это объясняется тем, что шероховатость определяет реальную (а не геометрическую) площадь поверхности, подвергаемой влиянию коррозионной среды: чем ниже шероховатость, тем меньшей реальной площадью металлическая поверхность взаимодействует с коррозионной средой.

В отношении влияния дисперсности структуры на стойкость нержавеющей стали к коррозии в литературе содержатся крайне противоречивые данные. Так, согласно классической теории коррозии, уменьшение размера зерна должно ускорять коррозию [15], поскольку приводит к формированию множества электрохимических ячеек между границами зерна и матрицей. Однако в работе [16] показано, что фрагментация структуры способствует пассивации поверхности (ускоренному формированию пассивных пленок) стали AISI 409.

Цель работы – исследование влияния наноструктурирующей фрикционной обработки на микромеханические и коррозионные свойства стабильной аустенитной стали 03X16H14M3T.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала исследования была выбрана коррозионностойкая аустенитная сталь 03X16H14M3T (хим. состав в масс. %: 0,03C; 15,69Cr; 14,17Ni; 1,17Ti; 0,25Mn; 0,64Si; 2,67Mo; 0,03Co; 0,004Nb; 0,11Cu; 0,030P; 0,008S; 0,043V; Fe – остальное). Образцы из стали 03X16H14M3T размерами 36×36×6 мм были вырезаны из круглого проката и подвергнуты термической обработке – закалке от 1100 °С в воду, механическому шлифованию и последующему электролитическому полированию. Фрикционную обработку проводили скользящим индентором из синтетического алмаза полусферической формы с радиусом полусферы $R=3$ мм. Возвратно-поступательное движение индентором осуществляли в безокислительной среде аргона со скоростью 0,05 м/с, при 1-кратном ($n=1$) сканировании индентором по поверхности образца. Нагрузка на индентор P составила 294 Н, длина хода индентора – 29 мм, смещение индентора на каждый двойной ход – 0,1 мм.

Все образцы вырезали на электроэрозийном проволочном вырезном станке FANUC ROBOCUT α -0iE. Микротвердость определяли по методу восстановленного отпечатка при нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н на микротвердомере SHIMADZU HMV-G21DT. Инструментальное микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm по стандарту ISO 14577 при максимальной нагрузке на индентор Виккерса 0,245 Н. Фазовый состав образцов определяли на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 в $\text{CrK}\alpha$ -излучении. Поверхность

образцов изучали с помощью растрового электронного микроскопа Tescan VEGA II ХМУ. Для определения параметров шероховатости использовали оптический профилометр Wyko NT-1100. Измерения проводили на участках размерами $0,9 \times 1,2$ мм и определяли среднеарифметическое отклонение профиля Ra и максимальную высоту профиля Rt .

Для коррозионных испытаний готовили образцы в следующих состояниях: после электролитического полирования, шлифования на абразивной шкурке и после фрикционной обработки. Испытания на общую коррозию проводили гравиметрическим методом в растворе 20 % NaCl + 30 % HCl (1:1), обеспечивающем активное коррозионное разрушение исследуемого материала, согласно ГОСТ Р 9.905-2007. Общая продолжительность испытаний составила 2 ч. Скорость коррозии k_m определяли по формуле $k_m = \Delta m / S \cdot \tau$, где Δm – потери массы образца, г; S – площадь поверхности образца, см^2 ; τ – время выдержки в коррозионной среде, ч.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Ранее авторами было показано, что использование при фрикционной обработке индентора из синтетического алмаза и среды аргона обеспечивает интенсивное деформационное упрочнение метастабильной аустенитной Cr-Ni стали при отсутствии адгезионного схватывания, характерного для фрикционной обработки инденторами из W-Co твердого сплава и мелкодисперсного нитрида бора даже в случае применения охлаждающей жидкости [17]. Для фрикционной обработки стабильной аустенитной хромоникелевой стали был выбран схожий технологический режим.

При определении микротвердости методом восстановленного отпечатка установлено, что фрикционная обработка приводит к двукратному росту микротвердо-

сти поверхности стабильной аустенитной стали 03X16H14M3T: от 270 до 570 HV 0,025. Согласно результатам рентгенофазового анализа в структуре исследуемой стали в исходном закаленном состоянии обнаружено 100 об. % γ -фазы (аустенита). После фрикционной обработки стали 03X16H14M3T сохраняется практически полностью аустенитная структура: доля α' -мартенсита деформации не превышает 2 об. %.

Представленные на рис. 1 диаграммы непрерывного вдавливания индентора Виккерса с максимальной нагрузкой 0,245 Н были получены при инструментальном микроиндентировании поверхности аустенитной стали 03X16H14M3T в закаленном состоянии (кривая 1) и после фрикционной обработки (кривая 2).

Используя кривые нагружения (a–b) и разгрузки (b–c), по методу Оливера и Фарра [18] определяли характеристики, которые отражают особенности механического поведения исследуемой стали при упруго-пластическом деформировании (таблица 1, таблица 2). Фрикционная обработка способствует заметному смещению кривой 2 в сторону меньших значений перемещений индентора h относительно кривой 1, которая характеризует механическое поведение закаленной стали 03X16H14M3T. Из таблицы 1 следует, что фрикционная обработка обуславливает снижение значений максимальной h_{max} и остаточной h_p глубин вдавливания индентора в поверхностный слой стабильной аустенитной стали (на рис. 1 приведены для закаленной стали).

После фрикционной обработки в 1,5–1,7 раза возрастает твердость вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и твердость по Мартенсу HM , учитывающая не только пластическую, но и упругую деформацию (таблица 1). Наблюдается также некоторое снижение (с 207 до 187 ГПа) значений контактного модуля упругости (таблица 1).

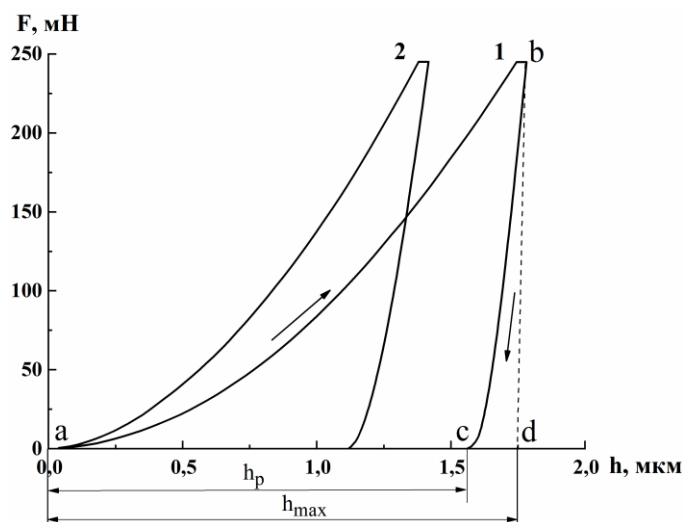


Рис. 1. Диаграммы нагружения «нагрузка F – перемещение индентора h » при микроиндентировании поверхности стали 03X16H14M3T в исходном закаленном (электрополированном) состоянии (кривая 1)

и после фрикционной обработки (кривая 2) с максимальной нагрузкой на индентор Виккерса 0,245 Н

Fig. 1. Loading diagrams “load F – indenter movement h ” at microindentation of 03Cr16Ni14Mo3Ti steel surfaces in initial quenched condition (curve 1) and after frictional treatment (curve 2) with maximum load on Vickers indenter of 0.245 Н

Таблица 1. Результаты инструментального микроинdentирования поверхности образцов из стали 03X16Ni14M3T в закаленном состоянии и после фрикционной обработки**Table 1.** The results of instrumental microindentation of surfaces of 03Cr16Ni14Mo3Ti steel specimens in a quenched condition and after frictional treatment

Состояние образца	h_{max} , мкм	h_p , мкм	HM , ГПа	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	$W_i \cdot 10^{-3}$, мкДж	$W_e \cdot 10^{-3}$, мкДж
Закалка (электрополирование)	1,74±0,09	1,57±0,13	2,9±0,3	3,4±0,4	206±25	145,8±9,8	19,9±1,4
Фрикционная обработка	1,41±0,07	1,19±0,07	4,4±0,4	5,8±0,6	187±12	121,2±6,2	28,0±1,1

Таблица 2. Рассчитанные по результатам инструментального микроинdentирования характеристики поверхности образцов из стали 03X16Ni14M3T в закаленном состоянии и после фрикционной обработки**Table 2.** Characteristics of surfaces of 03Cr16Ni14Mo3Ti steel specimens in a quenched condition and after frictional treatment calculated according to the results of instrumental microindentation

Состояние образца	R , %	$\frac{H_{IT}}{E^*}$	$\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$, ГПа	$\left(1 - \frac{W_e}{W_i}\right) \cdot 100$, %
Закалка (электрополирование)	9,7	0,016	0,001	86
Фрикционная обработка	15,3	0,031	0,005	77

В результате проведения фрикционной обработки снижается также полная механическая работа вдавливания W_i , которая определяется всей площадью под кривой нагружения (на рис. 1 треугольник abd) и состоит из работы пластической деформации и работы упругого восстановления. Работа упругой деформации при инdentировании W_e , которая определяется площадью под кривой разгрузки (на рис. 1 треугольник cbd), напротив, возрастает в результате фрикционной обработки. Следовательно, большая энергия упругой деформации высвобождается при снятии измерительной нагрузки [18].

Согласно данным, представленным в таблице 2, в результате фрикционной обработки наблюдается увеличение расчетных параметров упругого восстановления

$$\%R = \frac{h_{max} - h_p}{h_{max}} \cdot 100 \% \quad [19], \quad \frac{H_{IT}}{E^*} \quad [20]$$

и $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$. Поверхность аустенитной стали после фрикционной обработки характеризуется также наименьшей

$$\text{величиной рассчитанного по формуле } \left(1 - \frac{W_e}{W_i}\right) \cdot 100 \%$$

согласно ГОСТ Р 8.748-2011 отношения (таблица 2). Приведенные на рис. 2 гистограммы свидетельствуют о том, что у аустенитной стали 03X16Ni14M3T с электрополированной поверхностью и с поверхностью, подвергнутой фрикционной обработке, наблюдаются близкие значения скорости коррозии: $k_m=3,26 \cdot 10^5$ г/(см²·ч) и $k_m=3,27 \cdot 10^5$ г/(см²·ч) соответственно. Сталь в шлифованном состоянии характеризуется в 2 раза большей скоростью коррозии $k_m=6,50 \cdot 10^5$ г/(см²·ч).

Согласно данным, приведенным в таблице 3, поверхности стали после шлифования и после фрикционной обработки характеризуются близкими уровнями среднего арифметического отклонения профиля Ra (0,25 и 0,23 мкм). У электрополированной поверхности отмечается меньшее значение указанного параметра $Ra=0,14$ мкм. Максимальная высота профиля Rt шлифованной стали в 6,0 раз больше, чем у стали в электрополированном состоянии, и в 10,6 раза больше, чем у стали, подвергнутой фрикционной обработке (таблица 3).

Отмеченные наиболее высокие значения параметра $Rt=35,15$ мкм у стали 03X16Ni14M3T после шлифования могут быть связаны с тем, что на шлифованной поверхности присутствуют мелкие трещины и вырывы металла, а также борозды, ориентированные в направлении шлифовки (рис. 3 а). Поверхность исследуемой стали после фрикционной обработки характеризуется наличием полос пластического оттеснения (рис. 3 б) при отсутствии дефектов сплошности, что определяет наблюдаемое наименьшее значение параметра шероховатости $Rt=3,30$ мкм (таблица 3). На поверхности стали после электрополирования виден четкий рельеф по границам зерен, связанный с их вытравливанием (рис. 3 с). Это обуславливает несколько больший уровень максимальной высоты профиля ($Rt=5,85$ мкм) у электрополированной поверхности (таблица 3).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Достигнутый при фрикционной обработке уровень микротвердости (570 HV 0,025) и прочностных характеристик ($HM=4,4$ ГПа, $H_{IT}=5,8$ ГПа) стали

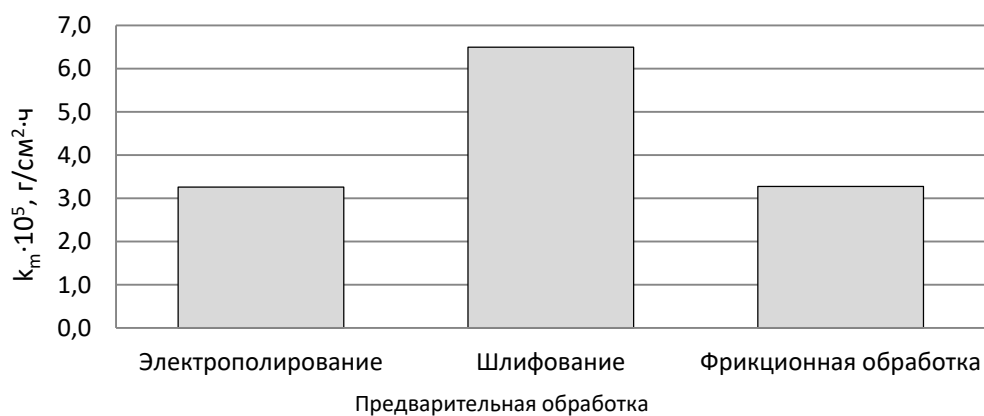


Рис. 2. Зависимость скорости коррозии k_m от вида предварительной обработки поверхности стали 03X16Ni14Mo3Ti (время испытаний 2 ч)

Fig. 2. The dependence of corrosion rate k_m on the type of preliminary processing of 03Cr16Ni14Mo3Ti steel surface (testing time is 2 h)

Таблица 3. Параметры шероховатости Ra и Rt поверхности образцов из стали 03X16Ni14Mo3Ti после различных видов обработки

Table 3. Ra and Rt roughness parameters of surfaces of 03Cr16Ni14Mo3Ti steel specimens after different types of processing

Вид обработки	Ra , мкм	Rt , мкм
Шлифование	0,25	35,15
Фрикционная обработка	0,23	3,30
Электрополирование	0,14	5,85

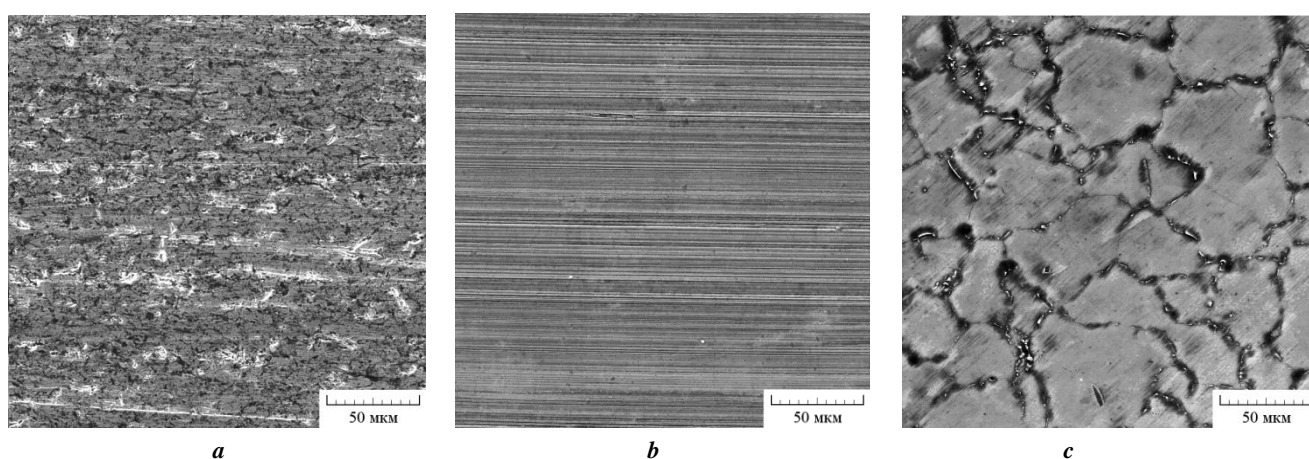


Рис. 3. Изображения поверхности образцов из стали 03X16Ni14Mo3Ti после шлифования (а), фрикционной обработки (б) и электрополирования (с)

Fig. 3. Images of surfaces of 03Cr16Ni14Mo3Ti steel specimens after grinding (a), frictional treatment (b), and electropolishing (c)

03X16H14M3T объясняется тем, что в процессе деформации при активизации дислокационного, субструктурного и зернограницного механизмов упрочнения γ -фаза претерпевает трансформацию от исходного крупнокристаллического до субмикро/нанокристаллического (после фрикционной обработки) строения [8]. Близкий уровень микротвердости был достигнут при фрикционной обработке стали Гадфильда [21]. Фрикционное нагружение даже в среде жидкого азота не привело к изменению фазового состава закаленной стали, однако способствовало наноструктурированию поверхностного слоя толщиной 5–10 мкм и, как следствие, обеспечило рост микротвердости стали до 6 ГПа.

В настоящей работе отмечено снижение контактного модуля упругости стали 03X16H14M3T после фрикционной обработки (таблица 1). Известно, что при деформации модуль упругости металлических материалов может как возрастать [22], так и снижаться [23]. При холодной деформации алюминиевого сплава АА 1050 модуль Юнга на начальном этапе снижается, а при последующем деформационном воздействии повышается [24].

Наблюдаемое снижение полной механической работы вдавливания W_t связано с упрочнением аустенитной стали при фрикционной обработке, поскольку более прочные и менее пластичные поверхностные слои меньше деформируются под индентором.

