

Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*



Editor-in-Chief: **Sergey V. Smirnov**
Deputy Editors-in-Chief: **Sergey V. Gladkovsky**
Deputy Editors-in-Chief: **Evgenii Yu. Prosviryakov**

Editorial Council

Anatoly A. Burenin (Russia)
Irina G. Goryacheva (Russia)
Janez Grum (Slovenia)
Mikhail P. Lebedev (Russia)
Leopold I. Leontiev (Russia)
Evgeny V. Lomakin (Russia)
Valery P. Matveenko (Russia)
Nikolay A. Makhutov (Russia)
Nikita F. Morozov (Russia)
Vladimir V. Moskvichev (Russia)
Sergey V. Panin (Russia)
Vasily M. Fomin (Russia)
Shao Wen-zhu (China)

Editorial Board

Boris V. Artemyev (Moscow)
Vladimir A. Bataev (Novosibirsk)
Ivan A. Bataev (Novosibirsk)
Aleksandr K. Belyaev (St.-Peterburg)
Sergey V. Burov (Ekaterinburg)
Vladimir O. Vaskovsky (Ekaterinburg)
Dmitry I. Vichuzhanin (Ekaterinburg)
Vladimir G. Degtyar (Miass)
Igor G. Emelyanov (Ekaterinburg)
Sergey M. Zadvorkin (Ekaterinburg)
Alexander G. Zalazinsky (Ekaterinburg)
Anatoly V. Konovalov (Ekaterinburg)
Vladimir N. Kostin (Ekaterinburg)
Tatyana P. Lyubimova (Perm)
Aleksey V. Makarov (Ekaterinburg)
Vladimir A. Mironov (Ekaterinburg)
Sergey A. Mikhaylov (Kazan)
Radik R. Mulyukov (Ufa)
Vitaly V. Muravyov (Izhevsk)
Aleksandr P. Nichipuruk (Ekaterinburg)
Oleg A. Plekhov (Perm)
Anna M. Povlotskaya (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)
Yulia V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)

Eelena E. Verstakova, editor of the English translation
Irina M. Tsiklina, editor of Russian texts
Anna V. Garieva, maker-up
Galina V. Torlopova, associate editor
Raul N. Shakirov, site admin

Postal address: Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
phone: +7 (343) 375-35-83,
fax: +7 (343) 374-53-30
e-mail: dream-journal@mail.ru
<http://dream-journal.org>

Главный редактор: Смирнов Сергей Витальевич, д.т.н.

Заместитель главного редактора: Сергей Викторович Гладковский, д.т.н.

Заместитель главного редактора: Евгений Юрьевич Просвирыков, д.ф.-м.н.

Редакционный совет:

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Горячева Ирина Георгиевна, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Грум Янез, Ph.D., (Республика Словения)

Лебедев Михаил Петрович, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)

Леонтьев Леопольд Игоревич, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Ломакин Евгений Викторович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Матвеев Валерий Павлович, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Махутов Николай Андреевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)

Морозов Никита Федорович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Москвичев Владимир Викторович, д.т.н. (Россия)

Панин Сергей Викторович, д.т.н. (Россия)

Фомин Василий Михайлович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

Артемьев Борис Викторович, д.т.н., (Москва)

Батаев Владимир Андреевич, д.т.н. (Новосибирск)

Батаев Иван Анатольевич, д.т.н. (Новосибирск)

Беляев Александр Константинович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н., (Санкт-Петербург)

Буров Сергей Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)

Васьковский Владимир Олегович, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Вичужанин Дмитрий Иванович, к.т.н. (Екатеринбург)

Дегтярь Владимир Григорьевич, академик РАН, д.т.н. (Миасс)

Емельянов Игорь Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Задворкин Сергей Михайлович, к.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Залазинский Александр Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Коновалов Анатолий Владимирович, д.т.н. (Екатеринбург)

Костин Владимир Николаевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Любимова Татьяна Петровна, д.ф.-м.н. (Пермь)

Макаров Алексей Викторович, член-корр. РАН, д.т.н. (Екатеринбург)

Миронов Владимир Александрович, д.м.н. (Екатеринбург)

Михайлов Сергей Анатольевич, член-корр. АН РТ, д.ф.-м.н., (Казань)

Мулюков Радик Рафикович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Уфа)

Муравьев Виталий Васильевич, д.т.н. (Ижевск)

Ничипурук Александр Петрович, д.т.н. (Екатеринбург)

Плехов Олег Анатольевич, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Пермь)

Поволоцкая Анна Моисеевна, к.т.н. (Екатеринбург)

Пугачева Наталья Борисовна, д.т.н. (Екатеринбург)

Пышминцев Игорь Юрьевич, д.т.н. (Челябинск)

Ринкевич Анатолий Брониславович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Саврай Роман Анатольевич, к.т.н. (Екатеринбург)

Смирнов Александр Сергеевич, к.т.н. (Екатеринбург)

Ульянов Александр Иванович, д.т.н. (Ижевск)

Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н. (Екатеринбург)

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык

Циклина Ирина Михайловна – редактор текста

Гариева Анна Валерьевна – верстальщик текста

Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора

Шакиров Рауль Нурувич, к.т.н. – администратор сайта журнала

Адрес редакции:

Россия, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34., ИМАШ УрО РАН

телефон: +7 (343) 375 35 83, факс +7 (343) 374-53-30

e-mail: dream-journal@mail.ru

<http://dream-journal.org>



CONTENTS

Dragoshanskii Yu. N., Pudov V. I. Magnetically active coatings for electrical materials	6
Druzhinin A. V. High-frequency electrodynamics and mechanics of anisotropic media	15
Nikolin Yu. V., Vichuzhanin D. I., Pugacheva N. B., Mezin F. I. Studying the adhesion strength of plasma powder metal coatings on the surface of graphite	23
Putilova E. A., Goruleva L. S., Zadvorkin S. M. Effect of friction treatment of the AISI 321 steel on changes in its hardness and magnetic characteristics	40
Soboleva N. N., Davydova N. A., and Makarov A. V. The effect of the multiplicity of frictional action on the micromechanical properties of NiCrBSi-coatings	50

СОДЕРЖАНИЕ

Драгошанский Ю. Н., Пудов В. И. Магнитоактивные покрытия для электротехнических материалов	6
Дружинин А. В. Высокочастотная электродинамика и механика анизотропных сред	15
Николин Ю. В., Вичужанин Д. И., Пугачева Н. Б., Мезин Ф. И. Исследование прочности сцепления плазменно-порошковых металлических покрытий на поверхности графита	23
Путилова Е. А., Горулева Л. С., Задворкин С. М. Влияние поверхностной фрикционной обработки на твердость и магнитные характеристики стали AISI 321	40
Соболева Н. Н., Давыдова Н. А., Макаров А. В. Влияние кратности фрикционного воздействия на микромеханические свойства NiCrBSi-покрытий	50

Received: 05.08.2022

Revised: 29.08.2022

Accepted: 30.09.2022

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.006-014

MAGNETICALLY ACTIVE COATINGS FOR ELECTRICAL MATERIALS

Yu. N. Dragoshanskii^{a)}, V. I. Pudov^{b)*}

*M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation*

^{a)}  <https://orcid.org/0000-0002-6401-4300>  drago@imp.uran.ru;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0003-3143-7195>  pudov@imp.uran.ru

*Corresponding author. E-mail: pudov@imp.uran.ru;

Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, Ekaterinburg, 620108, Russian Federation
Tel.: +7 (343) 378 36 94

The prospects of using nitride-oxide and magnesium phosphate electrical insulating coatings on thin strips of magnetically soft alloys based on silicon iron are considered. X-ray diffraction topography, powder figures, and magnetic measurements have shown that coatings create uniformly distributed tensile stresses in materials, increase uniaxial magnetic anisotropy, and reduce the volume of transversely magnetized domains and the width of longitudinally magnetized ones. This increases magnetic permeability and significantly decreases the coercive force, as well as eddy-current and total (by 20–25 %) magnetic losses. Tensile (magnetically active) coatings enhance the effect of subsequent thermomagnetic treatment of alloys.

Keywords: Fe-3%Si anisotropic alloy, crystal structure, coating, domains, magnetic properties.

Acknowledgments

The work was performed under a state assignment from the Russian Ministry of Education and Science, themes Magnet, No. 122021000034-9, and Diagnostics, No. 122021000030-1.