Отмеченное увеличение работы W_e , а также расчетных параметров R и $\frac{H_{IT}}{E^*}$ (таблица 1, таблица 2), характеризующих долю упругой составляющей в общей деформации, указывает на повышенную способность упрочненного при наноструктурирующей фрикционной обработке поверхностного слоя стали деформироваться в упругой области.

Рост отношения $\frac{H_{IT}^3}{E^{*2}}$ (таблица 2) в результате фрикционной обработки свидетельствует об увеличении сопротивления поверхности стали 03X16H14M3T пластическому деформированию после начала течения металла, поскольку оно пропорционально напряжению течения R_y материала [25]. Поверхность аустенитной стали после фрикционной обработки характеризуется также наименьшей величиной отношения $\left(1 - \frac{W_e}{W_t}\right) \cdot 100\%$ (таблица 2), характеризующего пластическую составляющую работы при индентировании стальной поверхности.

Установленная максимальная скорость коррозии стали в шлифованном состоянии (рис. 2), очевидно, связана с выявленными особенностями топографии шлифованной поверхности – с наличием на ней дефектов сплошности (вырывов, трещин) (рис. 3 а), вызывающих максимальный уровень параметра шероховатости $Rt=35,15$ мкм (таблица 3). Известно, что рост шероховатости поверхности приводит к росту скорости коррозии [26], а дефекты сплошности материала могут являться дополнительными очагами коррозионного разрушения и препятствовать образованию пассивных пленок [15].

Обладающие минимальной скоростью коррозии поверхности, сформированные фрикционной обработкой и электрополированием (рис. 2), характеризуются су-

щественно меньшими уровнями параметра шероховатости $Rt=3,30-5,85$ мкм (таблица 3) и отсутствием трещин и вырывов (рис. 3 б, 3 с). Следовательно, основное влияние на коррозионную стойкость рассматриваемой аустенитной стали оказывает качество поверхности (шероховатость, наличие или отсутствие дефектов). Важно также отметить, что сильное диспергирование аустенитной структуры закаленной стали 03X16H14M3T при фрикционной обработке [8], вопреки классической теории коррозии [15], не приводит к снижению ее коррозионной стойкости (рис. 2).

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Показано, что наноструктурирующая фрикционная обработка приводит к повышению в 1,5–2,1 раза микротвердости и других прочностных характеристик (твердости вдавливания при максимальной нагрузке H_{IT} и твердости по Мартенсу HM) стабильной аустенитной стали 03X16H14M3T.

По данным инструментального микроиндентирования установлена повышенная способность упрочненного фрикционной обработкой слоя аустенитной стали деформироваться в упругой области, а также сопротивляться деформированию и после начала пластического течения материала.

В испытаниях на общую коррозию установлено, что максимальной скоростью коррозии ($k_m=6,50 \cdot 10^5$ г/(см²·ч)) сталь 03X16H14M3T обладает в шлифованном состоянии. Это обусловлено наличием на шлифованной поверхности микротрещин и вырывов металла, что вызывает резкий рост максимальной высоты профиля Rt . Отсутствие дефектов сплошности и уменьшение в 6–10 раз параметра шероховатости Rt на поверхности после электролитического полирования и фрикционной обработки скользящим индентором обеспечивают существенно меньшие близкие величины скорости коррозии стали $k_m=(3,26-3,27) \cdot 10^5$ г/(см²·ч). Это свидетельствует об определяющей роли качества поверхности, сформированной различными обработками, в сопротивлении коррозионному разрушению стабильной аустенитной стали. Реализуемое при фрикционной обработке диспергирование исходного крупнокристаллического аустенита до субмикро/нанокристаллического состояния не оказывает заметного влияния на сопротивление стали общей коррозии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase // Metals. 2020. Vol. 10. № 2. Article number 187. DOI: [10.3390/met10020187](https://doi.org/10.3390/met10020187).
2. Остапенко Г.И., Усманов И.Р. Исследование коррозии нержавеющей стали 10X17H13M2T в хлорной кислоте // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 2. С. 51–60. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-51-60](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-51-60).
3. Basak S., Sharma S.K., Mondal M., Sahu K.K., Gollapudi S., Majumdar J.D., Hong S.-T. Electron beam surface treatment of 316L austenitic stainless steel: improvements in hardness, wear, and corrosion

- resistance // *Metals and Materials International*. 2020. Vol. 27. № 5. P. 953–961. DOI: [10.1007/s12540-020-00773-y](https://doi.org/10.1007/s12540-020-00773-y).
4. Khaksaran A., Taghiabadi R., Jafarzadegan M. Tribological properties of surface friction hardened AISI 316L steel // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2021. Vol. 74. № 8. P. 1979–1989. DOI: [10.1007/s12666-021-02306-6](https://doi.org/10.1007/s12666-021-02306-6).
 5. Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Миронов И.П. Структура, механические и триботехнические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428. DOI: [10.7868/S0015323017020097](https://doi.org/10.7868/S0015323017020097).
 6. Макаров А.В., Скорынина П.А., Юровских А.С., Осинцева А.Л. Влияние технологических условий наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние и упрочнение метастабильной аустенитной стали // *Физика металлов и металловедение*. 2017. Т. 118. № 12. С. 1300–1311. DOI: [10.7868/S0015323017120087](https://doi.org/10.7868/S0015323017120087).
 7. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей // *Физика металлов и металловедение*. 2019. Т. 120. № 3. С. 327–336. DOI: [10.1134/S0015323018120124](https://doi.org/10.1134/S0015323018120124).
 8. Makarov A.V., Skorynina P.A., Volkova E.G., Osintseva A.L. Effect of friction treatment on the structure, micromechanical and tribological properties of austenitic steel 03Kh16N14M3T // *Metal Science and Heat Treatment*. 2020. Vol. 61. № 11-12. P. 764–768. DOI: [10.1007/s11041-020-00497-1](https://doi.org/10.1007/s11041-020-00497-1).
 9. Wang P.F., Han Z. Friction and wear behaviors of a gradient nano-grained AISI 316L stainless steel under dry and oil-lubricated conditions // *Journal of Materials Science and Technology*. 2018. Vol. 34. № 10. P. 1835–1842. DOI: [10.1016/j.jmst.2018.01.013](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.01.013).
 10. Litovchenko I.Yu., Akkuzin S.A., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Naiden E.P. The features of microstructure and mechanical properties of metastable austenitic steel subjected to low-temperature and subsequent warm deformation // *Russian physics journal*. 2016. Vol. 59. № 6. P. 782–787. DOI: [10.1007/s11182-016-0837-1](https://doi.org/10.1007/s11182-016-0837-1).
 11. Яровчук А.В., Доронина Т.А., Тиванова О.В. Влияние мартенсита деформации на стойкость к питтинговой коррозии нержавеющей стали 12Х18Н10Т // *Ползуновский альманах*. 2007. № 1-2. С. 190–196.
 12. Chen X., Gussev M., Balonis M., Bauchy M., Sant G. Emergence of micro-galvanic corrosion in plastically deformed austenitic stainless steels // *Materials and Design*. 2021. Vol. 203. Article number 109614. DOI: [10.1016/j.matdes.2021.109614](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109614).
 13. Lee H.S., Kim D.S., Jung J.S., Pyoun Y.S., Shin K. Influence of peening on corrosion properties of AISI 304 stainless steel // *Corrosion science*. 2009. Vol. 51. № 12. P. 2826–2830. DOI: [10.1016/j.corsci.2009.08.008](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2009.08.008).
 14. Ahmed A.A., Mhaede M., Wollmann M., Wagner L. Effect of surface and bulk plastic deformations on the corrosion resistance and corrosion fatigue performance of AISI 316L // *Surface and Coatings Technology*. 2014. Vol. 259. P. 448–455. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2014.10.052](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.10.052).
 15. Hao Y.W., Deng B., Zhong C., Jiang Y.M., Li J. Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion behavior of 316 stainless steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009. Vol. 16. № 2. P. 68–72. DOI: [10.1016/S1006-706X\(09\)60030-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60030-3).
 16. Balusamy T., Kumar S., Narayanan T.S.N. Effect of surface nanocrystallization on the corrosion behaviour of AISI 409 stainless steel // *Corrosion Science*. 2010. Vol. 52. № 11. P. 3826–3834. DOI: [10.1016/j.corsci.2010.07.004](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.07.004).
 17. Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the technological conditions of frictional treatment on the structure, phase composition and hardening of metastable austenitic steel // *AIP Conference Proceedings: Mechanics, resource and diagnostics of materials and structures (MRDMS-2016)*. 2016. Vol. 1785. Article number 040035. DOI: [10.1063/1.4967092](https://doi.org/10.1063/1.4967092).
 18. Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *Journal of Materials Research*. 1992. Vol. 7. № 6. P. 1564–1583. DOI: [10.1557/JMR.1992.1564](https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564).
 19. Петржик М.И., Левашов Е.А. Современные методы изучения функциональных поверхностей перспективных материалов в условиях механического контакта // *Кристаллография*. 2007. Т. 52. № 6. С. 1002–1010.
 20. Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // *Applied Physics Letters*. 1998. Vol. 73. № 5. P. 614–616. DOI: [10.1063/1.121873](https://doi.org/10.1063/1.121873).
 21. Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Черненко Н.Л. Структурно-фазовые превращения в стали Гадфильда при фрикционном нагружении в среде жидкого азота // *Физика металлов и металловедение*. 2016. Т. 117. № 8. С. 856–861. DOI: [10.7868/S0015323016080064](https://doi.org/10.7868/S0015323016080064).
 22. Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2017. № 5. P. 43–62. DOI: [10.17804/2410-9908.2017.5.043-062](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2017.5.043-062).
 23. Юркова А.И., Мильман Ю.В., Бякова А.В. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. II. Механические свойства нано- и субмикроростового железа // *Деформация и разрушение материалов*. 2009. № 2. С. 2–9.
 24. Villuendas A., Roca A., Jorba J. Change of Young's modulus of cold-deformed aluminum AA 1050 and of AA 2024 (T65): a comparative study // *Materials Science Forum*. 2007. Vol. 539-543. № 1. P. 293–298. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.293](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.293).
 25. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2003. Vol. 174. P. 725–731. DOI: [10.1016/S0257-8972\(03\)00576-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00576-0).
 26. Yin S., Li D.Y., Bouchard R. Effects of the strain rate of prior deformation on the wear-corrosion synergy of carbon steel // *Wear*. 2007. Vol. 263. P. 801–807. DOI: [10.1016/j.wear.2007.01.058](https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.058).

REFERENCES

- Borgioli F. From austenitic stainless steel to expanded austenite-S phase: formation, characteristics and properties of an elusive metastable phase. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 2, article number 187. DOI: [10.3390/met10020187](https://doi.org/10.3390/met10020187).
- Ostapenko G.I., Usmanov I.R. Investigation of AISI 316 stainless steel corrosion in perchloric acid. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 2, pp. 51–60. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-2-51-60](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-2-51-60).
- Basak S., Sharma S.K., Mondal M., Sahu K.K., Gollapudi S., Majumdar J.D., Hong S.-T. Electron beam surface treatment of 316L austenitic stainless steel: improvements in hardness, wear, and corrosion resistance. *Metals and Materials International*, 2020, vol. 27, no. 5, pp. 953–961. DOI: [10.1007/s12540-020-00773-y](https://doi.org/10.1007/s12540-020-00773-y).
- Khaksaran A., Taghiabadi R., Jafarzadegan M. Tribological properties of surface friction hardened AISI 316L steel. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2021, vol. 74, no. 8, pp. 1979–1989. DOI: [10.1007/s12666-021-02306-6](https://doi.org/10.1007/s12666-021-02306-6).
- Narkevich N.A., Mironov Y.P., Shulepov I.A. Structure, mechanical, and tribotechnical properties of an austenitic nitrogen steel after frictional treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 4, pp. 399–406. DOI: [10.7868/S0015323017020097](https://doi.org/10.7868/S0015323017020097).
- Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the conditions of the nanostructuring frictional treatment process on the structural and phase states and the strengthening of metastable austenitic steel. *The Physics of Metals and Metallography*, 2017, vol. 118, no. 12, pp. 1225–1235. DOI: [10.7868/S0015323017120087](https://doi.org/10.7868/S0015323017120087).
- Makarov A.V., Korshunov L.G. Metallophysical foundations of nanostructuring frictional treatment of steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2019, vol. 120, no. 3, pp. 303–311. DOI: [10.1134/S0015323018120124](https://doi.org/10.1134/S0015323018120124).
- Makarov A.V., Skorynina P.A., Volkova E.G., Osintseva A.L. Effect of friction treatment on the structure, micromechanical and tribological properties of austenitic steel 03Kh16N14M3T. *Metal Science and Heat Treatment*, 2020, vol. 61, no. 11–12, pp. 764–768. DOI: [10.1007/s11041-020-00497-1](https://doi.org/10.1007/s11041-020-00497-1).
- Wang P.F., Han Z. Friction and wear behaviors of a gradient nano-grained AISI 316L stainless steel under dry and oil-lubricated conditions. *Journal of Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, no. 10, pp. 1835–1842. DOI: [10.1016/j.jmst.2018.01.013](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.01.013).
- Litovchenko I.Yu., Akkuzin S.A., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N., Naiden E.P. The features of microstructure and mechanical properties of metastable austenitic steel subjected to low-temperature and subsequent warm deformation. *Russian physics journal*, 2016, vol. 59, no. 6, pp. 782–787. DOI: [10.1007/s11182-016-0837-1](https://doi.org/10.1007/s11182-016-0837-1).
- Yarovchuk A.V., Doronina T.A., Tivanova O.V. The influence of deformation martensite on pitting resistance of 12H18N10T stainless steel. *Polzunovskiy almanakh*, 2007, no. 1–2, pp. 190–196.
- Chen X., Gussev M., Balonis M., Bauchy M., Sant G. Emergence of micro-galvanic corrosion in plastically deformed austenitic stainless steels. *Materials and Design*, 2021, vol. 203, article number 109614. DOI: [10.1016/j.matdes.2021.109614](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109614).
- Lee H.S., Kim D.S., Jung J.S., Pyoun Y.S., Shin K. Influence of peening on corrosion properties of AISI 304 stainless steel. *Corrosion science*, 2009, vol. 51, no. 12, pp. 2826–2830. DOI: [10.1016/j.corsci.2009.08.008](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2009.08.008).
- Ahmed A.A., Mhaede M., Wollmann M., Wagner L. Effect of surface and bulk plastic deformations on the corrosion resistance and corrosion fatigue performance of AISI 316L. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 259, pp. 448–455. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2014.10.052](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.10.052).
- Hao Y.W., Deng B., Zhong C., Jiang Y.M., Li J. Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion behavior of 316 stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2009, vol. 16, no. 2, pp. 68–72. DOI: [10.1016/S1006-706X\(09\)60030-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60030-3).
- Balusamy T., Kumar S., Narayanan T.S.N. Effect of surface nanocrystallization on the corrosion behaviour of AISI 409 stainless steel. *Corrosion Science*, 2010, vol. 52, no. 11, pp. 3826–3834. DOI: [10.1016/j.corsci.2010.07.004](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.07.004).
- Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the technological conditions of frictional treatment on the structure, phase composition and hardening of metastable austenitic steel. *AIP Conference Proceedings: Mechanics, resource and diagnostics of materials and structures (MRDMS-2016)*, 2016, vol. 1785, article number 040035. DOI: [10.1063/1.4967092](https://doi.org/10.1063/1.4967092).
- Oliver W.C., Pharr J.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7, no. 6, pp. 1564–1583. DOI: [10.1557/JMR.1992.1564](https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564).
- Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modern methods for investigating functional surfaces of advanced materials by mechanical contact testing. *Crystallography Reports*, 2007, vol. 52, no. 6, pp. 966–974.
- Cheng Y.T., Cheng C.M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation. *Applied Physics Letters*, 1998, vol. 73, no. 5, pp. 614–616. DOI: [10.1063/1.121873](https://doi.org/10.1063/1.121873).
- Korshunov L.G., Sagaradze V.V., Chernenko N.L. Structural and phase transformations in hadfield steel upon frictional loading in liquid nitrogen. *The Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 8, pp. 828–833. DOI: [10.7868/S0015323016080064](https://doi.org/10.7868/S0015323016080064).
- Savrai R.A., Makarov A.V., Malygina I.Yu., Rogovaya S.A., Osintseva A.L. Improving the strength of the AISI 321 austenitic stainless steel by frictional treatment. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, no. 5, pp. 43–62. DOI: [10.17804/2410-9908.2017.5.043-062](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2017.5.043-062).
- Yurkova A.I., Milman Yu.V., Byakova A.V. Structure and the Mechanical Properties of Iron after Surface Severe Plastic Deformation under Friction. II. The Mechanical Properties of Nano and Submicrocrystalline Iron. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2009, no. 2, pp. 2–9.
- Villuendas A., Roca A., Jorba J. Change of Young's modulus of cold-deformed aluminum AA 1050 and of AA 2024 (T65): a comparative study. *Materials Science*

- Forum*, 2007, vol. 539-543, no. 1, pp. 293–298. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.293](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.293).
25. Mayrhofer P.H., Mitterer C., Musil J. Structure-property relationships in single- and dual-phase nanocrystalline hard coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 174, pp. 725–731. DOI: [10.1016/S0257-8972\(03\)00576-0](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00576-0).
26. Yin S., Li D.Y., Bouchard R. Effects of the strain rate of prior deformation on the wear-corrosion synergy of carbon steel. *Wear*, 2007, vol. 263, pp. 801–807. DOI: [10.1016/j.wear.2007.01.058](https://doi.org/10.1016/j.wear.2007.01.058).