References

1. GOST 21427.1–83. Steel electrical cold-rolled anisotropic sheet. Moscow, Standards Publ., 1983, 17 p.
2. Puzhevich R.B., Tsyrlin M.B., Korzunin G.S. Influence of electrical insulating coatings on the properties of anisotropic electrical steel. *FMM*, 2006, vol. 102, pp. 366–375. DOI: 10.1134/S0031918X06100048.
3. Dragoshanskii Yu.N., Pudov V.I. Optimization by deformation effects of the structure and properties of Fe-Si alloys with different texture. *Letters on Materials*, 2018, 8 (1), pp. 66–70. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-66-70. (In Russian).
4. Dragoshanskii Yu.N., Korzunin G.S., Mel'nikov M.B., Pyatygin A.I., Chistyakov V.K. Effect of tensile stresses on the magnetic characteristics of modern anisotropic electrical-sheet steel. *The Physics of Metals and Metallography*, 2006, vol. 101, No. 4, pp. 329–335. DOI: 10.1134/S0031918X06040041.
5. Hubert A., Schäfer R. *Magnetic domains*, Berlin, Springer, 2009, 686 p.
6. Khanzhina T.A., Bamburov V.G., Dragoshansky Yu.N., Vlasova Z.N., Bescherevnykh I.V., Alekseev V.A. A solution for applying an electrically insulating coating on steel and a method for obtaining it. *SU Patent 1608243*, 1990.

7. Zaikova V.A., Startseva I.E., and Filippov B.N. *Domennaya struktura i magnitnye svoistva elektrotekhnicheskikh staley* [Domain Structure and Magnetic Properties of Electric Steels]. Moscow, Nauka Publ., 1992. (In Russian).
8. Shur Ya.Sh., Startseva I.E., Shulika V.V. The method of thermomagnetic processing of magnetically soft materials. *SU Author's certificate 566886*, 1977.
9. Dragoshansky Yu.N., Pudov V.I., Karenina L.S. Optimizing the domains and reducing the magnetic losses of electrical steel via active coating and laser treatment. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences, ser. Physics*, 2013, 77 (10), pp. 1286–1288. DOI: 10.3103/S1062873813100080.
10. Jensen E.D., Mele A., Reiche R., Schneider M., Stir O. Electrical sheet steel with a coating that improves electrical insulation and a method for its production. *RF Patent 2635501*, 2017.

Подана в журнал: 05.08.2022

УДК 621.758;537.622

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.006-014

МАГНИТОАКТИВНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ю. Н. Драгошанский^{а)}, В. И. Пудов^{б)*}

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,
18, С. Ковалевской, 620108, г. Екатеринбург, Российская Федерация*

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0002-6401-4300>  drago@imp.uran.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0003-3143-7195>  pudov@imp.uran.ru

* Ответственный автор. Эл. почта: pudov@imp.uran.ru

Адрес для переписки: С. Ковалевской, 18, 620108, Екатеринбург, Российская Федерация

Тел.: +7 (343)378–36–94

Рассмотрены перспективы применения нитридно-оксидных и магний-фосфатных электроизоляционных покрытий на тонкие ленты магнитомягких сплавов на основе кремнистого железа. Методами рентгеновской дифракционной топографии, порошковых фигур и магнитными измерениями показано, что покрытия создают однородно распределенные растягивающие напряжения в материалах, повышают одноосную магнитную анизотропию, уменьшают объем поперечно намагниченных и ширину продольно намагниченных доменов. Это обеспечивает увеличение магнитной проницаемости, значительное снижение коэрцитивной силы, вихретоковых и полных (на 20–25 %) магнитных потерь. Растягивающие (магнитоактивные) покрытия усиливают эффект последующей термомагнитной обработки сплавов.

Ключевые слова: анизотропный сплав Fe-3 % Si, кристаллическая структура, покрытие, домены, магнитные свойства.

1. Введение

Магнитомягкие стали и сплавы на основе кремнистого железа как в кристаллотекстурованном, так и в аморфном состояниях обладают достаточно высокой магнитной индукцией насыщения (~1,6–2,1 Тл) и максимальной магнитной проницаемостью $\sim(10^5\text{--}10^6 \text{ Гс/Э})$. Тонкие ленты этих сплавов (~100 мкм толщиной, соответствующей минимуму потерь в их зависимости от толщины материала) широко используются в качестве магнитопроводов различных электротехнических преобразователей и устройств в переменных магнитных полях повышенных частот перемагничивания. В этих условиях работы наряду с увеличением магнитной проницаемости, снижением коэрцитивной силы и магнитострикции требуется понижение удельных потерь энергии на перемагничивание. В настоящее время это достигается прежде всего за счет снижения ширины (D) полосовых магнитных доменов, определяющей скорость смещения доменных границ в магнитном поле и величину вихретоковой составляющей (Рв) полных магнитных потерь (Р). Между тем, повышение остроты кристаллографической текстуры в современных электротехнических сталях, увеличивающее магнитную проницаемость, вызывает и нежелательный рост кристаллических зерен, ослабление магнитных полей рассеяния на их границах, переход полосовых доменов в смежные кристаллы, что увеличивает D, Рв и Р [1].

Аналогичная проблема возникает при формировании большой ширины полосовых доменов и, следовательно, повышенных магнитных потерь, существует также и в тонких слабо анизотропных лентах аморфных ферромагнитных сплавов с преобладанием планарно-

го распределения намагниченности. Отсюда понятна положительная роль текстурующих воздействий, в частности наведение одноосной магнитной анизотропии путем дробления доменов с поперечной ориентацией намагниченности с уменьшением их суммарного объема, а также и ширины D , связанных с ними полосовых магнитных доменов.

Наиболее эффективными способами создания индуцированной одноосной магнитной анизотропии в ферромагнетиках с положительной магнитострикцией являются приложение одноосных растягивающих напряжений и продольная термомагнитная обработка, уменьшающие период полосовой доменной структуры и, следовательно, R_v и R [1]. При этом максимальный эффект растяжений в анизотропных материалах достигается при достаточно высокой оптимальной текстуре [2, 3] и в промышленных условиях реализуется за счет использования магнитоактивных электроизоляционных покрытий (ЭИП) с коэффициентом теплового линейного расширения (КТЛР) меньшим, чем КТЛР сплава. Нанесение и формирование их на поверхности ферромагнитной ленты при повышенных температурах, а затем охлаждение до комнатной температуры всего композита металл–керамика вызывают плоскостное растяжение ферромагнетика, которое в анизотропном материале приводит к усилению одноосной магнитной анизотропии. При этом уменьшаются объем замыкающих и ширина основных полосовых доменов, вихретоковые и полные магнитные потери [2, 3].

Однако современные ЭИП на основе магний-фосфатов, формируемые на ферромагнитных лентах обычной толщины ($\sim 0,3$ мм) методом растворной керамики, содержат промежуточный грунтовый слой. Такие покрытия создают зону внутреннего окисления, неоднородное распределение растягивающих напряжений и блокируют положительный эффект последующей термомагнитной обработки. Эти покрытия лишь незначительно снижают магнитные потери в стали (на 3–8 % [4]) и непригодны для многослойных магнитопроводов из тончайших ферромагнитных лент.

2. Состав образцов и покрытий

Для тончайших ферромагнетиков, используемых в переменных полях повышенной частоты, применяли ленты аморфных сплавов $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$; $Fe_{81}Si_7B_{12}$; $Fe_{72}Co_8Si_5B_{15}$ толщиной 0,02 мм и поликристаллических сплавов Fe-3 % Si и Fe-7 % Al толщиной 0,08 мм. Были исследованы магнитоактивные покрытия химического состава на основе оксидов и нитридов ряда элементов, радиус ионов которых в растворах замещения меньше, чем у железа (бор, алюминий, титан, хром). Они имели КТЛР от $(4-5) \cdot 10^{-6} K^{-1}$ (SiO_2 , AlN, Si_3N_4 , CrO) до $8 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ (Al_2O_3 , TiN), существенно меньшие КТЛР = $13 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ кремнистого железа [4], обеспечивали в магнитопроводе электросопротивление поверхностного слоя $\sim 10^2$ Ом/см².

2.1. Методика эксперимента

Покрытия наносили на ленту методом ионно-плазменного осаждения в заданных газовых средах при помощи установки типа «Булат», используя различные способы теплоотвода для варьирования температуры образца при осаждении покрытия, а также приложение к ленте продольных растягивающих напряжений $\sim 3-10$ МПа. Для сравнения эффективности различных типов покрытий на ферромагнитную ленту наносили также известные ранее ЭИП на основе фосфатов магния методом растворной керамики по технологии, этапы которой схематически представлены на рис. 1 [4].

Метод растворной керамики – погружение ленты листовой стали в раствор, содержащий компоненты покрытия, с последующим нагреванием ленты, до образования образуется тонкая кристаллическая или стекловидная пленка. Метод растворной керамики является наиболее производительным, простым и приемлемым для нанесения электроизоляционных покрытий на листовую или рулонную электротехническую сталь с грунтовым покрытием или в отсутствие его. На рис. 1 представлены сложные этапы нанесения элек-

троизоляционного раствора и термическую обработку для формирования магнитоактивного покрытия.