Effect of nanostructuring frictional treatment on micromechanical and corrosion properties of stable austenitic chromium-nickel steel

© 2021

Polina A. Skorynina^{*1,5}, junior researcher

Aleksey V. Makarov^{1,2,6}, doctor of technical sciences, corresponding member of RAS, Chief researcher, head of the department, head of the laboratory

Vera V. Berezovskaya^{3,7}, doctor of technical sciences, professor

Evgeny A. Merkushev^{3,8}, candidate of technical sciences, assistant professor

Nikolay M. Chekan^{4,9}, PhD (Physics and Mathematics),

Head of the Laboratory of Nanomaterials and Ion-Plasma Processes

¹*Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*

²*M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)*

³*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

⁴*Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, Minsk (Belarus)*

*E-mail: polina.skorynina@mail.ru

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8904-7600>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3791-3375>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3559-8818>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3339-9922>

Abstract: Frictional treatment is an effective method to increase the strength and wear resistance of austenitic chromium-nickel steels. Previously, the authors identified that the high level of mechanical properties of metastable austenitic steels is achieved at the intensive development of deformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ -transformation. However, the presence of strain-induced martensite in the austenitic steel structure can negatively affect its anti-corrosion properties. The search for ways to improve the strength characteristics of stable austenitic chromium-nickel steel while maintaining high resistance to corrosion destruction is the up-to-date line of research. In this paper, to evaluate the mechanical properties of 03Cr16Ni14Mo3Ti steel in the quenched condition and after frictional treatment, the authors applied the technique of measuring the hardness using the residual imprint method and the method of instrumental microindentation, which allows recording the indenter loading and unloading diagrams. The corrosion failure resistance of steel was studied in general corrosion tests. The authors compared the corrosion rate of austenitic steel after grinding, electropolishing, and frictional treatment; using scanning electron microscopy and optical profilometry, studied steel surfaces subjected to these treatments and determined their roughness. Nanostructuring frictional treatment provides surface hardening of stable austenitic steel up to 570 HV 0.025. The study showed the high efficiency of frictional treatment application to increase the strength characteristics and resistance of steel surface layer to elastic and plastic deformation. The authors identified that austenitic steel is characterized by similar corrosion rates $k_m = (3.26-3.27) \cdot 10^5$ (g/cm²·h) after electrolytic polishing (the structure of coarse-crystalline austenite) and after frictional treatment (submicro/nanocrystalline austenite structure), while mechanical grinding leads to a twofold increase in the corrosion rate of 03Cr16Ni14Mo3Ti steel due to the occurrence of microcracks and metal breakouts on the polished surface. The research justified the determining role of the quality of the surface formed by various processings (roughness, the presence of continuity defects) in ensuring the corrosion resistance of stainless steel.

Keywords: 03Cr16Ni14Mo3Ti austenitic stainless steel; frictional treatment; microindentation; roughness; corrosion resistance.

Acknowledgements: The work was carried out within the state assignments of the Institute of Engineering Science, RAS (Ural Branch) on the topic No. AAAA-A18-118020790148-1 and the Institute of Metal Physics, RAS (Ural Branch) on the topic No. AAAA-A18-118020190116-6 supported by the Grant of the Russian Foundation for Basic Research and the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (Project No. 20-58-00057).

The research of phase analysis and micromechanical characteristics was performed on the equipment of the “Plastometry” Core Facility Center of the IES UB RAS.

The authors express deep gratitude to A.L. Osintseva, PhD (Engineering) for her participation in the work.

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

For citation: Skorynina P.A., Makarov A.V., Berezovskaya V.V., Merkushev E.A., Chekan N.M. Effect of nanostructuring frictional treatment on micromechanical and corrosion properties of stable austenitic chromium-nickel steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 80–88. DOI: [10.18323/2782-4039-2021-4-80-88](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2021-4-80-88).

Влияние добавки карбида бора на структуру и твердость никелевого покрытия

© 2021

Старикова Ульяна Сергеевна^{*1,4}, младший научный сотрудник
Соболева Наталья Николаевна^{1,2,5}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник
Макаров Алексей Викторович^{1,6}, член-корреспондент РАН, доктор технических наук,
заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств
Харанжевский Евгений Викторович^{3,7}, доктор технических наук, профессор,
заведующий лабораторией

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

²Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург (Россия)

³Удмуртский государственный университет, Ижевск (Россия)

*E-mail: ulstar97@mail.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6960-0619>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1525-2169>

Аннотация: Лазерная наплавка все чаще применяется в различных отраслях машиностроения, так как по сравнению с традиционными методами создания покрытий она обладает такими преимуществами, как высокие скорости нагрева и охлаждения, минимальное перемешивание основного и наплавляемого материала. Нанесенные лазером покрытия обычно характеризуются мелкозернистой структурой и минимальной зоной термического влияния. Применение покрытий, сформированных из порошков системы Ni–Cr–B–Si, также очень распространено в промышленности, так как эти покрытия обладают хорошей стойкостью к износу, коррозии, эрозии и т. д. К указанной группе порошков для улучшения свойств наплавляемого покрытия добавляются различные упрочняющие частицы. В качестве таких частиц могут выступать карбиды бора, обладающие высокой твердостью и термодинамической устойчивостью, а также высокими показателями сопротивления изнашиванию. В работе исследовано влияние добавки 7 масс. % карбида бора В₄С на структуру и твердость NiCrBSi покрытия, сформированного лазерной наплавкой из порошка марки ПГ-СР2 на поверхности стали 30ХРА. В работе проведены микроскопические исследования структуры NiCrBSi и NiCrBSi–В₄С покрытий с использованием растрового электронного микроскопа, приведены результаты рентгеноспектрального микроанализа. Показано, что структура обоих покрытий в наплавленном состоянии характеризуется однородностью и мелкозернистостью. Выявлено, что образцы с NiCrBSi и NiCrBSi–В₄С покрытиями имеют узкую переходную зону от покрытия к основному металлу. Приведены результаты измерения микротвердости покрытий, свидетельствующие о снижении микротвердости сформированных лазером никелевых покрытий при добавке карбида бора.

Ключевые слова: лазерная наплавка; карбид бора В₄С; порошок ПГ-СР2; NiCrBSi покрытие; NiCrBSi–В₄С покрытие; микротвердость; растровая электронная микроскопия.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственных заданий ИФМ УрО РАН по темам № 121102900049-1 и № АААА-А18-118020190116-6 и ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

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

Для цитирования: Старикова У.С., Соболева Н.Н., Макаров А.В., Харанжевский Е.В. Влияние добавки карбида бора на структуру и твердость никелевого покрытия // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 89–97. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-89-97.

ВВЕДЕНИЕ

Лазерная наплавка – один из популярных и востребованных способов нанесения покрытий на сегодняшний день. Лазерная наплавка применяется в аэрокосмической, автомобильной, энергетической, горнодобывающей, металлообрабатывающей и других отраслях промышленности, где используемые машины и механизмы подвергаются воздействию агрессивных сред и поверхностному износу. В связи с высокой себестоимостью процесса наиболее целесообразно использовать

лазерную наплавку для ремонта дорогостоящих изделий, при восстановлении сравнительно небольших дефектных участков.

Лазерная наплавка обладает рядом преимуществ по сравнению с традиционными методами. Так, она характеризуется высокими скоростями нагрева и охлаждения, минимальным перемешиванием основного и наплавляемого материала. Это позволяет формировать покрытия с минимальной зоной термического влияния и прочной металлургической связью между наплавленным слоем и основой [1; 2]. При данном методе нанесения

покрытий формируются равноосные мелкокристаллические структуры наплавленного металла [1].

NiCrBSi покрытия, сформированные лазерной наплавкой, могут быть применены для предотвращения износа, коррозии, эрозии и окисления поверхности деталей при высоких температурах [3–5]. В литературе отмечается положительное влияние бора в составе NiCrBSi покрытий в связи с формированием боридов в структуре покрытий, в результате чего повышается твердость покрытий, а также их стойкость к окислению и коррозии при повышенных температурах [6; 7].

При формировании покрытий для улучшения эксплуатационных характеристик к хромоникелевым порошкам могут быть добавлены различные упрочняющие частицы, например карбиды WC [8], Cr₃C₂ [9], TiC [10], SiC [11], оксиды Al₂O₃ [12] и др. Карбиды бора В₄C могут быть добавлены в виде упрочняющих частиц в состав порошков при наплавке, так как они обладают рядом положительных свойств: высокой твердостью, термодинамической устойчивостью, высокими показателями износостойкости и др. [13]. Боросодержащие покрытия применяются для упрочнения деталей машин, эксплуатирующихся в условиях интенсивного абразивного изнашивания [14].

В литературе имеются сведения о добавлении карбидов бора В₄C к NiCrBSi порошкам при формировании покрытий лазерным излучением. Например, в работе [15] на сталь марки 12X18H10T были наплавлены NiCrBSi–В₄C (5 и 12 об. %) покрытия методом селективного лазерного плавления. В структуре покрытий отмечается образование карбидов и боридов хрома Cr₇C₃ и CrB. Средняя величина микротвердости NiCrBSi покрытия достигает значения 485 HV 0,3, в NiCrBSi покрытиях с 5 % В₄C она снижается до 437 HV 0,3, а при добавке 12 % В₄C повышается и достигает значения 519 HV 0,3.

В работах [16–18] имеются сведения о влиянии добавки В₄C (2, 5 и 10 масс. %) на структуру и твердость хромоникелевого покрытия, нанесенного на основу Ti-6Al-4V лазерной наплавкой. Отмечается, что при добавлении 2 % карбида бора В₄C значение микротвердости достигает 1200–1400 HV, в то время как значение микротвердости в зоне основного металла достигает 330–340 HV [16]. При добавлении 5 % В₄C значение микротвердости составляет 1300 HV [17]. В NiCrBSi–В₄C покрытиях происходит формирование упрочняющих фаз CrB, TiB₂, TiC, что связано с нанесением покрытия на титановую основу [16; 18].

Благодаря лазерной наплавке появляется возможность использовать недорогие и недефицитные марки сталей и сплавов, при этом создавая износостойкие слои на поверхности изделий [19]. Однако материал подложки влияет на свойства формируемого на ней покрытия. Ранее были упомянуты работы, где в качестве материала основы применялись нержавеющая сталь марки 12X18H10T [15] и титановый сплав Ti-6Al-4V [16–18]. В данной работе материалом основы выступает сталь 30ХРА. Такая сталь может быть применена для изготовления осей, рычагов, болтов, гаек и др.

Цель работы – исследование влияния добавки 7 масс. % В₄C на структуру и твердость NiCrBSi покрытия, сформированного лазерным излучением на поверхности стали 30ХРА.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве материала, на котором проводилась лазерная наплавка, выбрана сталь 30ХРА. Для проведения эксперимента были подготовлены образцы толщиной 3 мм.

В качестве материала покрытия был использован самофлюсующийся порошок системы NiCrBSi марки ПГ-CP2 (химический состав порошка: Cr – 14,8 масс. %, В – 2,1 масс. %, Si – 2,9 масс. %, С – 0,48 масс. %, Fe – 2,6 масс. %, Ni – остальное), а также порошок карбида бора В₄C. Размер порошка ПГ-CP2 составлял 40–160 мкм, а порошка В₄C – до 40 мкм. На рис. 1 показаны микрофотографии порошков ПГ-CP2 и В₄C, полученные с использованием растровой электронной микроскопии.

Из порошка ПГ-CP2 и смеси порошков ПГ-CP2 и 7 % В₄C приготавливалась суспензия, содержащая 1%-ный спиртовой раствор камфоры. Суспензия наносилась на поверхность стальной основы, лазерная обработка проводилась после высыхания связующего. Толщина слоя до оплавления составляла 200 мкм.

Лазерная наплавка была проведена при напряжении на лампах накачки 320 В, энергии одного импульса 6 Дж, частоте импульсов 15 Гц, длительности импульса 15 мс, диаметре луча на поверхности образца 1 мм. Расстояние между дорожками составляло 0,8 мм.

Микроструктура покрытий и распределение элементов по поперечному сечению образцов с покрытиями были изучены с применением растрового электронного микроскопа (РЭМ) TESCAN VEGA II XMU с вольфрамовым катодом, оборудованного энергодисперсионным (INCA Energy 450 XT) микроанализатором, позволяющим проводить рентгеноспектральный микроанализ.

Микротвердость по методу восстановленного отпечатка была определена на микротвердомере Shimadzu HMV-G21DT согласно ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» при нагрузке 0,245 Н, скорости нагружения пирамидкой Виккерса 40 мкм/с и выдержке под нагрузкой 15 с как среднее арифметическое из 10 измерений. Погрешность измерения микротвердости оценивали по величине среднеквадратичного отклонения.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 2 показаны электронные изображения микроструктуры NiCrBSi и NiCrBSi–В₄C покрытий, сформированных лазерной наплавкой. Толщина NiCrBSi покрытия составляет 140–190 мкм, а толщина NiCrBSi–В₄C покрытия – 120–150 мкм.

На рис. 3 и рис. 4 приведены результаты количественного рентгеноспектрального микроанализа NiCrBSi и NiCrBSi–В₄C покрытий соответственно. В никелевом покрытии (рис. 3) содержание Ni составляет примерно от 30 до 60 масс. %, Cr – от 7 до 12 масс. %, В – до 7 масс. %, Si – от 2 до 9 масс. %, С – до 5 масс. %, Fe – от 20 до 60 масс. %. В никелевом покрытии с добавлением карбида бора NiCrBSi–В₄C (рис. 4) содержание Ni составляет примерно от 20 до 60 масс. %, Cr – от 5 до 13 масс. %, В – до 4,5 масс. %, Si – от 2 до 4 масс. %, С – до 1,2 масс. %, Fe – от 15 до 70 масс. %.

На рис. 3 и 4 видно резкое снижение количества Ni в поперечном сечении образцов с NiCrBSi и NiCrBSi–

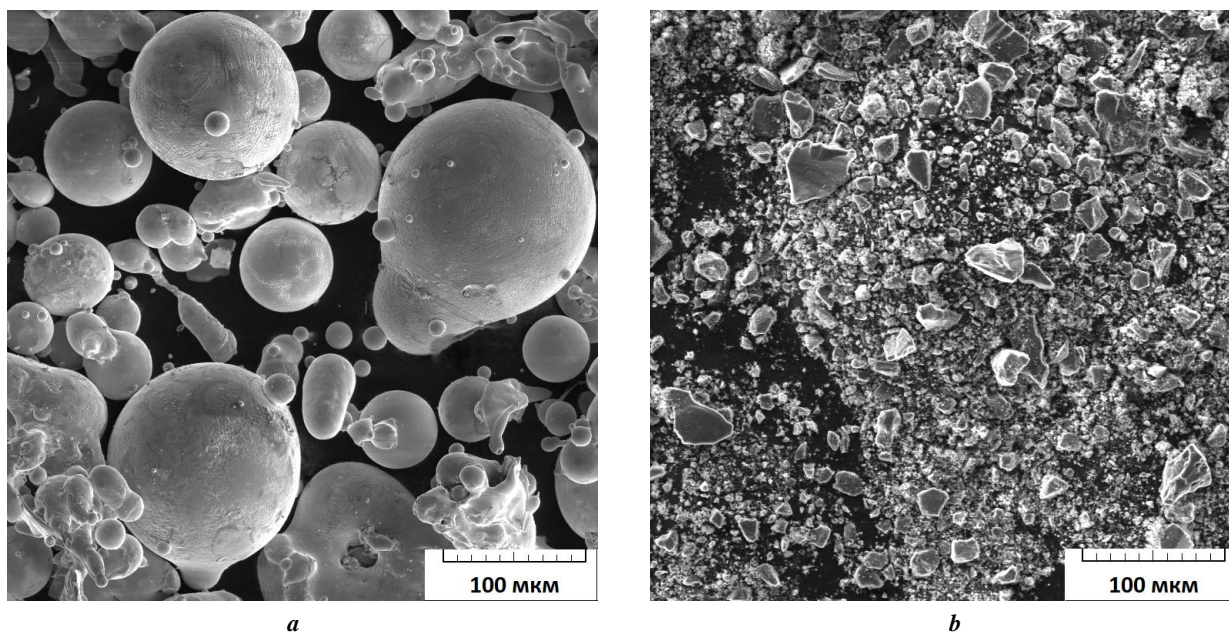


Рис. 1. Микрофотографии порошков ПГ-СР2 (а) и В₄С (б)
Fig. 1. Microphotographs of the PG-SR2 (a) and B₄C (b) powders

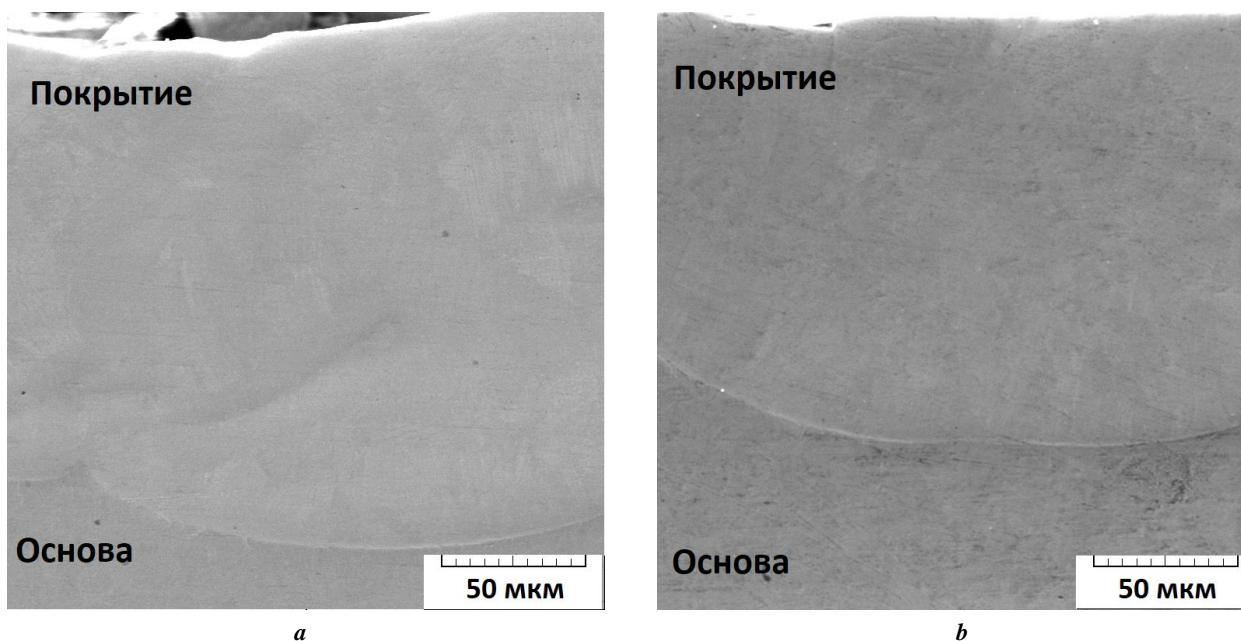


Рис. 2. Поперечное сечение покрытий: а – NiCrBSi; б – NiCrBSi–В₄С
Fig. 2. Cross-sectional views of coatings: a – NiCrBSi; b – NiCrBSi–B₄C

В₄С покрытиями, наплавленными лазером, на глубине примерно 140 мкм и 150 мкм от поверхности соответственно, и повышение содержания Fe.

На рис. 5 показана микроструктура покрытий NiCrBSi и NiCrBSi–В₄С, полученная растровой электронной микроскопией.

Среднее значение микротвердости NiCrBSi покрытия, сформированного лазерной наплавкой, составляет 620 HV 0,025 (таблица 1). При добавлении 7 масс. % порошка В₄С среднее значение микротвердости сформированного лазером покрытия снижается до 530 HV 0,025.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На микрофотографиях (рис. 2) видно, что покрытия однородные, характеризуются отсутствием макропор и включений, в том числе в переходной зоне.

Количественный рентгеноспектральный микроанализ показал, что исследуемые покрытия по всей толщине характеризуются достаточно равномерным распределением элементов в структуре покрытий, что следует из рис. 3 и рис. 4. При этом следует отметить, что содержание Fe в покрытии с карбидом бора больше (в среднем по поперечному сечению покрытия 51 масс. %), чем

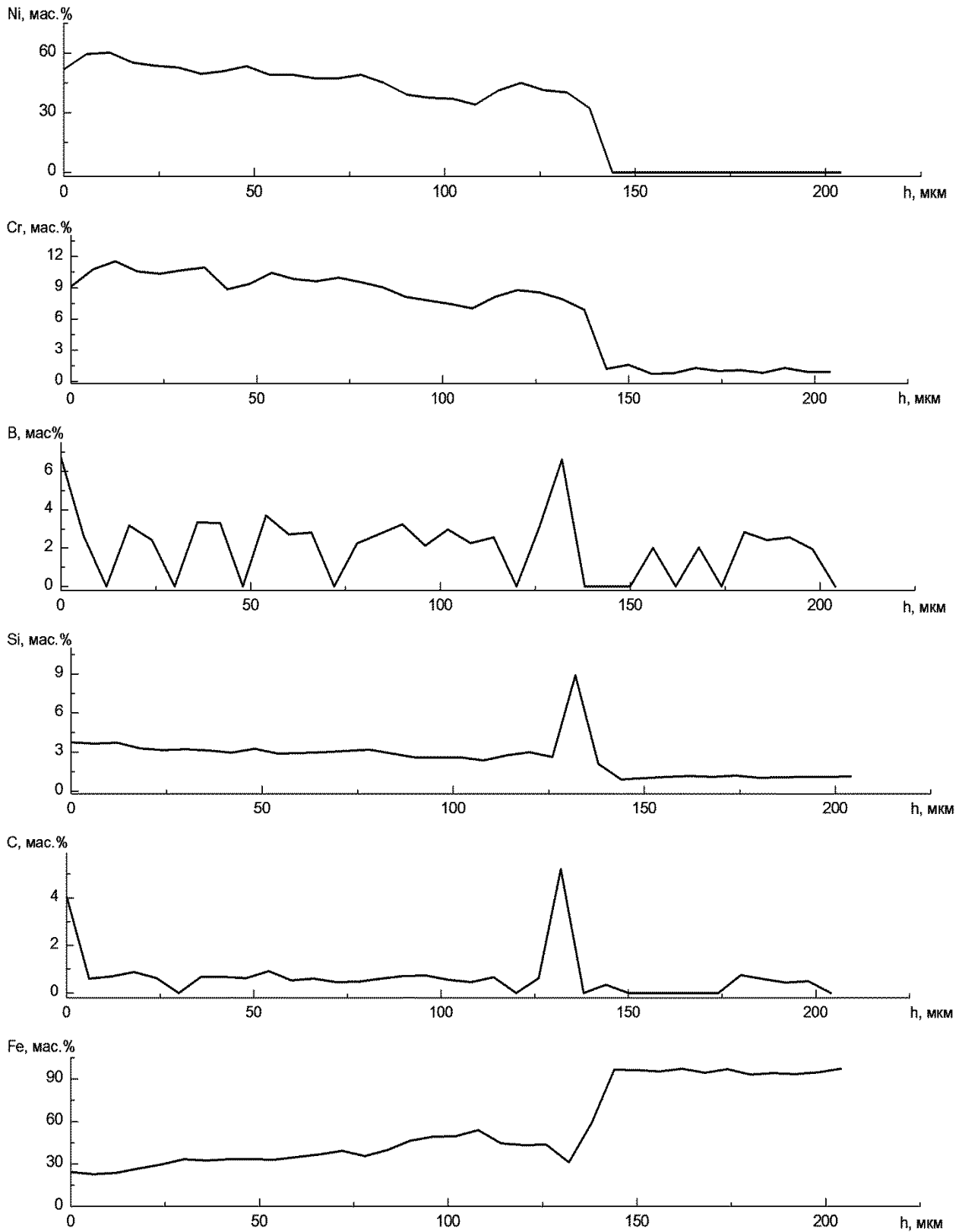


Рис. 3. Распределение элементов в поперечном сечении образцов с NiCrBSi покрытием в наплавленном состоянии
Fig. 3. Elements distribution in the cross section of samples with the NiCrBSi clad coating

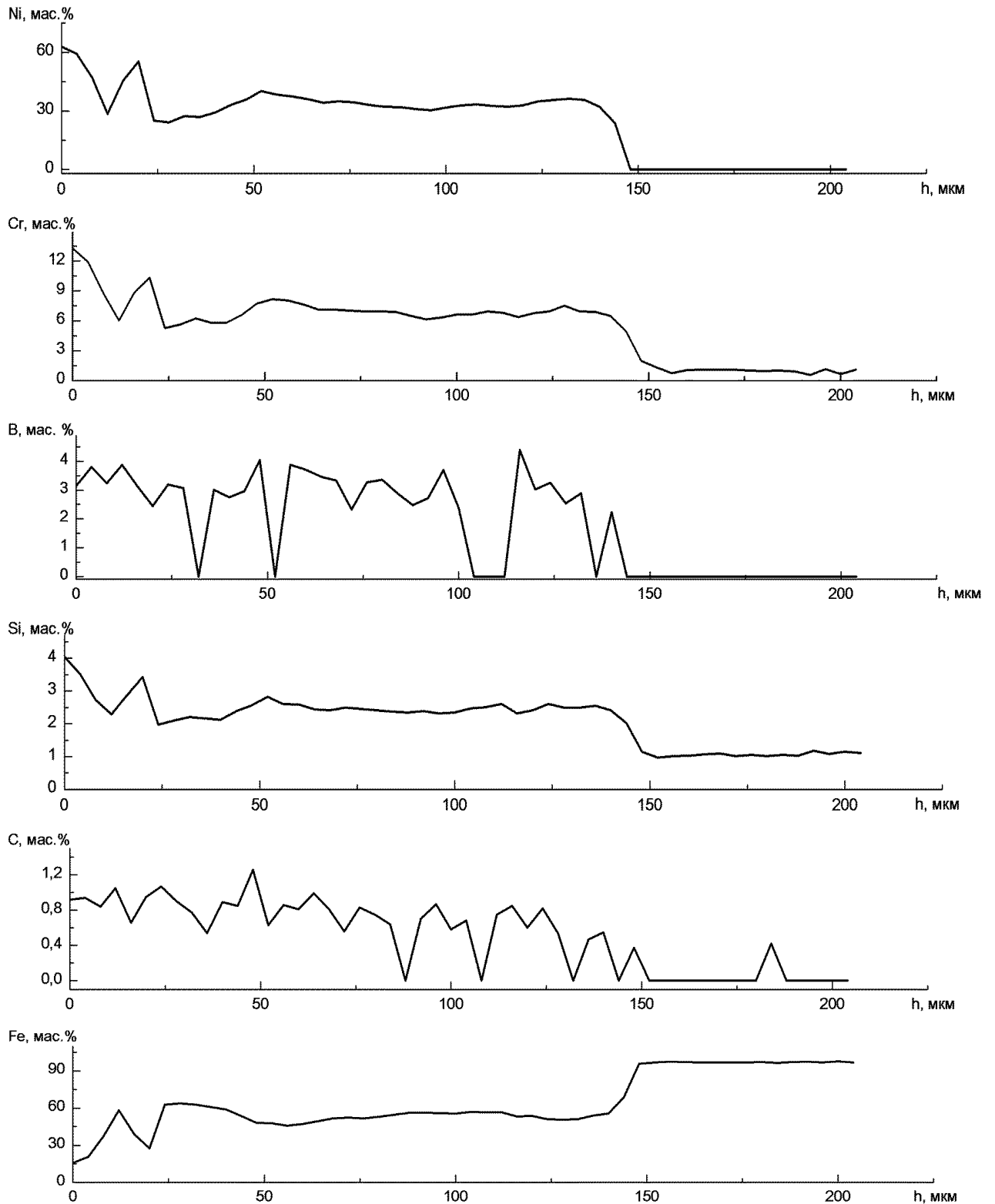


Рис. 4. Распределение элементов в поперечном сечении образцов с NiCrBSi–B₄C покрытием в наплавленном состоянии
Fig. 4. Elements distribution in the cross section of samples with the NiCrBSi–B₄C clad coating

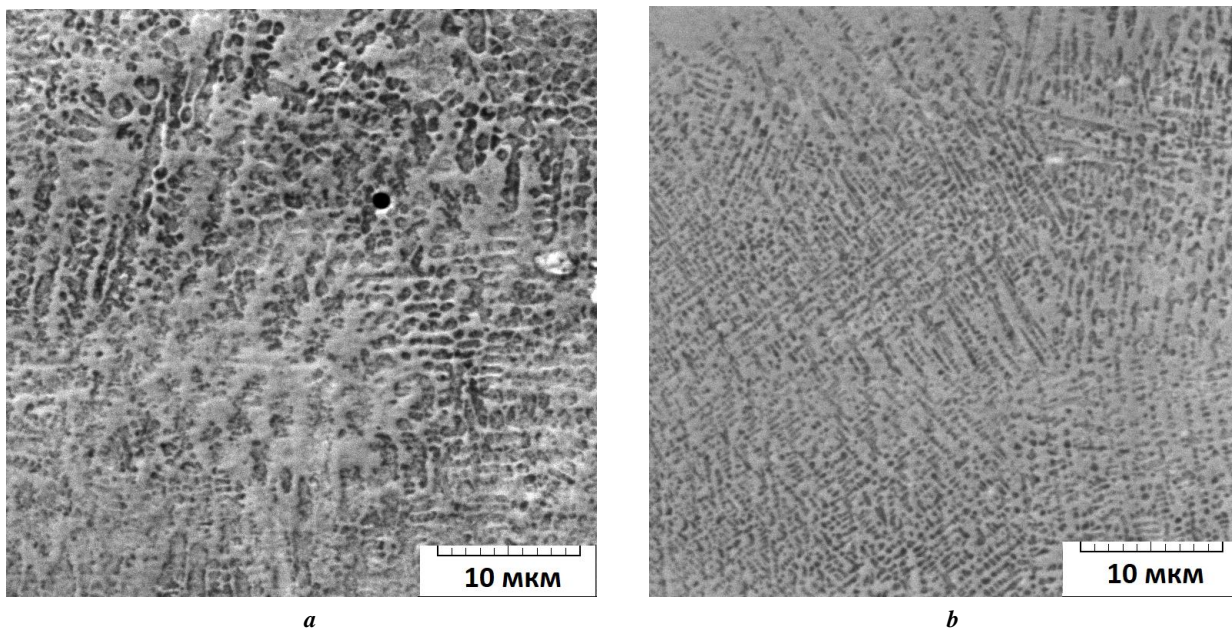


Рис. 5. Микроструктура (РЭМ) покрытий: *a* – NiCrBSi; *b* – NiCrBSi–B₄C
 Fig. 5. Microstructure (SEM) of coatings: *a* – NiCrBSi; *b* – NiCrBSi–B₄C

Таблица 1. Микротвердость NiCrBSi и NiCrBSi–B₄C покрытий
 Table 1. Microhardness of NiCrBSi and NiCrBSi–B₄C coatings

Покрытие	HV 0,025
NiCrBSi	620±100
NiCrBSi–B ₄ C	530±140

в никелевом покрытии (38 масс. %). Известно, что частицы B₄C взаимодействуют с железом. Бор свободно диффундирует в железе в связи с его малым атомным радиусом (0,091 нм). Кроме того, при повышении температуры бор взаимодействует с большинством химических элементов с образованием боридов, в то время как в обычных условиях для бора характерна слабая химическая активность. Такое взаимодействие способствует формированию боридов железа FeB и Fe₂B в структуре покрытий в процессе наплавки, что описано в работах [14; 20]. Очевидно, что такое взаимодействие является причиной повышенного содержания железа в структуре NiCrBSi–B₄C покрытия.

Резкие изменения количества элементов (снижение количества Ni и повышение содержания Fe) в поперечном сечении образцов с NiCrBSi и NiCrBSi–B₄C покрытиями (рис. 3 и рис. 4) свидетельствуют о наличии в образцах узкой переходной зоны от покрытия к основному металлу. Переходная зона NiCrBSi покрытия примерно составляет 10 мкм, а NiCrBSi–B₄C покрытия – примерно 4 мкм.

Из рис. 5 следует, что в обоих случаях микроструктура характеризуется однородностью и мелкозернистостью. При этом у покрытия с карбидом бора (рис. 5 b) размер структурных составляющих мельче. Измельче-

ние структурных составляющих в покрытии с карбидом бора (рис. 5 b), очевидно, связано с тем, что мелкие частицы карбида бора выступают в качестве модификатора при наплавке. Подобный эффект наблюдался в работе [21], в которой рассмотрена структура металла, наплавленного порошковой проволокой с алюминиевой оболочкой. При введении в состав шихты порошковой проволоки K₂TiF₆ и K₂ZrF₆ происходило модифицирование наплавленного металла, вследствие чего он характеризовался мелкозернистой структурой и равномерным распределением избыточных фаз, что позволило повысить износостойкость покрытия. Кроме того, в работе [22] в результате электрошлаковой сварки введение наноструктурированных компонентов в виде порошка карбонитрида титана в сварочную ванну способствовало измельчению зерна в структуре зоны термического влияния, а также улучшению свойств металла шва [22; 23].

Снижение значения микротвердости покрытия при добавлении 7 масс. % порошка B₄C (таблица 1) объясняется большим содержанием железа в структуре NiCrBSi–B₄C покрытия (51 масс. %), чем в структуре NiCrBSi покрытия (38 масс. %). Отмеченный выше результат снижения микротвердости согласуется с результатом работы [15], где было показано снижение микротвердости

NiCrBSi покрытия после добавления 5 об. % B_4C . В [15] сделан вывод, что в процессе селективного лазерного сплавления материал основы (в основном это железо) смешивается с материалом покрытия. Это приводит к снижению микротвердости при приближении к переходной зоне «покрытие – основа».

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Сформированные лазерным излучением NiCrBSi и NiCrBSi- B_4C покрытия характеризуются отсутствием макропор, включений, однородной и мелкозернистой структурой, при этом размер структурных составляющих NiCrBSi- B_4C покрытия мельче.

Переходная зона покрытий узкая: у NiCrBSi покрытия составляет примерно 10 мкм, а NiCrBSi- B_4C покрытия – около 4 мкм при общей толщине наплавленных слоев 140–190 и 120–150 мкм соответственно.