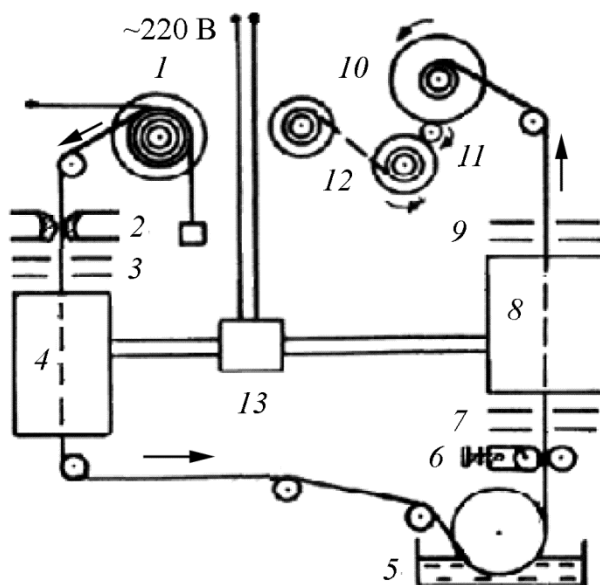


Рис. 1. Термомеханическая установка для нанесения покрытий:

1, 10, 12 – лента стали в рулоне; 2 – устройство для обезжиривания; 3, 7, 9 – тепловые экраны; 4, 8 – муфельные печи с нихромовыми спиралями 50–600 °С, 0–1200 °С; 5 – ванна с рабочим раствором; 6 – отжимные валки; 11 – устройство для намотки торов; 13 – нагревательное устройство, тип 01-ТЧ

Выбор наиболее эффективных составов растворов для ЭИП осуществляли на основе испытаний рабочих растворов, содержащих следующие компоненты: фосфаты магния и борную кислоту, фосфаты бария и борную кислоту, фосфаты магния, бария и борную кислоту, в том числе эти растворы с добавками золи кремниевой кислоты, натрия, лития, оксидов марганца, кобальта, алюминия, железа, хрома в пределах 0,5–3 г/л. Полученные из них в атмосфере воздуха электроизоляционные и магнитоактивные покрытия толщиной 2–3 мкм отличались гибкостью при изгибе металла на диаметре до 1–5 мм. Сопротивление изоляции находилось в пределах $1,5 \cdot 10^5$ – $30 \cdot 10^5$ Ом/см²/лист. Электроизоляционные покрытия, содержащие хром, отличались большей гибкостью, водостойкостью и лучшим внешним видом. Покрытия, содержащие литий, отличались большими толщиной (4–6 мкм) и сопротивлением ($3,0 \cdot 10^6$ Ом/см²/лист).

Лучшим покрытием по многим характеристикам оказался борсодержащий магний-фосфатный раствор с растворенными в нем оксидами BaO, Al₂O₃, MnO, CoO: толщина составила 2–3 мкм, сопротивление – $1,5 \cdot 10^6$ Ом/см²/лист, жаростойкость – 800–850 °С, гибкость – ≤5 мм, а также водостойкость. Линейный коэффициент теплового расширения покрытия имел величину $8 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ и выдерживал более 15 теплосмен от 800 °С в воду при 20 °С, т. е. хорошую адгезию.

После нанесения ЭИП ленту ферромагнитного сплава подвергали термообработке на снятие внутренних напряжений при различных температурах или указанный отжиг совмещали с последующей термомагнитной обработкой (ТМО): нагрев до 300–450 °С, выдержка 5–15 мин и охлаждение до комнатной температуры в переменном магнитном поле напряженностью 2 кА/м и частотой 50–600 Гц [5, 6].

Измерение полных магнитных потерь вдоль оси лент магнитомягких сплавов выполняли ваттметровым методом на полосках длиной 100 мм в замкнутой магнитной цепи или торах средним диаметром 40 мм при натяжении катушки 40 МПа. Гистерезисную составля-

ющую магнитных потерь определяли по площади квазистатических петель гистерезиса, вихревою – по разности между полными и гистерезисными потерями.

Величину растягивающих напряжений σ , создаваемых в материале покрытием, рассчитывали с учетом радиуса кривизны r и стрелы прогиба b ленты с покрытием, нанесенным на одну ее сторону, по формулам:

$$\sigma = E \cdot \delta \text{ кг/мм}^2; \delta = h/2r; r = (b^2 + l^2/4)/2b,$$

где E – модуль упругости; δ – деформация; h – толщина ленты сплава (мм); l – длина по хорде (мм).

Изменения кристаллической решетки при нанесении покрытия исследовали методом рентгеновской дифракционной топографии на отражение в рефлексах (220) и (220) $K\alpha$ -излучения.

3. Результаты и их обсуждение

Анализ результатов измерений изгибной деформации односторонне покрытых лент магнитомягких сплавов показывает, что нитрид-оксидные покрытия ~ 1 мкм толщиной, наносимые ионно-плазменным осаждением, как и ранее известные покрытия на основе магний-фосфатов толщиной 2–3 мкм, наносимые методом растворной керамики, после охлаждения материала до комнатной температуры создают значительные продольные растягивающие напряжения ($\sim 0,5\text{--}1,0 \text{ кг/мм}^2$). При этом обнаружено, что конкретная величина σ , индуцируемая покрытием, зависит не только от интервала температур охлаждения, толщины и КТЛР сплава и покрытия, а также от адгезионной способности покрытия к металлу и характера распределения вызываемых напряжений по объему образца. Эти факторы удастся варьировать в широких пределах за счет выбора способа нанесения покрытий, режимов обработки и условий подготовки поверхности ферромагнетика. Нанесение магнитоактивных магний-фосфатных растягивающих покрытий существенно снижает ширину полосовых доменов в зернах только левой части образца (*а*), создавая продольное растяжение $\sigma \sim 8\text{--}10 \text{ МПа}$, и практически не влияет на размеры доменов в его правой части (*б*) (рис. 2). У правого зерна адгезия мала и кристалл испытывает сжатие со стороны соседнего левого удлиненного зерна. При этом в правом зерне исчезают наиболее узкие клиновидные (180°) замыкающие домены с продольной намагниченностью при сохранении существующих и росте новых каплевидных доменов, содержащих внутриобъемные (90°) области с поперечной ориентацией намагниченности. Это указывает на неравномерное распределение деформации в приповерхностных объемах ферромагнетика, прилегающих к покрытию, и приводит к деградации магнитных свойств материала (снижению магнитной проницаемости, росту гистерезисных потерь).

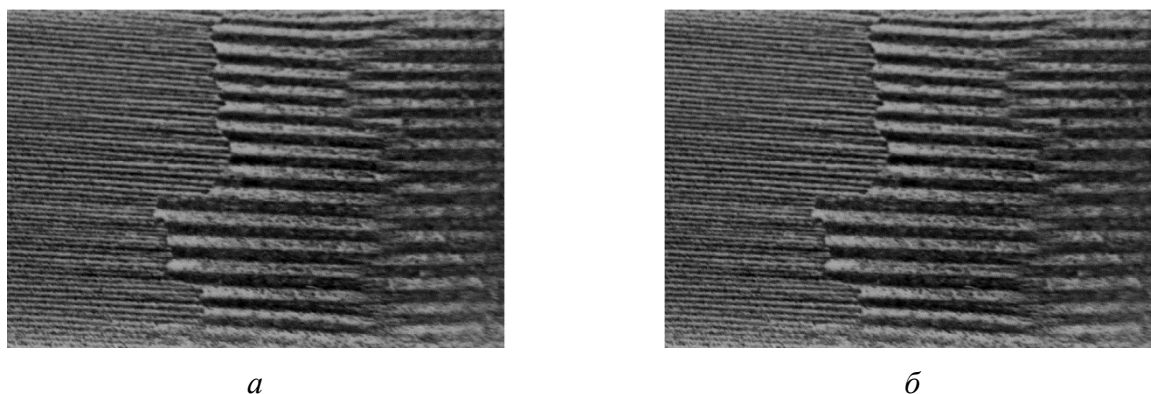


Рис. 2. Ширина доменов стали до (слева) и после (справа) нанесения покрытия

Однородное почернение рентгеновских топограмм, наблюдаемое при оптимальных режимах формирования покрытия методом ионно-плазменного осаждения, обусловленное однородностью сцепления композита металл–покрытие, обеспечивает значительную величину продольного растяжения ленты ($\sim 1,0$ кг/мм²), снижение ширины полосовых доменов, вихретоковых и полных магнитных потерь. Это состояние однородного растяжения ленты положительно сказывается и на реализации эффекта дополнительного снижения потерь при термообработке материала в переменном магнитном поле [7, 8], достигаемого за счет однородного движения доменных границ и их дестабилизации.