Добавление B_4C в порошок ПГ-CP2 при лазерной наплавке приводит к снижению значений средней микротвердости покрытия (до 530 HV 0,025) по сравнению со значениями средней микротвердости NiCrBSi покрытия (620 HV 0,025), что связано с повышенным содержанием железа в NiCrBSi- B_4C покрытии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Земляков Е., Бабкин К., Корсмик Р., Скляр М., Кузнецов М. Перспективы использования технологий лазерной наплавки для восстановления лопаток компрессоров газотурбинных деталей // Фотоника. 2016. № 4. С. 10–25. DOI: [10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22](https://doi.org/10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22).
2. Голубовский Е.Н., Паркин А.А., Жаткин С.С. Ремонт трещин на секторах лопаток газотурбинного двигателя методом разделки и лазерной импульсной наплавки // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2020. Т. 22. № 2. С. 107–112.
3. Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Технологические аспекты фрикционной обработки покрытия ПГ-CP2, сформированного лазерной наплавкой // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2019. № 3. С. 47–53. DOI: [10.18323/2073-5073-2019-3-47-53](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2019-3-47-53).
4. Гибзун М.С., Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю. Повышение фрикционной теплостойкости хромоникелевого покрытия комбинированной лазерно-термической обработкой // Master's journal. 2017. № 1. С. 11–16.
5. Shi B.W., Li T., Wang D., Zhang X.R., Zhang H.C. Investigation on crack behavior of Ni60A alloy coating produced by coaxial laser cladding // Journal of Materials Science. 2021. Vol. 56. № 23. P. 13323–13336. DOI: [10.1007/s10853-021-06108-5](https://doi.org/10.1007/s10853-021-06108-5).
6. Miguel J.M., Guilemany J.M., Vizcaino S. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes // Tribology International. 2003. Vol. 36. № 3. P. 181–187. DOI: [10.1016/S0301-679X\(02\)00144-5](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(02)00144-5).
7. Niranatumpom P., Koiprasert H. Phase transformation of NiCrBSi-WC and NiBSi-WC arc sprayed coatings // Surface and Coatings Technology. 2011. Vol. 206. № 2-3. P. 440–445. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2011.07.057](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.07.057).
8. Sha J., Chen L.-Y., Liu Y.-T., Yao Z.-J., Lu S., Wang Z.-X., Zang Q.-H., Mao S.-H., Zhang L.-C. Phase transformation-induced improvement in hardness and high-temperature wear resistance of plasma-sprayed and remelted NiCrBSi/WC coatings // Metals. 2020. Vol. 10. № 12. Article number 1688. DOI: [10.3390/met10121688](https://doi.org/10.3390/met10121688).
9. Соболева Н.Н., Николаева Е.П., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Влияние добавки карбида хрома на структуру и абразивную износостойкость NiCrBSi покрытия, сформированного лазерной наплавкой // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2020. № 1. С. 68–76. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-1-68-76](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-1-68-76).
10. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование композиционного покрытия NiCrBSi-TiC с повышенной абразивной износостойкостью методом газопорошковой лазерной наплавки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 11. С. 38–44.
11. Fals H.C., Aguiar D., Fanton L., Belém M.J.X., Lima C.R.C. A new approach of abrasive wear performance of flame sprayed NiCrSiBFeC/SiC composite coating // Wear. 2021. Vol. 477. № SI. Article number 203887. DOI: [10.1016/j.wear.2021.203887](https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203887).
12. Senapati P., Sutar H. Surface erosion behaviour over NiCrBSi- Al_2O_3 composite coatings // Materials Research Express. 2020. Vol. 7. № 7. Article number 076512. DOI: [10.1088/2053-1591/aba396](https://doi.org/10.1088/2053-1591/aba396).
13. Li H.J., He Y., Luo P.Y., Fan Y., Yu H., Wang Y.Q., He T., Li Z.J., Zhang H.L. Influence of pulse frequency on corrosion resistance and mechanical properties of Ni-W/ B_4C composite coatings // Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects. 2021. Vol. 629. Article number 127436. DOI: [10.1016/j.colsurfa.2021.127436](https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2021.127436).
14. Кривиженко Д.С., Дробяз Е.А., Зимоглядова Т.А. Особенности структурообразования боросодержащих покрытий, полученных в процессе высокоскоростной обработки // Актуальные проблемы в машиностроении. 2014. № 1. С. 489–492.
15. Golshev A.A., Filippov A.A. Comparative investigation of nickel-based metal-ceramic structures with ceramic particles of tungsten and carbides made by the selective laser melting method // Nanoscience and Technology. 2020. Vol. 11. № 3. P. 247–257. DOI: [10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2020033784](https://doi.org/10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2020033784).
16. Fan X.H., Geng L., Xu B., Li J. Laser Cladding NiCrBSi+2% B_4C Coating on Ti-6Al-4V // Advanced Materials Research. 2009. Vol. 79-82. P. 473–476. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.79-82.473](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.79-82.473).
17. Meng Q.W., Geng L., Zhang B.Y. Laser cladding of Ni-base composite coatings onto Ti-6Al-4V substrates with pre-placed B_4C +NiCrBSi powders // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 200. № 16-17. P. 4923–4928. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2005.04.059](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.04.059).
18. Geng L., Meng Q.W., Chen Y.B. In-situ Synthesis of Metal Matrix Composite Coating with Laser Melting-Solidifying Processes // Composite materials IV. Key Engineering Materials. 2006. Vol. 313. P. 139–144. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.313.139](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.313.139).
19. Голубев В.С., Вегера И.И., Чернашеюс О., Чаевский В.В. Лазерная обработка материалов с изменением

- химического состава поверхностного слоя // Вестник Барановичского государственного университета. Серия: Технические науки. 2019. № 7. С. 34–42.
20. Дробяз Е.А., Кривизhenko Д.С., Поляков И.А., Нагавкин С.Ю., Иванцевский В.В. Структура и свойства боросодержащих покрытий, наплавленных электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2012. № 4. С. 83–85.
 21. Зусин В.Я. Исследование модифицирования металла, наплавленного порошковой проволокой с алюминиевой оболочкой // Вестник Приазовского государственного университета. Серия: Технические науки. 2011. № 23. С. 180–183.
 22. Еремин Е.Н. Применение наночастиц тугоплавких соединений для повышения качества сварных соединений из жаропрочных сплавов // Омский научный вестник. 2009. № 3. С. 63–67.
 23. Зернин Е.А., Кузнецов М.А. Способы модифицирование наплавленного металла наноструктурированными порошками для увеличения механических свойств сварных соединений // Современные проблемы науки и образования. 2014. № 5. С. 206–212.
- ## REFERENCES
1. Zemlyakov E., Babkin K., Korsmik R., Sklyar M., Kuznetsov M. Prospects of use of laser cladding technology for restoration of compressor blades of gas turbine engines. *Fotonika*, 2016, no. 4, pp. 10–25. DOI: [10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22](https://doi.org/10.22184/1993-7296.2016.58.4.10.22).
 2. Golubovskiy E.N., Parkin A.A., Zhatkin S.S. Repair of cracks on sectors of gas-turbine engine shovels by method of cutting and laser pulse cladding. *Izvestiya Samarского nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 22, no. 2, pp. 107–112.
 3. Soboleva N.N., Makarov A.V., Malygina I.Yu. Technological aspects of friction treatment of PG-SR2 coating formed by laser cladding. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2019, no. 3, pp. 47–53. DOI: [10.18323/2073-5073-2019-3-47-53](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2019-3-47-53).
 4. Gibzun M.S., Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu. Increasing frictional thermal resistance of Ni-Cr coating using combined laser-heat treatment. *Master's journal*, 2017, no. 1, pp. 11–16.
 5. Shi B.W., Li T., Wang D., Zhang X.R., Zhang H.C. Investigation on crack behavior of Ni60A alloy coating produced by coaxial laser cladding. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56, no. 23, pp. 13323–13336. DOI: [10.1007/s10853-021-06108-5](https://doi.org/10.1007/s10853-021-06108-5).
 6. Miguel J.M., Guilemany J.M., Vizcaino S. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes. *Tribology International*, 2003, vol. 36, no. 3, pp. 181–187. DOI: [10.1016/S0301-679X\(02\)00144-5](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(02)00144-5).
 7. Niranatumpom P., Koiprasert H. Phase transformation of NiCrBSi–WC and NiBSi–WC arc sprayed coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2011, vol. 206, no. 2-3, pp. 440–445. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2011.07.057](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.07.057).
 8. Sha J., Chen L.-Y., Liu Y.-T., Yao Z.-J., Lu S., Wang Z.-X., Zang Q.-H., Mao S.-H., Zhang L.-C. Phase transformation-induced improvement in hardness and high-temperature wear resistance of plasma-sprayed and remelted NiCrBSi/WC coatings. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 12, article number 1688. DOI: [10.3390/met10121688](https://doi.org/10.3390/met10121688).
 9. Soboleva N.N., Nikolaeva E.P., Makarov A.V., Malygina I.Yu. The influence of chromium carbide additive on the structure and abrasive wear resistance of the NiCrBSi coating formed by laser cladding. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1, pp. 68–76. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-1-68-76](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-1-68-76).
 10. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The formation of NiCrBSi–TiC composite coating with increased abrasive wear resistance by gas powder laser cladding. *Uprochnyayushchii tekhnologii i pokrytiya*, 2013, no. 11, pp. 38–44.
 11. Fals H.C., Aguiar D., Fanton L., Belém M.J.X., Lima C.R.C. A new approach of abrasive wear performance of flame sprayed NiCrSiBFeC/SiC composite coating. *Wear*, 2021, vol. 477, no. SI, article number 203887. DOI: [10.1016/j.wear.2021.203887](https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203887).
 12. Senapati P., Sutar H. Surface erosion behaviour over NiCrBSi–Al₂O₃ composite coatings. *Materials Research Express*, 2020, vol. 7, no. 7, article number 076512. DOI: [10.1088/2053-1591/aba396](https://doi.org/10.1088/2053-1591/aba396).
 13. Li H.J., He Y., Luo P.Y., Fan Y., Yu H., Wang Y.Q., He T., Li Z.J., Zhang H.L. Influence of pulse frequency on corrosion resistance and mechanical properties of Ni–W/B₄C composite coatings. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 2021, vol. 629, article number 127436. DOI: [10.1016/j.colsurfa.2021.127436](https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2021.127436).
 14. Krivizhenko D.S., Drobyaz E.A., Zimoglyadova T.A. Structure formation features of boron-containing coatings obtained by highspeed treatment. *Aktualnye problemy v mashinostroenii*, 2014, no. 1, pp. 489–492.
 15. Golyshev A.A., Filippov A.A. Comparative investigation of nickel-based metal-ceramic structures with ceramic particles of tungsten and carbides made by the selective laser melting method. *Nanoscience and Technology*, 2020, vol. 11, no. 3, pp. 247–257. DOI: [10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2020033784](https://doi.org/10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2020033784).
 16. Fan X.H., Geng L., Xu B., Li J. Laser Cladding NiCrBSi+2%B₄C Coating on Ti-6Al-4V. *Advanced Materials Research*, 2009, vol. 79-82, pp. 473–476. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.79-82.473](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.79-82.473).
 17. Meng Q.W., Geng L., Zhang B.Y. Laser cladding of Ni-base composite coatings onto Ti-6Al-4V substrates with pre-placed B₄C+NiCrBSi powders. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 200, no. 16-17, pp. 4923–4928. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2005.04.059](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.04.059).
 18. Geng L., Meng Q.W., Chen Y.B. In-situ Synthesis of Metal Matrix Composite Coating with Laser Melting-Solidifying Processes. *Composite materials IV. Key Engineering Materials*, 2006, vol. 313, pp. 139–144. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.313.139](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.313.139).
 19. Golubev V.S., Vegera I.I., Chernasheyus O., Chaevskiy V.V. Laser treatment of materials with change of chemical composition of the surface layer. *Vestnik Baranovichskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki*, 2019, no. 7, pp. 34–42.
 20. Drobyaz E.A., Krivizhenko D.S., Polyakov I.A., Nagavkin S.Yu., Ivantsivskiy V.V. Structure and properties of boron-containing coatings, deposited by non-vacuum electron beam. *Obrabotka metallov*

- (*tehnologiya, oborudovanie, instrumenty*), 2012, no. 4, pp. 83–85.
21. Zusin V.Ya. Investigation of metal modification, deposited with powder wire with aluminum shell. *Vestnik Priazovskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskie nauki*, 2011, no. 23, pp. 180–183.
22. Eremin E.N. Application of nanoparticles of refractory compounds for improving the quality of welding joints made of heat-resistant alloys. *Omskiy nauchnyy vestnik*, 2009, no. 3, pp. 63–67.
23. Zernin E.A., Kuznetsov M.A. Method of modifying the weld metal nanostructured powders for increasing the mechanical properties of welded joints. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*, 2014, no. 5, pp. 206–212.

The influence of boron carbide additive on the structure and hardness of a nickel-based coating

© 2021

Uliana S. Starikova*^{1,4}, junior researcher

Natalia N. Soboleva^{1,2,5}, PhD (Engineering), senior researcher

Aleksey V. Makarov^{1,6}, Corresponding member of RAS, Doctor of Sciences (Engineering)

Head of Department of Materials Science and the Laboratory of Mechanical Properties,

Evgeny V. Kharanzhevsky^{3,7}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of Laboratory

¹M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

²Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg (Russia)

³Udmurt State University, Izhevsk (Russia)

*E-mail: ulstar97@mail.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6960-0619>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1525-2169>

Abstract: Laser cladding is increasingly frequently used in various branches of mechanical engineering since it has such advantages over traditional methods of depositing coatings as high heating and cooling rates and minimal mixing of base and melting materials. Laser-clad coatings are usually characterized by a fine-grained structure and a minimal heat-affected zone. Coatings formed from the Ni–Cr–B–Si powders are also very common in industrial applications, as they have good resistance to wear, corrosion, erosion, etc. Various strengthening particles can be added to this group of powders to improve the properties of the deposited coating. Boron carbides can act as such particles since they have high hardness, thermodynamic stability, and wear resistance. In this regard, the paper investigated the influence of the 7 wt. % of boron carbide B₄C addition on the structure and hardness of the NiCrBSi coating formed by laser cladding of PG-SR2 powder on the surface of 30KhRA steel. Using the scanning electron microscope, the authors carried out microscopic studies of the structure of NiCrBSi and NiCrBSi–B₄C coatings and presented the results of X-ray spectral microanalysis. The study shows that the structures of both coatings in the deposited state are characterized by uniformity and fine-grain structure. The investigation revealed that the samples with NiCrBSi and NiCrBSi–B₄C coatings have a narrow transition zone from the deposit to the base metal. The paper presents the results of measuring the microhardness of coatings indicating a decrease in the microhardness of laser-clad nickel-based coatings with the boron carbide addition.

Keywords: laser cladding; NiCrBSi coating; NiCrBSi–B₄C coating; microhardness; scanning electron microscopy.

Acknowledgments: The work was carried out within the government assignment to the Institute of Metal Physics of the UB of RAS on the topics No. 121102900049-1 and No. AAAA-A18-118020190116-6 and the Institute of Engineering Science, RAS (Ural Branch) on the topic No. AAAA-A18-118020790147-4. The experimental studies were performed on the equipment of the “Plastometry” Core Facility Center of the IES UB RAS.

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

For citation: Starikova U.S., Soboleva N.N., Makarov A.V., Kharanzhevsky E.V. The influence of boron carbide additive on the structure and hardness of a nickel-based coating. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 89–97. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-89-97.

Оптимальная схема лазерного упрочнения вершины режущего клина инструмента

© 2021

Ярьско Сергей Игоревич^{*1,2,3}, доктор технических наук,
заведующий лабораторией лазерно-индуцированных процессов,
профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты»

Балакиров Сергей Николаевич¹, инженер

¹Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева Российской академии наук, Самара (Россия)

²Самарский государственный технический университет, Самара (Россия)

*E-mail: yarsi54@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5299-886X>

Аннотация: Лазерная термообработка является одним из эффективных методов повышения эксплуатационных характеристик металлорежущего инструмента. В практике лазерного упрочнения существует несколько методов выбора режима обработки: экспериментальный, расчетный, по справочным данным. Перспективным для оценки параметров зоны обработки является применение метода конечных элементов, использование которого наиболее востребовано для расчета температурного поля сложнопрофильного инструмента. При организации процесса упрочнения наиболее сложными являются выбор и назначение режимов обработки вершины режущего клина. В связи с этим решение многофакторной задачи оптимизации схемы упрочнения области около вершины инструмента актуально при проектировании и автоматизации процесса лазерного упрочнения лезвийного инструмента. В работе методом конечных элементов в программе ANSYS Workbench на примере инструмента с углом заострения 60° проведены численные эксперименты по оптимизации схемы упрочняющей лазерной обработки вершины режущего клина инструмента. Рассмотрено три варианта схемы упрочнения. Первый из них заключается в реализации многократной обработки области, примыкающей к вершине инструмента. Второй состоит в попеременном перемещении пятна лазерной обработки вдоль режущих кромок в области вершины инструмента. Согласно третьему варианту пятна обработки последовательно располагались вдоль биссектрисы угла при вершине инструмента. Показано, что по критерию максимальной глубины оптимальной является схема упрочнения, заключающаяся в попеременном перемещении пятна лазерной обработки вдоль режущих кромок в области вершины инструмента. В этом случае обеспечиваются характеристики зоны упрочнения, превосходящие аналогичные величины, описывающие зону упрочнения для остальных вариантов лазерной обработки вершины режущего клина инструмента.

Ключевые слова: лазерное упрочнение; моделирование; метод конечных элементов; вершина резца; лазерная обработка; зона лазерного воздействия; пятно лазерной обработки.

Для цитирования: Ярьско С.И., Балакиров С.Н. Оптимальная схема лазерного упрочнения вершины режущего клина инструмента // Frontier Materials & Technologies. 2021. № 4. С. 98–106. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-98-106.

ВВЕДЕНИЕ

Одним из эффективных методов повышения эксплуатационных характеристик металлообрабатывающего инструмента является импульсная упрочняющая лазерная обработка (ЛО), наиболее широко применяемая в мелкосерийном инструментальном производстве. В условиях современного машиностроительного предприятия на первый план выходит задача разработать общие рекомендации по организации технологического процесса лазерного упрочнения, позволяющие обеспечить его автоматизацию, а также условия и режимы обработки, при которых достигаются требуемые характеристики зоны лазерного воздействия (ЗЛВ).

С достаточной для практического применения точностью рассчитать режимы ЛО, необходимые для проектирования технологических процессов лазерного упрочнения, позволяют простые аналитические зависимости [1–3]. Для определения рабочих параметров и режимов ЛО может быть использовано моделирование процесса, основанное либо на решении задачи тепло-

проводности, либо на анализе полиморфного превращения [4–6]. Однако ЛО режущих инструментов имеет свои специфические особенности, обусловленные условиями применения и геометрией инструмента, что оказывает существенное влияние на формирование температурного поля в ЗЛВ. В этом случае аналитически определить распределение температурного поля в режущем клине инструмента и энергетические характеристики лазерного излучения (ЛИ) в зависимости от местоположения лазерного источника не представляется возможным. Достаточно полное исследование может быть проведено на основании численных расчетов.

CAE-системы на основе метода конечных элементов (КЭ) находят применение при проектировании и оптимизации существующих технологических процессов металлообработки, изучении контактного взаимодействия и характеристик процесса трения [7–9], анализе температурного поля и напряженного состояния инструмента при различных видах механической обработки, например при фрезеровании [10; 11] или штамповке [12]. Использование КЭ-моделирования при анализе

процессов металлообработки достаточно продуктивно и позволяет не только определить оптимальные параметры процесса резания и конструкций режущего инструмента [8], но и прогнозировать износостойкость материалов в зависимости от условий эксплуатации [9]. В современных условиях машиностроительного производства метод КЭ является наиболее подходящим инструментом для получения необходимых знаний о производственных процессах [7]. В частности, при изучении фрезерования с помощью КЭ-модели был разработан комплекс мероприятий для повышения стабильности станков [10], а в результате моделирования температурного поля и поля деформаций была обеспечена техническая основа для высокоточной обработки прецизионных микродеталей [11].

Многофункционально, многообразно и высокоэффективно применение метода КЭ при проектировании процессов ЛО материалов, включая жаропрочные и легированные стали, композиты, сплавы цветных металлов. При разработке лазерных технологий метод КЭ применяется для численного анализа процесса лазерной резки, выбора и оценки режимов обработки, параметров, характеризующих зону нагрева и качество реза [13; 14], анализа температурных полей при термообработке как импульсным [15], так и непрерывным излучением, например, легированных сталей [16–18], титановых сплавов [19]. Используя метод КЭ, возможно прогнозировать распределение температуры для достижения однородного по глубине ЗЛВ упрочненного слоя [16; 18], анализировать и определять параметры ЛИ, обеспечивающие требуемые параметры ЗЛВ, качество и глубину зоны закалки [15; 18; 19]. Таким образом, в технологии ЛО метод КЭ служит эффективным инструментом определения оптимальных технологических режимов обработки. Однако имеющиеся результаты расчета температурных полей и характеристик ЗЛВ методом КЭ невозможно обобщить для тел произвольной формы, что не позволяет использовать эти результаты для прогнозирования и выбора характеристик ЛИ при упрочнении металлорежущего инструмента.

В технологии упрочняющей ЛО мелкогабаритного инструмента компьютерное проектирование в основном рассматривается с точки зрения назначения режимов ЛО и организации процесса упрочнения, в том числе и сложнопрофильного инструмента. Однако наиболее важно применение метода КЭ при упрочняющей ЛО вершины режущего клина инструмента как наиболее нагруженного его элемента. Последнее имеет свои особенности и оказывает существенное влияние на работоспособность инструмента. При ЛО вершины режущего клина определенную сложность вызывает невозможность однозначного выбора расположения источника тепла на обрабатываемой поверхности, принимая во внимание геометрию режущего клина и пространственные, временные и энергетические характеристики ЛИ. Эту сложность удается устранить, используя при анализе температурного поля при лазерном нагреве КЭ-моделирование [20; 21].

Цель работы – выбор оптимальной схемы упрочнения области около вершины режущего клина инструмента по критерию обеспечения максимальной глубины упрочнения на основе анализа температурного поля при импульсной лазерной обработке.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Использование КЭ-моделирования в настоящей работе, как и в [20; 21], основано на схеме нагрева режущего клина инструмента сосредоточенным поверхностным тепловым источником с равномерным распределением плотности мощности по сечению пучка. Для данной схемы нагрева была разработана КЭ-модель расчета температурного поля, учитывающая пространственное и временное распределение плотности мощности источника нагрева [20]. Данный подход был использован при моделировании однократной ЛО вершины резца [21]. При этом вопрос об оптимальности рекомендованной схемы ЛО остается открытым. Поэтому предложенный ранее подход получил свое развитие в настоящей работе.

Методом КЭ в программе ANSYS Workbench в трехмерной постановке моделировался нагрев передней поверхности режущего клина инструмента с углом заострения $\beta=60^\circ$, радиусом скругления между главной и вспомогательной режущими кромками $R=0,8$ мм. Тип анализа – переходный тепловой (Transient Thermal) с автоматическим выбором числа подшагов. Размер сетки КЭ для основного тела задавался 0,5 мм, для зоны ЛО – 0,05 мм. Как и в [20], лазерный импульс моделировался треугольной формы длительностью 10 мс с равномерным распределением плотности мощности ЛИ по сечению лазерного пятна. Задача решалась в три шага: на первом рассматривалась стадия нагрева с линейным возрастанием тепловой нагрузки до ее максимального значения; на втором приложенная нагрузка уменьшалась от максимума до нуля; на третьем моделировалась стадия остывания. Суммарное время первых двух шагов составило 0,01 с, при этом время каждого из них – 0,005 с. Время остывания – 1 с. Область лазерного воздействия на передней поверхности инструмента (рис. 1) была представлена в виде квадратного пятна с равномерным распределением плотности мощности размером 4×4 мм. Приложение тепловой нагрузки было реализовано с помощью подведения теплового потока Heat Flux. Схема расположения пятна ЛО и измеряемые параметры приведены на рис. 1.

Вариант моноимпульсной ЛО вершины резца был рассмотрен в [21]. Здесь детально описан процесс выбора оптимального с точки зрения обеспечения максимальной глубины положения центра пятна ЛО. Максимальная глубина зоны упрочнения в вершине инструмента, равная 138 мкм, достигается при расположении центра пятна ЛО в точке с координатами $x=1,5$ мм, $y=1,6$ мм (рис. 2 а). При такой схеме ЛО плотность мощности ЛИ равна $1,56 \cdot 10^8$ Вт/м², значения величин l и k соответственно равны 2,931 и 2,922 мм, протяженность зоны упрочнения в диагональном сечении составляет 0,32 мм, максимальная глубина упрочнения на главной задней поверхности $z_1=58$ мкм, а на вспомогательной задней поверхности – $z_2=61$ мкм. Во всех последующих расчетах данное положение пятна ЛО было принято за исходное (базовое).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

В настоящей работе при выборе оптимальной схемы упрочняющей ЛО вершины режущего клина инструмента было рассмотрено три способа организации

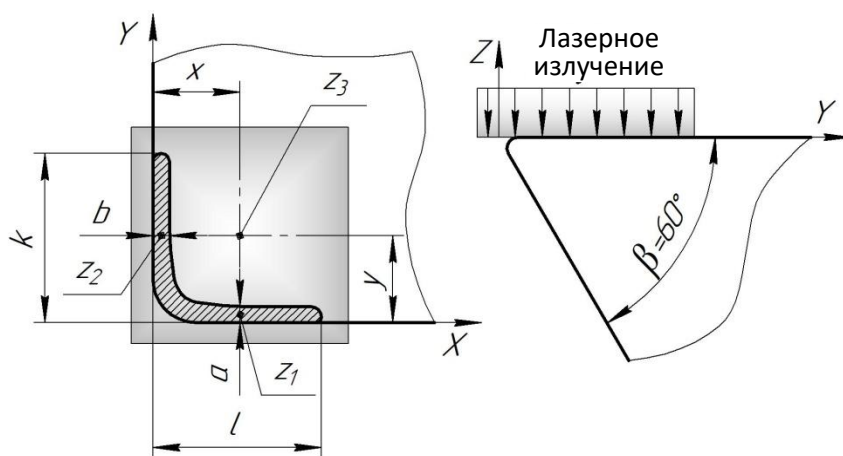


Рис. 1. Расположения пятна лазерной обработки относительно вершины режущего клина инструмента и измеряемые параметры: l , a и k , b – длина и ширина упрочненной зоны вдоль главной и вспомогательной режущих кромок соответственно; z – глубина упрочненной зоны ($1, 2, 3$ – места замера глубины). Значения k и l определяют расстояние от начала системы координат до края упрочненной зоны на кромках режущего клина

Fig. 1. Laser treatments spot location with respect of a tool cutting wedge tip and measured parameters: l , a and k , b – the length and width of a hardened area along the main and minor cutting edges respectively; z – hardened area depth ($1, 2, 3$ – depth measurement points). K and l values govern the distance from the coordinate origin to the hardened zone border on the tool wedges

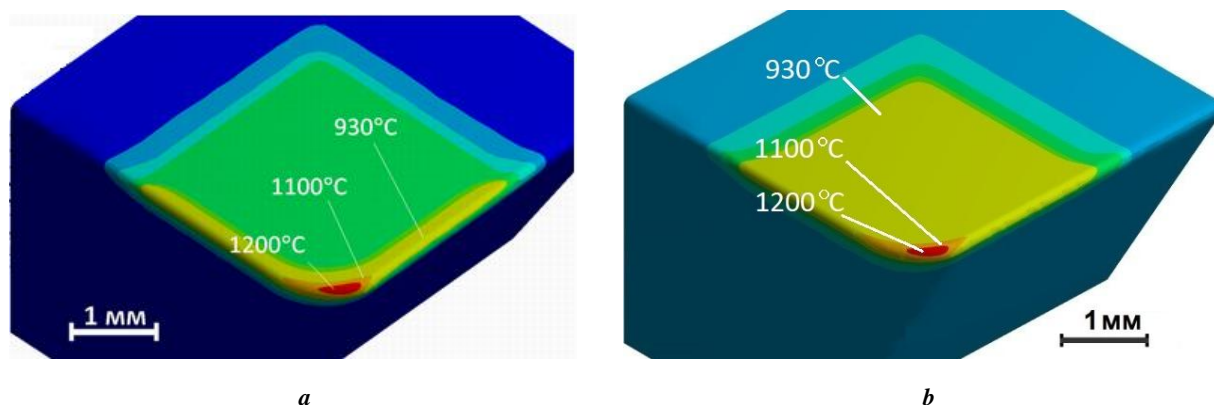


Рис. 2. Распределение температуры на передней поверхности инструмента в области вершины:

a – при моноимпульсной обработке [21] ($x=1,5$ мм, $y=1,6$ мм);

b – при лазерной обработке по схеме № 1 после 16-го импульса

Fig. 2. Temperature distribution on the tool front surface in the tip area:

a – at monopulse treatment [21] ($x=1.5$ mm, $y=1.6$ mm);

b – at laser treatment according to scheme No. 1 after the sixteenth pulse signal

расположения пятен ЛО на передней поверхности резца в области его вершины.

Схема 1. Многократное облучение. Положение центра пятна ЛО ($x=1,5$ мм, $y=1,6$ мм) в процессе обработки не меняется и, как уже отмечалось, является оптимальным при моноимпульсной обработке. Число импульсов изменялось от 1 до 16. Распределение температуры в области вершины резца на его передней поверхности показано на рис. 2 б. Глубина зоны упрочнения здесь и далее рассчитывалась как глубина опускания изотермы 930 °С при обработке стали Р18 [20] для режимов ЛО, исключающих оплавление поверхности.

Схема 2. Попеременное перемещение пятна ЛО вдоль режущих кромок.

Первый импульс: координаты центра пятна: $x=1,5$ мм, $y=1,6$ мм совпадают с оптимальным положением центра пятна ЛО для моноимпульсной обработки. При этом, как и раньше, на поверхности ЗЛВ температура не превышает температуру плавления для стали Р18, равную 1260 °С.

Второй импульс: пятно смещается на 0,8 мм вдоль главной режущей кромки относительно оптимального положения. Координаты центра пятна: $x=2,3$ мм, $y=1,6$ мм. При таком положении пятна ЛО зона упрочнения на поверхности инструмента в области его вершины характеризуется величинами, приведенными в таблице 1.

Третий импульс: пятно смещается на 0,8 мм вдоль вспомогательной режущей кромки относительно

Таблица 1. Параметры зоны упрочнения при лазерной обработке по схеме № 2
Table 1. Hardening zone parameters at laser treatment according to scheme No. 2

<i>a</i> , мм	<i>b</i> , мм	<i>l</i> , мм	<i>k</i> , мм	<i>z</i> ₁ , мкм	<i>z</i> ₂ , мкм	<i>z</i> ₃ , мкм	Плотность мощности, Вт/м ²
после 2-го импульса							
2,94	3,74	3,83	0	119	0	27	1,870·10 ⁸
после 3-го импульса							
3,79	2,9	0	2,9	0	99	23	1,768·10 ⁸
после 4-го импульса							
3,29	3,32	3,32	0	63	0	65	2,090·10 ⁸

Примечание. После 1-го импульса геометрические параметры зоны ЛО соответствуют характеристикам, достигаемым при оптимальном положении центра пятна при моноимпульсной обработке.

оптимального положения. Координаты центра пятна: $x=1,5$ мм, $y=2,4$ мм. Параметры зоны упрочнения после ЛО третьим импульсом приведены в таблице 1.

Четвертый импульс: пятно смещается по диагонали от оптимального положения на 0,3 мм вдоль главной и вспомогательной режущих кромок. Координаты центра пятна: $x=1,8$ мм, $y=1,9$ мм. Значения величин, характеризующих зону упрочнения после обработки четвертым импульсом, приведены в таблице 1. Распределение температуры на передней поверхности инструмента по окончании четвертого импульса показано на рис. 3.

Схема 3. Упрочнение реализуется последовательным смещением пятен обработки вдоль биссектрисы угла при вершине инструмента. Центр первого пятна ЛО, как и ранее, располагался в точке с координатами $x=1,5$ мм, $y=1,6$ мм. Было проанализировано несколько вариантов смещения центра пятна вдоль направления биссектрисы угла при вершине инструмента относительно центра предыдущего пятна и определены геометрические характеристики ЗЛВ:

– вариант 1: дополнительная двукратная ЛО со смещением каждого пятна относительно предыдущего на $\Delta=0,1$ мм;

– вариант 2: дополнительная двукратная ЛО со смещением каждого пятна относительно предыдущего на $\Delta=0,2$ мм;

– вариант 3: дополнительная двукратная ЛО со смещением каждого пятна относительно предыдущего на $\Delta=0,5$ мм;

– вариант 4: дополнительная четырехкратная ЛО со смещением каждого пятна относительно предыдущего на $\Delta=0,05$ мм.

Основные геометрические характеристики зоны ЛО при различных вариантах смещения центра пятна приведены в таблице 2.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

По данным КЭ-моделирования при схеме обработки № 1 максимальная глубина упрочнения на главной задней поверхности в точке z_1 достигает значения 103 мкм при длине зоны упрочнения вдоль главной режущей кромки $l=2,85$ мм, а на вспомогательной задней поверхности в точке z_2 – 87 мкм при длине зоны упрочнения вдоль вспомогательной режущей кромки $k=2,81$ мм (рис. 2 б). Однако на расстоянии от вершины вдоль

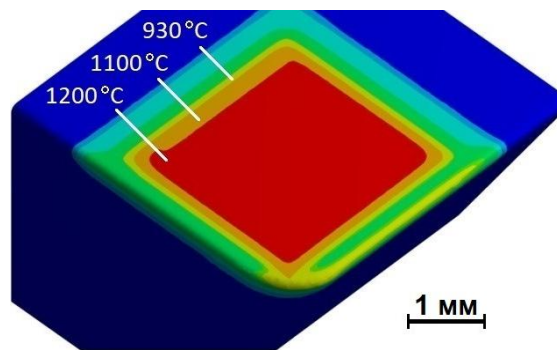


Рис. 3. Распределение температуры на передней поверхности инструмента в области вершины по окончании четвертого импульса лазерной обработки при схеме обработки № 2
Fig. 3. Temperature distribution on the tool front surface in the tip area at the end of the fourth pulse signal of laser treatment according to scheme No. 2

Таблица 2. Ключевые характеристики процесса лазерной обработки по схеме № 3
Table 2. Key characteristics of the laser treatment process according to scheme No. 3

№ варианта ЛО	Плотность мощности, $\times 10^8$ Вт/м ²	Геометрические характеристики зоны ЛО			
		<i>l</i> , мм	<i>k</i> , мм	<i>a</i> ** , мм	<i>b</i> ** , мм
1	1 импульс – 1,563 2 импульс – 1,600 3 импульс – 1,790	2,93	2,94	0,23+2,9	0,23+2,90
2	1 импульс – 1,563 2 импульс – 1,830 3 импульс – 2,150	2,91	2,92	0,23+3,17	0,23+3,17
3	1 импульс – 1,563 2 импульс – 2,105 3 импульс – 2,130	2,85	2,88	0,23+3,17	0,23+3,17
4	1 импульс – 1,563 2 импульс – 1,556 3 импульс – 1,560 4 импульс – 1,600 5 импульс – 1,710	2,95	2,94	0,23+2,9	0,23+2,90

* Значения величин $z_1=53$ мкм и $z_2=66$ мкм для всех вариантов ЛО в основном совпадают с соответствующими значениями, характерными для моноимпульсной обработки.