В табл. 1 и 2 в качестве примера приведены величины магнитной проницаемости ($\mu_{\max}$), магнитоstriction (λ), полных магнитных потерь (P), гистерезисной (P_H) и вихретоковой (P_v) составляющих для тончайших лент аморфных ($\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$) и поликристаллических ($\text{Fe-3 \% Si}$) ферромагнетиков. Для нанесения $\text{TiO}+\text{TiN}$ -покрытия применяли ионно-плазменный метод. Для нанесения ЭИП₁ на основе $\text{CrO}+\text{CrN}$ применяли ионно-плазменный метод, а для покрытия ЭИП₂ на основе $\text{MgO}+\text{P}_2\text{O}_5$ – метод растворной керамики.

Таблица 1

Зависимость магнитных свойств аморфного сплава–ленты $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$
после различных видов обработок

Обработка	$\mu_{\max}$	$P_{1/400} = P_H + P_v$ Вт/кг
ТО	72 000	2,66 = 1,40 + 1,26
ТО+σ+ЭИП	54 000	1,94 = 1,21 + 0,73
ТО+ТМО	142 000	2,02 = 1,08 + 0,94
ЭИП+ТО+ТМО	94 000	1,65 = 0,95 + 0,70

Таблица 2

Зависимость магнитных свойств поликристаллического сплава $\text{Fe-3 \% Si}$
после различных видов обработок

Обработка	$\lambda \cdot 10^6$	$P_{1,7/50} = P_H + P_v$ Вт/кг
ТО	1,5–2,2	1,57 = 0,90 + 0,67
ЭИП ₁ +ТО+ТМО	0,2–0,6	1,16 = 0,74 + 0,42
ТО	1,7–2,3	1,54 = 0,88 + 0,66
ЭИП ₂ +ТО+ТМО	2,4–3,2	1,43 = 0,91 + 0,52

Из табл. 1 видно, что в ленте аморфного сплава $\text{Fe}_{81}\text{Si}_4\text{B}_{13}\text{C}_2$ толщиной 20 мкм при формировании на ее поверхности электроизоляционного покрытия из оксида и нитрида титана наблюдается значительное снижение магнитных потерь (на 25–35 %), происходящее в основном за счет уменьшения (на 42 %) их вихретоковой составляющей. Существенное снижение магнитных потерь достигается и в результате ТМО ленты в продольном переменном магнитном поле, создавая суммарный эффект комбинированной (ЭИП+ТМО)-обработки в 35–45 %. Аналогичные результаты получены и на других исследованных аморфных сплавах на основе железа.

Значительный эффект снижения магнитных потерь можно получить и на лентах поликристаллических сплавов Fe-Si и Fe-Al с использованием магнитоактивных покрытий из нитрида хрома, осажденного на ленты ионно-плазменным методом и при последующей ТМО в переменном магнитном поле. При этом гистерезисные, вихретоковые и полные магнитные потери снижаются (в сплаве $\text{Fe-3 \% Si}$, табл. 2) на 18, 32 и 26 % соответственно. В лентах тех же сплавов покрытия на основе фосфатов магния, нанесенных методом растворной керамики,

ки, лишь незначительно снижают полные магнитные потери (на 5–9 %) за счет уменьшения их вихретоковой составляющей.

Из приведенных выше результатов видно, что положительный эффект – уменьшение магнитных потерь, повышение магнитной проницаемости на 15–30 % (табл. 1) и индукции в средних полях, снижение магнитострикции практически до нуля (табл. 2) наблюдается в состояниях, когда магнитоактивное ЭИП создает однородно распределенные растягивающие напряжения с преимущественной ориентацией вдоль оси ферромагнитной ленты. Причиной этого является существенное увеличение исходной одноосной магнитной анизотропии, приводящее к сужению ширины полосовых магнитных доменов. Применение же локальной лазерной обработки, не разрушающей предварительно сформированное электроизоляционное покрытие, приводит к дальнейшему снижению магнитных потерь в электротехнических материалах [9].

Другое решение этой проблемы направлено на разработку покрытия на основе оксидов титана и тантала [10].

4. Заключение

Результаты ионно-плазменного осаждения показывают, что безгрунтовые нанокристаллические и аморфные электроизоляционные покрытия на основе нитридов и оксидов титана и хрома создают при микронной толщине покрытия значительные по величине и достаточно однородные по распределению растягивающие напряжения. В результате существенно улучшаются магнитные характеристики тончайших лент магнитомягких сплавов на основе железа. При последующей операции, связанной с применением термомагнитной обработки в переменном магнитном поле, за счет дестабилизации и увеличения подвижности доменных границ происходит усиление эффекта от магнитоактивного покрытия.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (темы «Магнит» № 122021000034-9, «Диагностика» № 122021000030-1).

Литература

- ГОСТ 21427.1–83. Сталь электротехническая холоднокатаная анизотропная тонколистовая. – М. : Стандарты, 1983. – 17 с.
- Puzhevich R. B., Tsyrlin M. B., Korzunin G. S. Influence of electrical insulating coatings on the properties of anisotropic electrical steel // FMM. – 2006. – Vol. 102. – P. 366–375. – DOI: 10.1134/S0031918X06100048.
- Dragoshanskii Yu. N., Pudov V. I. Optimization by deformation effects of the structure and properties of Fe-Si alloys with different texture // Letters on Materials. – 2018. – 8 (1). – P. 66–70. – DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-66-70. (In Russian).
- Effect of tensile stresses on the magnetic characteristics of modern anisotropic electrical-sheet steel / Yu. N. Dragoshanskii, G. S. Korzunin, M. B. Mel'nikov, A. I. Pyatygin, V. K. Chistyakov // The Physics of Metals and Metallography. – 2006. – Vol. 101, No. 4. – P. 329–335. – DOI: 10.1134/S0031918X06040041.
- Hubert A., Schäfer R. Magnetic domains. – Berlin : Springer, 2009. – 686 p.
- Раствор для нанесения электроизоляционного покрытия на сталь и способ его получения: пат. 1608243 SU / Ханжина Т. А., Бамбуров В. Г., Драгошанский Ю. Н., Власова З. Н., Бесчеревных И. В., Алексеев В. А. – опубл. 23.11.1990, Бюл. № 43. – 6 с.
- Зайкова В. А., Старцева И. Е., Филиппов Б. Н. Доменная структура и магнитные свойства электротехнических сталей. – М. : Наука, 1992. – 271 с.

8. Способ терромагнитной обработки магнитно-мягких материалов: авторское свидетельство SU 566886. А1. МПК C21D 1/04 / Шур Я. Ш., Старцева И. Е., Шулика В. В. – опубл. 30.07.1977, Бюл. № 28. – 78 с.
9. Dragoshansky Yu. N., Pudov V. I., Karenina L. S. Optimizing the domains and reducing the magnetic losses of electrical steel via active coating and laser treatment // Bulletin of the Russian Academy of Sciences, ser. Physics. – 2013. – 77 (10). – P. 1286–1288. – DOI: 10.3103/S1062873813100080.
10. Электротехническая листовая сталь с улучшающим электроизоляцию покрытием и способ ее получения: пат. 2635501 Рос. Федерация / Енсен Е. Д., Меле А., Райхе Р., Шнайдер М., Штир О. – опубл. 13.11. 2017.

Received: 14.07.2022
Revised: 05.09.2022
Accepted: 30.09.2022
DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.015-022

HIGH-FREQUENCY ELECTRODYNAMICS AND MECHANICS OF ANISOTROPIC MEDIA

A. V. Druzhinin

*M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation
B. N. Yeltsin Ural Federal University, 19 Mira St., Ekaterinburg, 620002, Russian Federation*

 <https://orcid.org/0000-0001-9944-096X>  druzhinin@imp.uran.ru

*Corresponding author. E-mail: druzhinin@imp.uran.ru
Address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, Ekaterinburg, 620108, Russian Federation
Tel.: +7 (343) 378 38 72

The paper presents a new mathematical approach generally relating anisotropic electrodynamic characteristics to optical constants. A mathematical language is a hypercomplex algebra describing a spinor space. The problem of the Faraday magneto-optic effect – circular birefringence and dichroism – is solved within the framework of this formalism. The issue of using this formalism in problems of solid mechanics is discussed.

Keywords: electrodynamic characteristics, optical constants, magneto-optics, anisotropy, nondestructive testing.

Acknowledgments

The research was performed under the state assignment from the Russian Ministry of Education and Science, theme Function, No. AAAA-A19-119012990095-0. It was partially financially supported by the RFBR, grant No. 20-02-00541.

References

1. Ketkovich A.A., Stokov V.A. et al, V.V. Klyuev, ed. *Pribory dlya nerazruchayushchego kontrolya materialov i izdeliy*, kn. 1 [Instruments for Nondestructive Testing of Materials and Products: handbook, book 1]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986, pp. 48–115. (In Russian).
2. Vladimirov A.P. *Dinamicheskaya spekl-interferometriya deformiruyemykh tel*. [Dynamic Speckle Interferometry of Bodies under Deformation]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2004, 241 p. (In Russian).
3. Vladimirov A.P., Kamantsev I.S., Drukarenko N.A., Trishin V. N., Akashev L. A. & Druzhinin A. V. Assessing Fatigue Damage in Organic Glass Using Optical Methods. *Opt. Spectrosc.*, 2019, 127, pp. 943–953. DOI: 10.1134/S0030400X19110286.
4. Akhmanov S.A., Nikitin S.Yu. *Physical Optics*. Moscow, MGU Publ., 2004, 656 p. (In Russian).
5. Gorshkov M.M. *Ellipsometry*. Moscow, Sov. Radio Publ., 1974, 200 p. (In Russian).
6. Fedorov F.I. *Optika anizotropnykh sred* [Optics of Anisotropic Media]. Minsk, Izd. Akad. Nauk BSSR, 1958.
7. Knyazev Yu.V., Maevskii V.M. Anisotropy of optical absorption in an yttrium single crystal. *Optics and Spectroscopy*, 1984, vol. 57, iss. 2, pp.153–157.
8. Druzhinin A.V., Lobov I.D., Maevsky V.M. Observation of the odd effect of light intensity variation as the light passes through an equatorially magnetized ferromagnetic film. *Pisma v ZhTF*, 1981, vol. 7, No. 18, pp. 1100–1102. (In Russian).

9. Druzhinin A.V., Vladimirov A.P. Tsvetkova E.V. Theoretical bases of magnetooptical refractometry for transparent media. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2018, iss. 6, pp. 83–89. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.083-089. URL: https://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2018_Druzhinin_A.V._et_al._083_089.pdf
10. Gerrard A., Burch J.M. *Vvedenie v matrichnuyu optiku* [Introduction to matrix methods in optics, Rus. transl.]. Moscow, Mir Publ., 1978, 343 p. (In Russian).
11. Rumer Yu.B. *Spinornyy analiz* [Spinor analysis]. Leningrad, ONTI NKTP SSSR, 1936, 105 p.
12. Druzhinin A.V., Druzhinina T.V. Electrodynamic criterion of solid stability. *Vestnik UGTU–UPI*, 2006, No. 11 (82), pp. 63–65.
13. Kantor I.L. and Solodovnikov A.S. *Giperkompleksnye chisla* [Hypercomplex Numbers]. Moscow, Nauka Publ., 1973.
14. Pontryagin L.S. *Obobshcheniya chisel* [Generalization of numbers]. Moscow, Nauka Publ., 1986.

Подана в журнал: 14.07.2022
УДК 537.8:535.012.2:620.179.1
DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.015-022

ВЫСОКОЧАСТОТНАЯ ЭЛЕКТРОДИНАМИКА И МЕХАНИКА АНИЗОТРОПНЫХ СРЕД

А. В. Дружинин

*Уральское отделение Российской Академии Наук, Институт физики металлов,
д. 18, ул. С. Ковалевской, Екатеринбург, Российская Федерация
Уральский Федеральный Университет, пр. Мира, д. 19, Екатеринбург, Российская Федерация*

 <https://orcid.org/0000-0001-9944-096X>  druzhinin@imp.uran.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: druzhinin@imp.uran.ru
Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, д. 18, г. Екатеринбург, 620108, Российская Федерация
Тел.: +7 (343) 378–38–72

Статья посвящена изложению нового математического подхода, устанавливающего связь общего вида между анизотропными электродинамическими характеристиками и оптическими константами. Математический язык – гиперкомплексная алгебра, которая описывает спинорное пространство. В рамках этого формализма решена задача магнитооптического эффекта Фарадея – циркулярного двупреломления и дихроизма. Обсуждается вопрос об использовании данного формализма в задачах механики деформируемого твердого тела.

Ключевые слова: электродинамические характеристики, оптические константы, магнитооптика, анизотропия, неразрушающий контроль.

1. Введение

В двадцатом веке с появлением квантовой механики бурным развитием материаловедения, созданием искусственных материалов и новых источников электромагнитного излучения (лазеры и синхротронное излучение) оптика стала одной из самых широких областей науки и техники [1].

В настоящее время появилось большое количество оптических научных методик, технологий и методов контроля. Развитие этих областей напрямую связано с созданием и аттестацией новых материалов с требуемыми оптическими характеристиками. Возможности природных кристаллов и их искусственных копий практически исчерпаны. Поиск новых материалов происходит на технологическом уровне методом перебора атомных составов, их концентраций, способов и режимов синтеза. Это чрезвычайно объемная и сложная работа по поиску наилучших служебных оптических характеристик. Плохой уровень прогнозируемости результата в таком поиске вызван отсутствием адекватного математического решения, связывающего многокомпонентный комплексный показатель преломления с электродинамическими характеристиками искомой среды.

Созданы абсолютно новые оптические среды – метаматериалы. Это композитные среды, обладающие отрицательным показателем преломления в ограниченной области частот. Принципиально предсказанные около восьмидесяти лет назад Л. И. Мандельштамом они до сих пор не нашли достойного математического описания с позиций электродинамики.

Метод фотоупругости, история которого насчитывает более двух веков, до сих пор активно используется для визуализации и изучения топологии деформаций в прозрачных моделях в условиях механических нагрузок. В настоящее время этот метод расширен до трехмерного напряженного состояния. Динамический вариант такой методики незаменим при изучении разрушения материалов при многоцикловой нагрузке. Математический аппа-

рат для вычисления изменений механических характеристик и соответствующих электромагнитных параметров был построен на базе тензора фотоупругости четвертого ранга, оптической индикатрисы и тензора диэлектрической проницаемости. В силу неадекватности оптической феноменологии анизотропных сред нельзя считать развитие поляризационно-оптического метода завершенным.

На сегодняшний день одним из наиболее перспективных для целей изучения процессов разрушения твердого тела является метод динамической спекл-интерферометрии [2, 3]. Этот метод может быть реализован в рентгеновской области.

В работе представлен гиперкомплексный вариант математического обобщения общеизвестной «изотропной» формулы с мультипликативной связью электродинамических характеристик и оптических констант на случай анизотропных сред.

2. История математического описания высокочастотной электродинамики

В модели макроизотропной поглощающей среды связь между ее оптическими константами (n и k) и электродинамическими характеристиками установлена в виде [4]:

$$(\varepsilon_1 - i\mu_2)(\mu_1 - i\mu_2) = (n - ik)^2, \quad (1)$$

где ε_1 , μ_1 – действительные, а ε_2 , μ_2 – мнимые части диэлектрической и магнитной проницаемости; n – показатель преломления; k – коэффициент экстинкции среды; i – мнимая единица. В силу одинаковости значений всех характеристик по любому направлению индексы координат (взаимно ортогональных) в формуле отсутствуют.

Попытки объединить анизотропную кристаллооптику и электродинамику твердого тела в рамках тензорного представления комплексных диэлектрической и магнитной проницаемостей привели к ликвидации последней:

$$\mu = 1. \quad (2)$$

В этом приближении из (1) следуют два решения:

$$\varepsilon_1 = n^2 - k^2; \quad \varepsilon_2 = 2nk. \quad (3)$$

Несмотря на то, что эти соотношения, получены в некорректном приближении (2), их до сих пор используют для нахождения «диэлектрической проницаемости» [5].

Известное книжное заблуждение: « $\varepsilon = 1$ в оптической области частот» родственно игнорированию закона сохранения момента импульса. Этого делать нельзя, так как свет с правой (+h) и левой (–h) циркулярной поляризацией по-разному взаимодействует с анизотропной средой, что в явном виде наблюдается в эффектах циркулярного двупреломления и дихроизма. Это же подтверждают многочисленные спин-поляризованные одноэлектронные расчеты кристаллов, где комбинированные (оптические) плотности состояний up (+h/2) – $down$ (–h/2) и $down$ (–h/2) – up (+h/2), соответствующие электронным переходам с переворотом проекции спина как правило не равны. Более того, выражение (1) даже для изотропной среды следует писать для обеих циркулярных поляризаций (правая и левая спираль) с различной сигнатурой мнимых частей: (+, –, +) и (–, +, –). Формально результат перемножений одинаков, но дальнейшее развитие изотропного случая в сторону понижения пространственной симметрии покажет правильность такого шага.