** Знак «+» в приведенном значении ширины упрочненной зоны вдоль обеих рассматриваемых режущих кромок означает наличие составной зоны упрочнения с неупрочненным участком между зонами упрочнения (см., например, рис. 5).

биссектрисы угла при вершине, превышающем 220 мкм, глубина упрочнения резко падает и в центре пятна ЛО в точке z_3 составляет не более 12 мкм. Многократная ЛО при схеме упрочнения № 1 проводится при постепенном уменьшении плотности мощности ЛИ от $1,56 \cdot 10^8$ Вт/м² для 1-го импульса до $1,12 \cdot 10^8$ Вт/м² для 16-го импульса.

При импульсной ЛО с перекрытием по схеме № 2 на передней поверхности инструмента в области его вершины образуется зона, представляющая собой суперпозицию геометрических образов всех зон ЛО по окончании действия 4-го импульса. В этом случае ее вид показан на рис. 4.

Согласно результатам КЭ-моделирования при такой схеме обработки обеспечиваются следующие параметры зоны упрочнения:

- максимальная глубина на передней режущей кромке – 119 мкм;
- максимальная глубина на вспомогательной режущей кромке – 99 мкм;
- глубина в центре пятна – 65 мкм;
- протяженность вдоль главной режущей кромки – 3,83 мм;
- протяженность вдоль вспомогательной режущей кромки – 3,79 мм.

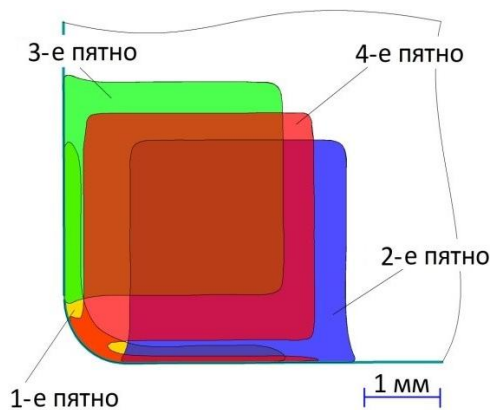


Рис. 4. Внешний вид поверхности зоны лазерного воздействия как суперпозиции четырех импульсов при обработке по схеме № 2

Fig. 4. Surface appearance of the laser impingement point as the superposition of four pulse signals when processing according to scheme No. 2

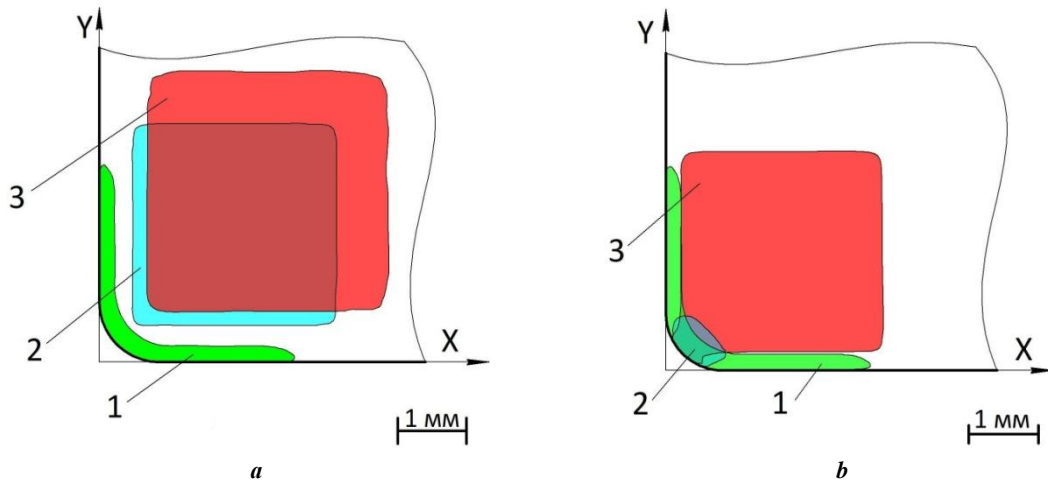


Рис. 5. Вид поверхности зоны упрочнения в области вершины после лазерной обработки по схеме № 3: *a* – $\Delta=0,5$ мм; *b* – $\Delta=0,1$ мм (цифрами 1, 2, 3 обозначены участки поверхности зоны лазерного воздействия после лазерной обработки одним, двумя и тремя импульсами соответственно)

Fig. 5. View of the hardening zone surface in the tip area after laser treatment according to scheme No. 3: *a* – $\Delta=0.5$ mm; *b* – $\Delta=0.1$ mm (figures 1, 2, and 3 indicate the areas of the laser impingement zone after laser treatment by one, two, and three pulse signals respectively)

Для схемы ЛО № 3 наиболее существенными отличиями для рассмотренных вариантов являются наличие упрочненной зоны в центре пятна глубиной $z_3=28\text{--}30$ мкм для вариантов 1 и 4 из таблицы 2 и наличие упрочненной зоны глубиной $z_3=60\text{--}66$ мкм для вариантов 2 и 3 из таблицы 2. Это существенно больше, чем при многократной обработке, и сравнимо с глубиной упрочнения в центре пятна при лазерной обработке по схеме № 2, где $z_3=65$ мкм.

Однако такая схема обработки приводит к появлению неупрочненных участков в направлении от режущих кромок к центру пятна (рис. 5). Причем размер этих участков увеличивается с ростом величины смещения вдоль биссектрисы угла при вершине. Например, при удалении в направлении оси *X* от вспомогательной режущей кромки их ширина составляет 260 мкм при смещении $\Delta=0,5$ мм (рис. 5 а), 27 мкм при смещении $\Delta=0,2$ мм, при смещении $\Delta=0,1$ мм ширина неупрочненной зоны не более 20 мкм (рис. 5 б) и при смещении $\Delta=0,05$ мм – 6 мкм. Такая конфигурация зон упрочнения (рис. 5) на поверхности ЗЛВ делает невозможным использование схемы № 3 для упрочнения вершины режущего клина инструмента. Неоднородность температуры по глубине ЗЛВ приводит не только к неоднородности глубины ЗЛВ, но и к неоднородности структуры и свойств зоны обработки по глубине [22]. Эти факторы обуславливают снижение надежности и долговечности инструмента.

Как уже отмечалось, при данной схеме обработки значения глубины ЗЛВ сравнимы с глубиной, наблюдаемой при ЛО по схеме № 2. Однако данный вариант организации расположения пятен ЛО неприемлем для обработки вершины режущего клина инструмента из-за наличия вдоль режущих кромок неупрочненных участков, находящихся от них на удалении 0,2–0,3 мм (рис. 5).

Итак, сравнение результатов КЭ-моделирования импульсной ЛО вершины режущего клина инструмента

показывает, что по критерию обеспечения наибольшей глубины упрочнения оптимальной является схема обработки, при которой пятно ЛО попеременно перемещается вдоль режущих кромок в области вершины.

ВЫВОДЫ

1. С использованием конечно-элементного моделирования при анализе температурного поля при импульсной лазерной обработке области около вершины режущего клина инструмента рассмотрено три способа организации расположения пятен лазерной обработки на передней поверхности резца в области его вершины.

2. Установлено, что по критерию обеспечения максимальной глубины упрочнения оптимальной является схема упрочнения, заключающаяся в попеременном перемещении пятна лазерной обработки вдоль режущих кромок в области вершины инструмента. В этом случае максимальная глубина у передней режущей кромки составляет 119 мкм, на вспомогательной режущей кромке – 99 мкм, а в центре пятна – 65 мкм, что превосходит аналогичные характеристики остальных рассмотренных вариантов лазерной обработки вершины режущего клина инструмента.

3. Результаты расчета оптимальных режимов и схемы лазерной обработки вершины режущего клина инструмента могут быть использованы при проектировании процесса лазерного упрочнения и при автоматизации процесса упрочнения лезвийного инструмента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Handbook of Laser Materials Processing / eds. J.F. Ready, D.F. Farson, T. Feeley. Berlin: Springer, 2001. 715 p.
2. Advances in laser materials processing: technology, research and applications / ed. J.R. Lawrence. USA: Elsevier Science, 2017. 802 p.

3. Handbook of Laser Technology and Applications. Vol. 3: Applications / eds. C. Webb, J.D.C. Jones. USA: CRC Press, 2020. 1167 p.
4. Zohuri B. Thermal Effects of High Power Laser Energy on Materials. USA: Springer, 2021. 420 p.
5. Dobrzański L., Dobrzańska-Danikiewicz A. Applications of Laser Processing of Materials in Surface Engineering in the Industry 4.0 Stage of the Industrial Revolution // Materials Performance and Characterization. 2019. Vol. 8. № 6. P. 1091–1129. DOI: [10.1520/MPC20190203](https://doi.org/10.1520/MPC20190203).
6. Гладуш Г.Г., Смуров И.Ю. Физические основы лазерной обработки материалов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2017. 592 с.
7. Klocke F., Beck T., Hoppe S., Krieg T., Muller N., Nothe T., Raedt H.W., Sweeney K. Examples of FEM application in manufacturing technology // Journal of Materials Processing Technology. 2002. Vol. 120. № 1-3. P. 450–457. DOI: [10.1016/S0924-0136\(01\)01210-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)01210-9).
8. Криворучко Д.В., Залогова В.А. Моделирование процессов резания методом конечных элементов: методологические основы. Сумы: Университетская книга, 2012. 496 с.
9. Roy S., Zhao J.N., Shrotriya P., Sundararajan S. Effect of laser treatment parameters on surface modification and tribological behavior of AISI 8620 steel // Tribology International. 2017. Vol. 112. P. 94–102. DOI: [10.1016/j.triboint.2017.03.036](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.03.036).
10. Dunaj P., Marchelek K., Chodźko M. Application of the finite element method in the milling process stability diagnosis // Journal of Theoretical and Applied Mechanics. 2019. Vol. 57. № 2. P. 353–367. DOI: [10.15632/jtam-pl/104589](https://doi.org/10.15632/jtam-pl/104589).
11. Peng Z.X., Li J., Yan P., Gao S.F., Zhang C.H., Wang X.B. Experimental and simulation research on micro-milling temperature and cutting deformation of heat-resistance stainless steel // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2018. Vol. 95. № 5-8. P. 2495–2508. DOI: [10.1007/s00170-017-1091-6](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1091-6).
12. Byun J.B., Lee H.J., Park J.B., Seo I.D., Joun M.S. Fully coupled finite element analysis of an automatic multi-stage cold forging process // Solid State Phenomena. 2020. Vol. 311 SSP. P. 88–93. DOI: [10.4028/www.scientific.net/SSP.311.88](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.311.88).
13. Muhsin N.M.B., Dhaher N.H. Finite Elements Analysis of Laser Cutting Process // NeuroQuantology. 2020. Vol. 18. № 5. P. 50–55. DOI: [10.14704/nq.2020.18.5.NQ20167](https://doi.org/10.14704/nq.2020.18.5.NQ20167).
14. Дьяченко Ю.В., Маковецкий А.В., Хитрых Е.Е. Численное моделирование процессов лазерной резки листовых авиационных материалов // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии: сборник научных трудов. Харьков: ХАИ, 2014. Вып. 63. С. 104–114.
15. Wu W., Liang N.G., Gan C.H., Yu G. Numerical investigation on laser transformation hardening with different temporal pulse shapes // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 200. № 8. P. 2686–2694. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2004.11.011](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.11.011).
16. Anusha E., Kumar A., Shariff S.M. Finite element analysis and experimental validation of high-speed laser surface hardening process // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2021. Vol. 115. № 7-8. P. 2403–2421. DOI: [10.1007/s00170-021-07303-z](https://doi.org/10.1007/s00170-021-07303-z).
17. Lyutikov Y.A., Lyuchter A.B., Korobov M.A. The influence of laser hardening on the performance of steel 30KHGSA by the finite elements method // Journal of Physics: Conference Series: III international conference on laser and plasma researches and technologies. 2017. Vol. 941. Article number 012041. DOI: [10.1088/1742-6596/941/1/012041](https://doi.org/10.1088/1742-6596/941/1/012041).
18. Fakir R., Barka N., Brousseau J., Caron-Guillemette G. Numerical Investigation by the Finite Difference Method of the Laser Hardening Process Applied to AISI-4340 // Journal of Applied Mathematics and Physics. 2018. Vol. 6. № 10. P. 2087–2106. DOI: [10.4236/jamp.2018.610176](https://doi.org/10.4236/jamp.2018.610176).
19. Lu X., Lin X., Chiumenti M., Cervera M., Li J., Ma I., Wei L., Hu Y., Huang W. Finite element analysis and experimental validation of the thermomechanical behavior in laser solid forming of Ti-6Al-4V // Additive Manufacturing. 2018. Vol. 21. P. 30–40. DOI: [10.1016/j.addma.2018.02.003](https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.02.003).
20. Ярьско С.И., Горяинов Д.С. Формирование температурного поля в режущем клине инструмента при импульсной упрочняющей лазерной обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 7. С. 30–36.
21. Yaresko S.I. Finite-Element Modeling in the Technology of Hardening Laser Processing of a Metal-Cutting Tool // Journal of Engineering Physics and Thermophysics. 2019. Vol. 92. № 2. P. 314–325. DOI: [10.1007/s10891-019-01935-5](https://doi.org/10.1007/s10891-019-01935-5).
22. Ярьско С.И., Михеев П.А., Каковкина Н.Г. Обеспечение равномерного распределения интенсивности лазерного излучения при импульсной термообработке с помощью неустойчивого резонатора // Физика и химия обработки материалов. 2000. № 6. С. 19–25.

REFERENCES

1. Ready J.F., Farson D.F., Feeley T., eds. *Handbook of Laser Materials Processing*. Berlin, Springer Publ., 2001. 715 p.
2. Lawrence J.R., ed. *Advances in laser materials processing: technology, research and applications*. USA, Elsevier Science Publ., 2017. 802 p.
3. Webb C., Jones J.D.C., eds. *Handbook of Laser Technology and Applications. Vol. 3: Applications*. USA, CRC Press Publ., 2020. 1167 p.
4. Zohuri B. *Thermal Effects of High Power Laser Energy on Materials*. USA, Springer Publ., 2021. 420 p.
5. Dobrzański L., Dobrzańska-Danikiewicz A. Applications of Laser Processing of Materials in Surface Engineering in the Industry 4.0 Stage of the Industrial Revolution. *Materials Performance and Characterization*, 2019, vol. 8, no. 6, pp. 1091–1129. DOI: [10.1520/MPC20190203](https://doi.org/10.1520/MPC20190203).
6. Gladush G.G., Smurov I.Yu. *Fizicheskie osnovy lazernoy obrabotki materialov* [Principal physics of laser treatment of materials]. Moscow, FIZMATLIT Publ., 2017. 592 p.
7. Klocke F., Beck T., Hoppe S., Krieg T., Muller N., Nothe T., Raedt H.W., Sweeney K. Examples of FEM application in manufacturing technology. *Journal of*

- Materials Processing Technology*, 2002, vol. 120, no. 1-3, pp. 450–457. DOI: [10.1016/S0924-0136\(01\)01210-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)01210-9).
8. Krivoruchko D.V., Zaloga V.A. *Modelirovanie protsessov rezaniya metodom konechnykh elementov: metodologicheskie osnovy* [Cutting processes simulation by the finite elements method: methodological foundations]. Sumy, Universitetskaya kniga Publ., 2012. 496 p.
 9. Roy S., Zhao J.N., Shrotriya P., Sundararajan S. Effect of laser treatment parameters on surface modification and tribological behavior of AISI 8620 steel. *Tribology International*, 2017, vol. 112, pp. 94–102. DOI: [10.1016/j.triboint.2017.03.036](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.03.036).
 10. Dunaj P., Marchelek K., Chodźko M. Application of the finite element method in the milling process stability diagnosis. *Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2019, vol. 57, no. 2, pp. 353–367. DOI: [10.15632/jtam-pl/104589](https://doi.org/10.15632/jtam-pl/104589).
 11. Peng Z.X., Li J., Yan P., Gao S.F., Zhang C.H., Wang X.B. Experimental and simulation research on micro-milling temperature and cutting deformation of heat-resistance stainless steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 95, no. 5-8, pp. 2495–2508. DOI: [10.1007/s00170-017-1091-6](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1091-6).
 12. Byun J.B., Lee H.J., Park J.B., Seo I.D., Joun M.S. Fully coupled finite element analysis of an automatic multi-stage cold forging process. *Solid State Phenomena*, 2020, vol. 311 SSP, pp. 88–93. DOI: [10.4028/www.scientific.net/SSP.311.88](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.311.88).
 13. Muhsin N.M.B., Dhaher N.H. Finite Elements Analysis of Laser Cutting Process. *NeuroQuantology*, 2020, vol. 18, no. 5, pp. 50–55. DOI: [10.14704/nq.2020.18.5.NQ20167](https://doi.org/10.14704/nq.2020.18.5.NQ20167).
 14. Dyachenko Yu.V., Makovetskiy A.V., Khitrykh E.E. Numerical modeling of the processes of laser cutting of sheet aircraft materials. *Otkrytye informatsionnye i kompyuternye integrirovannye tekhnologii: sbornik nauchnykh trudov*. Kharkov, KhAI Publ., 2014. Vyp. 63, pp. 104–114.
 15. Wu W., Liang N.G., Gan C.H., Yu G. Numerical investigation on laser transformation hardening with different temporal pulse shapes. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 200, no. 8, pp. 2686–2694. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2004.11.011](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.11.011).
 16. Anusha E., Kumar A., Shariff S.M. Finite element analysis and experimental validation of high-speed laser surface hardening process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 115, no. 7-8, pp. 2403–2421. DOI: [10.1007/s00170-021-07303-z](https://doi.org/10.1007/s00170-021-07303-z).
 17. Lyutikov Y.A., Lyuchter A.B., Korobov M.A. The influence of laser hardening on the performance of steel 30KHGSA by the finite elements method. *Journal of Physics: Conference Series: III international conference on laser and plasma researches and technologies*, 2017, vol. 941, article number 012041. DOI: [10.1088/1742-6596/941/1/012041](https://doi.org/10.1088/1742-6596/941/1/012041).
 18. Fakir R., Barka N., Brousseau J., Caron-Guillemette G. Numerical Investigation by the Finite Difference Method of the Laser Hardening Process Applied to AISI-4340. *Journal of Applied Mathematics and Physics*, 2018, vol. 6, no. 10, pp. 2087–2106. DOI: [10.4236/jamp.2018.610176](https://doi.org/10.4236/jamp.2018.610176).
 19. Lu X., Lin X., Chiumenti M., Cervera M., Li J., Ma I., Wei L., Hu Y., Huang W. Finite element analysis and experimental validation of the thermomechanical behavior in laser solid forming of Ti-6Al-4V. *Additive Manufacturing*, 2018, vol. 21, pp. 30–40. DOI: [10.1016/j.addma.2018.02.003](https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.02.003).
 20. Yaresko S.I., Goryainov D.S. Formation of a temperature field in a cutting wedge of the tool at pulse laser hardening. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2012, no. 7, pp. 30–36.
 21. Yaresko S.I. Finite-Element Modeling in the Technology of Hardening Laser Processing of a Metal-Cutting Tool. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2019, vol. 92, no. 2, pp. 314–325. DOI: [10.1007/s10891-019-01935-5](https://doi.org/10.1007/s10891-019-01935-5).
 22. Yaresko S.I., Mikheev P.A., Kakovkina N.G. Guarantee of uniformity of laser radiation intensity through the beam cross section in the process of pulsed heat treatment with the help of unstable resonator. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 2000, no. 6, pp. 19–25.