Наиболее последовательная работа по анизотропной оптике принадлежит Ф. И. Федорову [6], предложившему инвариантный метод расчета, который позже широко использовался в решении многих задач оптики [7] и магнитооптики [8, 9]. К сожалению, метод Федорова описывал исключительно прозрачные среды и использовал один параметр – вектор рефракции. Электродинамические характеристики среды не рассматривались.

Другой способ описания анизотропных сред – матричная оптика [10]. Для описания характеристик оптического элемента в этом подходе используются комплексные матрицы Джонса или действительные матрицы Мюллера. Эти матрицы преобразуют исходные интенсивностно-поляризационные параметры Стокса падающей световой волны. В матричной оптике электродинамика среды оптического элемента также не используется.

Традиционно для описания анизотропных физических характеристик материальной среды используют тензорный язык. Это обусловлено тем, что для пространства векторных величин причины (действие) и следствия (реакции) связаны именно тензорами. Попытки использовать этот язык в оптике имеют ограниченный успех, поскольку многокомпонентный комплексный показатель преломления не описывается тензором. Двуосные магнитные поглощающие оптические среды имеют по восемь различных компонент для диэлектрической и магнитной проницаемости, поэтому для адекватного описания электродинамики таких сред необходимо искать математический язык подобной размерности.

Установленная невозможность работы с электродинамическими характеристиками на тензорном языке требует поиска нового варианта их математического представления. В работе электромагнитная среда рассматривается как спинорное пространство [11].

Гиперкомплексная алгебра является математическим языком такого пространства, на котором записана [12] связь анизотропной электродинамики и оптики [13, 14].

Для проверки такого подхода требуется решение известной классической задачи. Эффект М. Фарадея (1845 г.) – хороший объект для проверки. Ее положительный результат полезен не только для развития физики твердого тела, но и для правильной интерпретации результатов оптических методов неразрушающего контроля.

3. Выбор математического языка

Настоящая работа базируется на результатах публикации [12]. В последней для описания анизотропной электродинамики и оптики был предложен язык восьмимерного гиперкомплексного пространства: октонионы или числа Кэли (1845). Такое пространство называют спинорным.

Октонионы являются продуктом удвоения кватернионов, которые по той же процедуре получаются из простых комплексных чисел [13]. В результате пары таких удвоений количество мнимых единиц достигает семи:

$$q = a_1 + a_2 \mathbf{i} + a_3 \mathbf{j} + a_4 \mathbf{k} + a_5 \mathbf{E} + a_6 \mathbf{I} + a_7 \mathbf{J} + a_8 \mathbf{K}.$$

Перемножение мнимых единиц будет давать следующие результаты:

$$\begin{aligned} i^2 = j^2 = k^2 = E^2 = I^2 = J^2 = K^2 = -1; \quad ij = k; \quad ik = -j; \quad iE = I; \quad iI = -E; \quad iJ = -K; \\ iK = J; \quad ji = -k; \quad jk = i; \quad jE = J; \quad jI = K; \quad jJ = E; \quad jK = -I; \quad ki = j; \quad kj = -i; \quad kE = K; \\ kI = -J; \quad kJ = I; \quad kK = -E; \quad Ei = -I; \quad Ej = -J; \quad Ek = -K; \quad EI = i; \quad EJ = j; \quad EK = k; \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} Ii = E; \quad Ij = -K; \quad Ik = J; \quad IE = -i; \quad IJ = -k; \quad IK = j; \quad Ji = K; \quad Jj = E; \quad Jk = -I; \quad JE = -j; \\ JI = K; \quad JK = -i; \quad Ki = -J; \quad Kj = I; \quad Kk = E; \quad KE = -k; \quad KI = -j; \quad KJ = I. \end{aligned}$$

Желая сохранить мультипликативный вид связи электродинамических характеристик и оптических констант, запишем формулу (1), заменяя обычные комплексные числа на октонионы [12]:

$$\begin{aligned} (\varepsilon_1 - \varepsilon_2 \mathbf{i} - \varepsilon_3 \mathbf{j} - \varepsilon_4 \mathbf{k} - \varepsilon_5 \mathbf{E} - \varepsilon_6 \mathbf{I} - \varepsilon_7 \mathbf{J} - \varepsilon_8 \mathbf{K}) \\ (\mu_1 - \mu_2 \mathbf{i} - \mu_3 \mathbf{j} - \mu_4 \mathbf{k} - \mu_5 \mathbf{E} - \mu_6 \mathbf{I} - \mu_7 \mathbf{J} - \mu_8 \mathbf{K}) = \\ = (n_1 - n_2 \mathbf{i} - n_3 \mathbf{j} - n_4 \mathbf{k} - k_1 \mathbf{E} - k_2 \mathbf{I} - k_3 \mathbf{J} - k_4 \mathbf{K})^2. \end{aligned} \quad (4)$$

Прежде всего, требуется объяснить смысл компонент показателя преломления: n_1 и k_1 – изотропные части показателя преломления. Остальные компоненты – поправки к ним для различных случаев анизотропии. Поправки с индексами (2, 3, 4) – определяют полярную, а (6, 7, 8) – аксиальную часть. Подобный симметричный смысл имеют компоненты диэлектрической и магнитной проницаемости. Изотропные части – (1, 5), остальные – анизотропные поправки. При таком определении макроизотропный случай, соответствующий уравнению (1), будет иметь вид:

$$(\varepsilon_1 - E\varepsilon_5)(\mu_1 - E\mu_5) = (n_1 - Ek_1)^2.$$

Тогда изотропная связь между компонентами электродинамики и оптики будет описываться следующими соотношениями:

$$n_1^2 - k_1^2 = \varepsilon_1\mu_1 - \varepsilon_5\mu_5, \quad 2k_1n_1 = \varepsilon_1\mu_5 + \varepsilon_5\mu_1. \quad (5)$$

При сравнении выражений (3) и (5) становится понятно, что заставило избавиться от магнитной проницаемости: задача поиска четырех электромагнитных характеристик при помощи двух оптических констант (5) – некорректна.

Решая задачу перемножения в общем (анизотропном) случае, необходимо определиться с вопросом о коммутативности при перестановке местами гиперкомплексных ε и μ . Постулируем, что перестановка этих сомножителей не изменяет результата. После процедуры покомпонентного приравнивания двух результатов перемножения получаем семь уравнений. Эти уравнения устанавливают общие связи между различными компонентами гиперкомплексных ε и μ :

$$\begin{aligned} \varepsilon_3\mu_4 - \varepsilon_4\mu_3 - \mu_5\varepsilon_6 + \mu_6\varepsilon_5 + \mu_7\varepsilon_8 - \mu_8\varepsilon_7 &= 0; \\ \varepsilon_2\mu_3 - \varepsilon_3\mu_2 - \mu_5\varepsilon_8 + \mu_8\varepsilon_5 + \mu_6\varepsilon_7 - \mu_7\varepsilon_6 &= 0; \\ -\varepsilon_2\mu_4 + \varepsilon_4\mu_2 - \mu_5\varepsilon_7 + \mu_7\varepsilon_5 - \mu_6\varepsilon_8 + \mu_8\varepsilon_6 &= 0; \\ \varepsilon_6\mu_2 + \varepsilon_7\mu_3 + \varepsilon_8\mu_4 - \varepsilon_2\mu_6 - \varepsilon_3\mu_7 - \varepsilon_4\mu_8 &= 0; \\ \varepsilon_1\mu_6 + \varepsilon_2\mu_5 - \varepsilon_4\mu_7 - \varepsilon_5\mu_2 + \varepsilon_6\mu_1 - \varepsilon_7\mu_4 &= 0; \\ -\varepsilon_5\mu_3 + \varepsilon_6\mu_4 - \varepsilon_8\mu_3 + \varepsilon_3\mu_5 - \varepsilon_4\mu_6 + \varepsilon_2\mu_8 &= 0; \\ -\varepsilon_5\mu_4 - \varepsilon_6\mu_3 + \varepsilon_7\mu_2 + \varepsilon_4\mu_5 + \varepsilon_3\mu_6 - \varepsilon_2\mu_7 &= 0. \end{aligned}$$

Эта система уравнений устанавливает самые общие отношения между разными компонентами ε и μ . Из шестнадцати величин ε_i и μ_j остаются независимыми только девять. Теперь можно легко найти простые решения для конкретных случаев анизотропии. Рассмотрим случай прохождения линейно поляризованного света сквозь изотропную среду, помещенную в магнитное поле, направленное вдоль луча света. Это опыт М. Фарадея. В этом эксперименте он обнаружил эффект магнитной гиротропии – вращение плоскости поляризации. Знак азимута вращения изменялся одновременно с инверсией направления магнитного поля. Этот эффект был быстро и однозначно понят как циркулярное двупреломление, т. е. различие фазовых скоростей для двух циркулярных волн. Кроме того, поворот плоскости поляризации сопровождается разным затуханием циркулярных лучей. Этот эффект назвали циркулярным дихроизмом. Он приводит к появлению эллиптичности в выходящем луче.

Действие магнитного поля приводит к появлению обычной оптической оси. Линейно поляризованный свет, направленный ортогонально магнитному полю, воспринимает направление поля как обычную оптическую ось. Этот эффект линейного двупреломления приводит к появлению эллиптичности и не зависит от направления поля. Наведенное магнитным полем линейное двупреломление имеет два названия: Фогта или Коттона–Мутона.

Рассмотрим изотропную среду в однородном аксиальном магнитном поле. Определим, что его направлению соответствуют орты октониона k и K . В полярных частях обоих октонионов знаки коэффициентов совпадают. При этом соотношение между их величинами будет следующее: $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 \neq \varepsilon_4$; $\mu_2 = \mu_3 \neq \mu_4$. В аксиальных частях имеем похожие неравенства: $|\varepsilon_6| = |\varepsilon_7| \neq |\varepsilon_8|$; $|\mu_6| = |\mu_7| \neq |\mu_8|$. Аксиальность магнитного поля требует отличия знака седьмой компоненты от знаков соседних компонент.

Наличие магнитного поля приводит к циркулярному двупреломлению (n_4) и циркулярному дихроизму (k_4). При этом для право- и лево-циркулярной поляризации эффекты имеют разные знаки.

$$\pm n_4 = \pm \frac{(\mu_5 \varepsilon_8 + \mu_8 \varepsilon_5)}{2n_1};$$

$$\mp k_4 = \mp \frac{(\mu_5 \varepsilon_4 + \mu_4 \varepsilon_5)}{2n_1}.$$

Смена направления магнитного поля изменяет знаки наведенных поправок к оптическим константам. Таким образом, очевиден нечетный по знаку характер эффекта Фарадея.

Гиперкомплексный подход при описании магнитооптического эффекта Фарадея дает простой и однозначно правильный ответ. При таком решении для циркулярного двупреломления и дихроизма хорошо видна простая билинейная связь изотропных и наведенных полей электродинамических компонент. Адекватность математики выбранной нами тестовой задаче не вызывает сомнений.

Доказанная ранее связь между анизотропной электродинамикой (ε, μ) и оптикой (n, k) может быть применена и к механике деформируемого твердого тела. Внешнее механическое воздействие на макроизотропный объект вызывает его деформацию, делая его анизотропным. При этом электромагнитные и оптические характеристики образца изменяются. Контроль этих параметров лежит в основе диагностики механического состояния. К таким методикам относится магнитно-структурный анализ, вихретоковая дефектоскопия, акустооптика и др.

Особого внимания требует проблема разрушения материалов. В работе [12] сформулирован электродинамический критерий устойчивости твердого тела. Этот критерий легко применять к кристаллическим макрооднородным средам. Если среда – поликристалл с границами зерен или многофазный образец, такой подход требует дополнительного рассмотрения. Анализ функционала из [12] показывает, что низкосимметричные образования (например дислокации, границы зерен или двумерные фазы) в объекте имеют энергетическое преимущество, поэтому в процессе деформации они увеличивают свою объемную долю, что приводит к разрушению образца.

Благодарность

Исследование выполнено в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Функция» № АААА-А19-119012990095-0) и при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-02-00541.

Литература

1. Приборы для неразрушающего контроля материалов и изделий / А. А. Кеткович, В. А. Строков и др. / под. ред. В. В. Ключева. – М. : Машиностроение, 1986. – С. 48–115 с. – Кн. 1.
2. Владимиров А. П. Динамическая спекл-интерферометрия деформируемых тел. – Екатеринбург : УрО РАН, 2004. – 242 с.

3. Assessing Fatigue Damage in Organic Glass Using Optical Methods / A. P. Vladimirov, I. S. Kamantsev, N. A. Drukarenko, V. N. Trishin, L. A. Akashev & A. V. Druzhinin // Opt. Spectrosc. – 2019. – 127. – P. 943–953. – DOI: 10.1134/S0030400X19110286.
4. Ахманов С. А., Никитин С. Ю. Физическая оптика. – М. : МГУ, 2004. – 656 с.
5. Горшков М. М. Эллипсометрия. – М. : Советское радио, 1974. – 200 с.
6. Федоров Ф. И. Оптика анизотропных сред. – Минск : Изд-во академии наук БССР, 1958. – 380с.
7. Knyazev Yu. V., Maevskii V. M. Anisotropy of optical absorption in an yttrium single crystal // Optics and Spectroscopy. – 1984. – Vol. 57, iss. 2. – P. 153–157.
8. Дружинин А. В., Лобов И. Д., Маевский В. М. Наблюдение нечётного эффекта изменения интенсивности света при его прохождении через экваториально намагниченную ферромагнитную плёнку // Письма в ЖТФ. – 1981. – Т. 7, вып. 18. – 1100–1102 с.
9. Druzhinin A. V., Vladimirov A. P. Tsvetkova E. V. Theoretical bases of magneto-optical refractometry for transparent media // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2018. – Iss. 6. – P. 83–89. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.083-089. – Available at: https://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2018_Druzhinin_A.V._et_al._083_089.pdf
10. Джеррард А., Бёрч Дж. М. Введение в матричную оптику / пер. с англ. – М. : Мир, 1978. – 343 с.
11. Румер Ю. Б. Спинорный анализ. – Ленинград : ОНТИ НКТП СССР, 1936. – 105 с.
12. Дружинин А. В., Дружинина Т. В. Электродинамический критерий устойчивости твердого тела // Вестник УГТУ–УПИ. – 2006. – №11 (82). – С. 63–65.
13. Кантор И. Л., Солодовников А. С. Гиперкомплексные числа. – М. : Наука, 1973. – 144 с.
14. Понтрягин Л. С. Обобщения чисел. – М. : Наука, 1986. – 120 с.

Received: 03.08.2022

Revised: 07.09.2022

Accepted: 30.09.2022

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.023-039

STUDYING THE ADHESION STRENGTH OF PLASMA POWDER METAL COATINGS ON THE SURFACE OF GRAPHITE

Yu. V. Nikolin^{1, a)}, D. I. Vichuzhanin^{1, b)*}, N. B. Pugacheva^{1, c)}, F. I. Mezin^{2, d)}

¹*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation*

²*Directorate for Technical Development and Quality, Severstal PJSC,
30 Mira St., Cherepovets, 162608, Russian Federation*

- a)  <http://orcid.org/0000-0003-1070-2076>  sf.ekb@mail.ru;
b)  <http://orcid.org/0000-0002-6508-6859>  mmm@imach.uran.ru;
c)  <http://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  nat@imach.uran.ru
d)  fimezin@severstal.com

*Corresponding author. E-mail: mmm@imach.uran.ru

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

Tel.: +7 (343) 362 30 27; fax: +7 (343) 374 53 30

Coatings applied onto the surface of specimens made of UHP electrode graphite are studied. Coatings are applied by thermal spraying in two stages: spraying of a sublayer (layer I) of the powder materials being tested; spraying of the main layer of the plasma coating, consisting of a mechanical mixture of fine spherical aluminum (Al) and copper (CuCr1) powders in an equal volume ratio. The adhesion strength between the coating and the graphite surface is studied as dependent on the following factors: sublayer thickness; the type of preliminary surface preparation; the chemical composition of the powder material of the sublayer. It has been found that the highest adhesion strength between the coating and the graphite base is achieved when the sublayer thickness is 80 μm , when a thread with a depth of 1.0 mm is cut on the base surface, and when Al powder is used as a sublayer.

Keywords: plasma powder coating, adhesion strength, graphitized material.

Acknowledgment

The work was performed under state assignment no. AAAA-A18-118020790145-0. The tests were performed with the equipment installed at the Plastometriya shared research facilities affiliated to the Institute of Engineering Science, UB RAS.

References

1. Rykalin N.N., Kulagin M.X., Shorshorov O.A. et al. In: *Plazmennye protsessy v metallurgii i tekhnologii neorganicheskikh materialov* [Plasma Processes in Metallurgy and Technology of Inorganic Materials]. Moscow, Nauka Publ., 1973. (In Russian).
2. Budinovsky S.A., Muboyadzhyan S.A., Gayamov A.M., Matveev P.V. Development of Ion-Plasma Refractory Metallic Layers of Heat-Insulating Coatings for Cooled Turbine Rotor Blades. *Metal Science and Heat Treatment*, 2014, vol. 55, pp. 652–657. DOI: 10.1007/s11041-014-9684-2.
3. Tarasenko Yu.P., Tsareva N.N., Berdnik O.B. The structure and physical-mechanical properties of the heat-resistant Ni-Co-Cr-Al-Y intermetallic coating obtained using rebuilt plasma equipment. *Thermophysics and Aeromechanics*, 2014, vol. 1, No. 5, pp. 641–650. DOI: 10.1134/S0869864314050138.

4. Guzanov B.N., Kositsyn S.V., Pugacheva N.B. *Uprochnyayushchie zashchitnye pokrytiya v mashinostroenii* [Reinforcing Protective Coatings in Mechanical Engineering]. Yekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences Publ., 2004, 244 p. ISBN: 5-7691-1405-3. (In Russian).
5. Shevchenko O.I., Trekin G.E. & Farber V.M. Distribution of chemical elements in structural components of a facing of a self-fluxing nickel alloy. *Met Sci Heat Treat*, 1997, 39, pp. 233–235. DOI: 10.1007/BF02467225.
6. Otsubo F., Era, H., Kishitake K. Structure and phases in nickel-base selffluxing alloy coating containing high chromium and boron. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2000, vol. 9, iss. 1, pp. 107–113. DOI: 10.1361/105996300770350131.
7. Kulik A.Ya., Borisov Yu.S., Mnukhin A.S., and Nikitin M.D. *Gazotermicheskoe napylenie kompozitsionnykh poroshkov* [Gas-Thermal Deposition of Composite Powders]. Leningrad, Mashinostroyeniye Publ., 1985. (In Russian).
8. Uusitalo Mikko, Vuoristo Petri, Mäntylä Tapio. Elevated temperature erosion-corrosion of thermal sprayed coatings in chlorine containing environments. *Wear*, 2002, vol. 252, iss. 7–8, pp. 586–594. DOI: 10.1016/S0043-1648(02)00014-5.
9. Matthews S., Schweizer M. Optimization of arcsprayed Ni-Cr-Ti coatings for high temperature corrosion applications. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2013, vol. 22, iss. 4, pp. 538–550. DOI: 10.1007/s11666-013-9914-y.
10. Guzanov B.N., Pugacheva N.B., Bykova T.M. Corrosion and erosion resistance of the combined multilayer coating for the protection of critical parts of modern gas turbine engines. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2021, iss. 2, pp. 6–21. DOI: 10.17804/2410-9908.2021.2.006-021. Available at: https://dream-journal.org/issues/2021-2/2021-2_317.html
11. Sivakumar R., Mordike B.L. High temperature coatings for gas turbine blades: a review. *Surface and Coatings Technology*, 1989, vol. 37, iss. 2, pp. 139–160. DOI: 10.1016/0257-8972(89)90099-6.
12. Mrdak M.R. Mechanical properties and metallographic analysis of plasma spray ABS – Ni5.5wt.%Al5wt.%Mo coatings. *Vojnotehnički glasnik*, 2019, vol. 67, iss. 3, pp. 573–587. DOI: 10.5937/vojtehg67-17424.
13. Pugacheva N.B. Current trends in the development of heat-resistant coatings based on iron, nickel and cobalt aluminides. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 3, pp. 51–82. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.051-082. Available at: https://dream-journal.org/issues/2015-3/2015-3_30.html
14. Guzanov B.N., Obabkov N.V., Migacheva G.N. Development and research of multi-layer composite coatings high temperature. *Sciences of Europe*, 2017, No. 16 (16), pp. 261–265.
15. Sidhu S.S., Prakash S. Performance of NiCrAlY, Ni–Cr, Stellite-6 and Ni₃Al coatings in Na₂SO₄–60% V₂O₅ environment at 900° under cyclic conditions. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 201, iss. 3–4, pp. 1643–1654. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.02.035.
16. Pugacheva N.B., Guzanov B.N., Obabkov N.V., Bykova T.M., Michurov N.S. Studying the structure and adhesion strength of thermal barriers coating. *AIP Conference Proceedings*, 2019, vol. 2176, pp. 030013-1–030013-4. DOI: 10.1063/1.5135137.
17. Guzanov B.N., Pugacheva N.B., Alekseev V.D., Slukin Y.Yu. Features of creating combined heat-resistant multicomponent coatings for high-temperature. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2020, vol. 22, No. 3, pp. 12–19. DOI: 10.155593/2224-9877/2020.3.02. (In Russian).
18. Fialkov A.S. *Formirovanie struktury i svoystv uglegrafitovykh materialov* [Formation of the Structure and Properties of Carbon-Graphite Materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1965. (In Russian).

19. Kretzschmar Eberhard, Schwarz Herrmann. *Napylenie metallov, keramiki i plastmass* [Spray Deposition of Metals, Ceramics, and Plastics, transl. Germ.]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1966. (In Russian).
20. Korobov Yu. S., Panov V. I., Razikov N. M. In: *Osnovnye metody i materialy gazotermicheskogo napyleniya* [Basic methods and materials of thermal spraying]. Ekaterinburg, Izdatel'stvo Ural'skogo universiteta, 2016, 77 p. (In Russian).
21. Fialkov A.S., Varlakov V.P., Smirnova T.Yu. Microstructure of petroleum and pitch cokes. *Himiya Tverdogo Topliva*, 1994, No. 2, pp. 49–53. (In Russian).
22. Ubbelohde A.R., Lewis F.A. *Graphite and its crystal compounds*. New York, Oxford University Press, 1960, 217 p.
23. Dorozhkin N.N. *Metodicheskie rekomendatsii po opredeleniyu adgezionnoy prochnosti pokrytiy* [Guidelines for determining the adhesive strength of coatings]. Minsk, INDmash Publ., 1985, 54 p. (In Russian).
24. Ryzhov E.V., Suslov A.G., and Fedorov V.P. *Tekhnologicheskoe obespechenie ekspluatatsionnykh svoystv detalei mashin* [Technologies Ensuring the Required Operational Properties of Machine Parts]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1979, 176 p. (In Russian).
25. Rodichev A.Yu. Study of adhesion strength of journal coatings of rotor-bearing nodes of a test rig. *Izvestiya TulGU. Tekhnicheskie nauki*, 2018, vol. 9, pp. 269–276. (In Russian).
26. Pustyl'nik E. I. *Statisticheskie metody analiza i obrabotki nablyudenij* [Statistical Methods of Analysis and Processing of Observations]. Moscow, Nauka Publ., 1968. (In Russian).
27. Stepnov M.N. and Shavrin A.V. *Statisticheskie metody obrabotki rezul'tatov mekhanicheskikh ispytaniy: spravochnik* [Handbook of Statistical Methods of Processing the Results of Mechanical Tests]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2005. (In Russian).

Подана в журнал: 03.08.2022

УДК 621.793.71

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.023-039

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ СЦЕПЛЕНИЯ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ ГРАФИТА

Ю. В. Николин^{1, а)}, Д. И. Вичужанин^{1, б)*}, Н. Б. Пугачева^{1, в)}, Ф. И. Мезин^{2, г)}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,
д. 34, ул. Комсомольская, г. Екатеринбург, 620049, Российская Федерация

²ДТРК ПАО Северсталь, д. 30, ул. Мира, г. Череповец, 162608, Российская Федерация

а)  <http://orcid.org/0000-0003-1070-2076>  sf.ekb@mail.ru;

б)  <http://orcid.org/0000-0002-6508-6859>  mmm@imach.uran.ru;

в)  <http://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  nat@imach.uran.ru;

г)  fimezin@severstal.com

*Ответственный автор. Эл. почта: mmm@imach.uran.ru

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

Тел.: +7 (343) 362–30–27; факс: +7 (343) 374–53–30

В работе исследованы покрытия, нанесенные на поверхности образцов из электродного графита марки ЭГСП. Нанесение покрытий осуществляли методом газотермического напыления в два этапа: нанесение подслоя (1-го слоя) из испытуемых порошковых материалов; нанесение основного массива плазменного покрытия, состоящего из механической смеси порошков алюминия (АСД-0) и меди (БрХ1) в равнообъемной пропорции. Исследовали прочность сцепления покрытий с поверхностью графита в зависимости от следующих факторов: влияния толщины подслоя; влияния вида предварительной подготовки поверхности; влияния химического состава порошкового материала подслоя. Установлено, что наибольшая прочность сцепления покрытия с графитовой основой достигается при толщине подслоя 80 мкм; при нарезке на поверхности основы резьбы глубиной 1,0 мм; а также при использовании в качестве подслоя алюминиевого порошка АСД-0.

Ключевые слова: плазменно-