Optimal scheme of laser hardening of a tool wedge tip

© 2021

Sergey I. Yaresko*^{1,2,3}, Doctor of Sciences (Engineering),
Head of the Laboratory of Laser-Induced Processes,
professor of Chair “Mechanical Engineering Technology, Machines and Tools”
Sergey N. Balakirov¹, engineer

¹Samara Branch of P.N. Lebedev Physical Institute of the Russian Academy of Sciences, Samara (Russia)

²Samara State Technical University, Samara (Russia)

*E-mail: yarsi54@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5299-886X>

Abstract: Laser heat treatment is one of the effective methods to improve the operational characteristics of metal-cutting tools. In the practice of laser hardening, there are several methods to select treatment mode: experimental, calculated, and according to reference data. The finite element method is promising for estimating the treatment zone parameters, and its application is the most in-demand for calculating the temperature field of a geometrically complex tool. When organizing the hardening process, the selection and setting of processing modes for the cutting wedge tip are the most difficult. In this regard, the solution for the multifactorial problem of optimizing the hardening scheme of an area near the tool tip is relevant when designing and automating the process of blade tool laser hardening. Using the finite element method in the ANSYS Workbench software, the authors carried out the numerical experiments to optimize the laser hardening scheme of the tool cutting wedge tip on the example of an instrument with a wedge angle equal to 60°. The paper consi-

ders three variants of the hardening scheme. The first variant is the implementation of multiple processing of an area adjacent to the tool tip. The second one consists of alternate movement of laser treatment spots along the cutting edges within the tool tip area. According to the third variant, the treatment spots were sequentially located along the bisector of an angle at the tool tip. The study showed that, according to the maximum depth criterion, an optimal hardening scheme is a scheme, which consists of alternate movement of laser treatment spots along the cutting edges in the tool tip area. In this case, the hardening zone characteristics are ensured that exceed similar values describing the hardening zone for other laser treatment options for the tool cutting wedge tip.

Keywords: laser hardening; modeling; finite element method; cutter tip; laser treatment; laser impingement point; laser treatment spot.

For citation: Yaresko S.I., Balakirov S.N. Optimal scheme of laser hardening of a tool wedge tip. *Frontier Materials & Technologies*, 2021, no. 4, pp. 98–106. DOI: 10.18323/2782-4039-2021-4-98-106.

НАШИ АВТОРЫ

Балакиров Сергей Николаевич, инженер.

Адрес: Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева Российской академии наук, 443011, Россия, г. Самара, ул. Ново-Садовая, 221.

E-mail: s.Balakirov@yandex.ru

Березовская Вера Владимировна, доктор технических наук, профессор.

Адрес: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19.

E-mail: ber6141@yandex.ru

Волкова Елена Георгиевна, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории механических свойств.

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: volkova@imp.uran.ru

Гращенко Александр Сергеевич, младший научный сотрудник.

Адрес: Институт проблем машиноведения Российской академии наук, 199178, Россия, г. Санкт-Петербург, Большой проспект В. О., 61.

E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

Гузилова Любовь Игоревна, исполняющий обязанности младшего научного сотрудника.

Адрес: Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26.

E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

Гуткин Михаил Юрьевич, доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник.

Адрес: Институт проблем машиноведения Российской академии наук, 199178, Россия, г. Санкт-Петербург, Большой проспект В. О., 61.

E-mail: krasnitsky@inbox.ru

Дуб Алексей Владимирович, доктор технических наук, профессор,

заведующий кафедрой металлургии стали, новых производственных технологий и защиты металлов.

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 119991, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.

E-mail: Dub.av@misis.ru

Загibalова Елена Андреевна, инженер, студент.

Адрес 1: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, 634055, Россия, г. Томск, пр-т Академический, 2/4.

Адрес 2: Национальный исследовательский Томский политехнический университет, 634050, Россия, г. Томск, пр-т Ленина, 30.

E-mail: zagibalova-lena99@mail.ru

Исаков Евгений Григорьевич, магистрант.

Адрес: Пензенский государственный университет, 440026, Россия, г. Пенза, ул. Красная, 40.

E-mail: metal@pnzgu.ru

Киреев Сергей Юрьевич, доктор технических наук, доцент,

декан факультета машиностроения и транспорта.

Адрес: Пензенский государственный университет, 440026, Россия, г. Пенза, ул. Красная, 40.

E-mail: dit@pnzgu.ru

Колесникова Анна Львовна, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник.

Адрес: Институт проблем машиноведения Российской академии наук, 199178, Россия, г. Санкт-Петербург, Большой проспект В. О., 61.

E-mail: krasnitsky@inbox.ru

Корольков Андрей Олегович, магистрант.

Адрес: Пензенский государственный университет,

440026, Россия, г. Пенза, ул. Красная, 40.

E-mail: metal@pnzgu.ru

Красницкий Станислав Андреевич, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник.

Адрес: Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29.

E-mail: krasnitsky@inbox.ru

Лучко Сергей Николаевич, младший научный сотрудник лаборатории механических свойств.

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,

620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: serojaluchko@gmail.com

Майер Галина Геннадьевна, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник.

Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,

634055, Россия, г. Томск, пр-т Академический, 2/4.

E-mail: galinazg@yandex.ru

Макаров Алексей Викторович, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории конструкционного материаловедения, заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств.

Адрес 1: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,

620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

Адрес 2: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,

620108, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: av-mak@yandex.ru

Макарова Екатерина Александровна, аспирант.

Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

119991, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.

E-mail: Dub.av@misis.ru

Меркушкин Евгений Анатольевич, кандидат технических наук, доцент.

Адрес: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,

620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19.

E-mail: evgenmerk89@mail.ru

Москвина Валентина Александровна, младший научный сотрудник, аспирант.

Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,

634055, Россия, г. Томск, пр-т Академический, 2/4.

E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Николаев Владимир Иванович, кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией, ведущий научный сотрудник.

Адрес: Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,

194021, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26.

E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

Попов Игорь Павлович, кандидат технических наук, старший преподаватель.

Адрес: Курганский государственный университет,

640020, Россия, г. Курган, ул. Советская, 63/4.

E-mail: ip.popow@yandex.ru

Розен Андрей Андреевич, аспирант.

Адрес: Пензенский государственный университет,

440026, Россия, г. Пенза, ул. Красная, 40.

E-mail: metal@pnzgu.ru

Розен Андрей Евгеньевич, доктор технических наук, профессор,
заведующий кафедрой «Сварочное, литейное производство и материаловедение».
Адрес: Пензенский государственный университет,
440026, Россия, г. Пенза, ул. Красная, 40.
E-mail: metal@pnzgu.ru

Романов Алексей Евгеньевич, доктор физико-математических наук, профессор.
Адрес: Университет ИТМО,
197101, Россия, г. Санкт-Петербург, Кронверкский пр-т, д. 49, лит. А.
E-mail: krasnitsky@inbox.ru

Сафонов Иван Александрович, кандидат технических наук, доцент.
Адрес: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
119991, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.
E-mail: safonov@misis.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, 14.
E-mail: vladimir.sidorov.2012@list.ru

Скoryнина Полина Андреевна, младший научный сотрудник.
Адрес: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.
E-mail: polina.skorynina@mail.ru

Соболева Наталья Николаевна, кандидат технических наук, старший научный сотрудник.
Адрес: Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.
E-mail: natashasoboleva@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, 14.
E-mail: mitya.sovetkin@yandex.ru

Старикова Ульяна Сергеевна, младший научный сотрудник.
Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.
E-mail: ulstar97@mail.ru

Харанжевский Евгений Викторович, доктор технических наук, профессор,
заведующий лабораторией.
Адрес: Удмуртский государственный университет,
426034, Россия, г. Ижевск, ул. Университетская, 1.
E-mail: ulstar97@mail.ru

Чекан Николай Михайлович, кандидат физико-математических наук,
заведующий лабораторией наноматериалов и ионно-плазменных процессов.
Адрес: Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
220141, Беларусь, г. Минск, ул. Академика Купревича, 10.
E-mail: chekan@phti.by

Ярьсько Сергей Игоревич, доктор технических наук, заведующий лабораторией лазерно-индуцированных процессов, профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты».
Адрес 1: Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева Российской академии наук,
443011, Россия, г. Самара, ул. Ново-Садовая, 221.
Адрес 2: Самарский государственный технический университет,
443100, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244.
E-mail: yarsi54@gmail.com

OUR AUTHORS

Balakirov Sergey Nikolaevich, engineer.

Address: Samara Branch of P.N. Lebedev Physical Institute of the Russian Academy of Sciences, 443011, Russia, Samara, Novo-Sadovaya Street, 221.

E-mail: s.Balakirov@yandex.ru

Berezovskaya Vera Vladimirovna, Doctor of Sciences (Engineering), Professor.

Address: Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 620002, Russia, Yekaterinburg, Mira Street, 19.

E-mail: ber6141@yandex.ru

Chekan Nikolay Mikhailovich, PhD (Physics and Mathematics),

Head of laboratory of nanomaterials and ion-plasma processes.

Address: Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus, 220141, Belarus, Minsk, Akademika Kuprevicha Street, 10.

E-mail: chekan@phti.by

Dub Aleksey Vladimirovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

Head of Chair of Steel Metallurgy, Advanced Production Technologies, and Metal Protection.

Address: National University of Science and Technology MISIS, 119991, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.

E-mail: Dub.av@misis.ru

Grashchenko Aleksandr Sergeevich, junior researcher.

Address: Institute of Problems of Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences, 199178, Russia, St. Petersburg, Bolshoy Prospekt of Vasilyevsky Island, 61.

E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

Gutkin Mikhail Yurievich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), chief researcher.

Address: Institute of Problems of Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences, 199178, Russia, St. Petersburg, Bolshoy Prospekt of Vasilyevsky Island, 61.

E-mail: krasnitsky@inbox.ru

Guzilova Lyubov Igorevna, acting junior researcher.

Address: Ioffe Physical-Technical Institute of the Russian Academy of Sciences, 194021, Russia, St. Petersburg, Polytechnicheskaya Street, 26.

E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

Isakov Evgeny Grigorievich, graduate student.

Address: Penza State University, 440026, Russia, Penza, Krasnaya Street, 40.

E-mail: metal@pnzgu.ru

Kharanzhevsky Evgeny Viktorovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of Laboratory.

Address: Udmurt State University, 426034, Russia, Izhevsk, Universitetskaya Street, 1.

E-mail: ulstar97@mail.ru

Kireev Sergey Yurievich, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor,

Dean of Faculty of Mechanical Engineering and Transport.

Address: Penza State University, 440026, Russia, Penza, Krasnaya Street, 40.

Email: dit@pnzgu.ru

Kolesnikova Anna Lvovna, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), leading researcher.

Address: Institute of Problems of Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences, 199178, Russia, St. Petersburg, Bolshoy Prospekt of Vasilyevsky Island, 61.

E-mail: krasnitsky@inbox.ru

Korolkov Andrey Olegovich, graduate student.

Address: Penza State University, 440026, Russia, Penza, Krasnaya Street, 40.

E-mail: metal@pnzgu.ru

Krasnitsky Stanislav Andreevich, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher.

Address: Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
195251, Russia, St. Petersburg, Polytechnicheskaya Street, 29.
E-mail: krasnitsky@inbox.ru

Luchko Sergey Nikolaevich, junior researcher of Laboratory of Mechanical Properties.

Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.
E-mail: serojaluchko@gmail.com

Makarov Aleksey Viktorovich, corresponding member of RAS, Doctor of Sciences (Engineering),
chief researcher of the Laboratory of Constructional Materials Science,

Head of the Department of Materials Science and the Laboratory of Mechanical Properties.

Address 1: Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34
Address 2: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
620108, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.
E-mail: av-mak@yandex.ru

Makarova Ekaterina Aleksandrovna, postgraduate student.

Address: National University of Science and Technology MISIS,
119991, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.
E-mail: Dub.av@misis.ru

Mayer Galina Gennadijevna, PhD (Physics and Mathematics), researcher.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskyy Prospekt, 2/4.
E-mail: galinazg@yandex.ru

Merkushkin Evgeny Anatolievich, PhD (Engineering), Associate Professor.

Address: Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,
620002, Russia, Yekaterinburg, Mira Street, 19.
E-mail: evgenmerk89@mail.ru

Moskvina Valentina Aleksandrovna, junior researcher, postgraduate student.

Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademicheskyy Prospekt, 2/4.
E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Nikolaev Vladimir Ivanovich, PhD (Physics and Mathematics), Head of Laboratory, leading researcher.

Address: Ioffe Physical-Technical Institute of the Russian Academy of Sciences,
194021, Russia, St. Petersburg, Polytechnicheskaya Street, 26.
E-mail: luba-guzilova@yandex.ru

Popov Igor Pavlovich, PhD (Engineering), senior lecturer.

Address: Kurgan State University,
640020, Russia, Kurgan, Sovetskaya Street, 63/4.
E-mail: ip.popov@yandex.ru

Romanov Aleksey Evgenievich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor.

Address: ITMO University,
197101, Russia, St. Petersburg, Kronverksky Prospekt, 49, building A.
E-mail: krasnitsky@inbox.ru

Rozen Andrey Andreevich, postgraduate student.

Address: Penza State University,
440026, Russia, Penza, Krasnaya Street, 40.
E-mail: metal@pnzgu.ru

Rozen Andrey Evgenievich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
Head of Chair "Welding, Foundry Engineering, and Materials Science".

Address: Penza State University,
440026, Russia, Penza, Krasnaya Street, 40.
E-mail: metal@pnzgu.ru

Safonov Ivan Aleksandrovich, PhD (Engineering), Associate Professor.
Address: National University of Science and Technology MISIS,
119991, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.
E-mail: safonov@misis.ru

Sidorov Vladimir Petrovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: vladimir.sidorov.2012@list.ru

Skorynina Polina Andreevna, junior researcher.
Address: Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.
E-mail: polina.skorynina@mail.ru

Soboleva Natalya Nikolaevna, PhD (Engineering), senior researcher.
Address: Institute of Engineering Science of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.
E-mail: natashasoboleva@list.ru

Sovetkin Dmitry Eduardovich, senior lecturer of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes”.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: mitya.sovetkin@yandex.ru

Starikova Ulyana Sergeevna, junior researcher.
Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.
E-mail: ulstar97@mail.ru

Volkova Elena Georgievna, PhD (Physics and Mathematics),
senior researcher of Laboratory of Mechanical Properties.
Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
620990, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.
E-mail: volkova@imp.uran.ru

Yaresko Sergey Igorevich, Doctor of Sciences (Engineering),
Head of the Laboratory of Laser-Induced Processes,
professor of Chair “Mechanical Engineering Technology, Machines and Tools”.
Address 1: Samara Branch of P.N. Lebedev Physical Institute of the Russian Academy of Sciences,
443011, Russia, Samara, Novo-Sadovaya Street, 221.
Address 2: Samara State Technical University,
443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya Street, 244.
E-mail: yarsi54@gmail.com

Zagibalova Elena Andreevna, engineer, student.
Address 1: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
634055, Russia, Tomsk, Akademichesky Prospekt, 2/4.
Address 2: National Research Tomsk Polytechnic University,
634050, Russia, Tomsk, Lenin Prospekt, 30.
E-mail: zagibalova-lena99@mail.ru

На обложке: Микрофотография порошка для наплавки марки ПГ-СР2, класс «ОМ» (ГОСТ 21448-75). Химический состав, масс. %: 0,48 С; 2,9 Si; 2,6 Fe; 14,8 Cr; 2,1 В; остальное – Ni. Производитель: ООО НПК «РОСНАМИС». Автор фото: Н.Н. Соболева, кандидат технических наук, старший научный сотрудник (Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия).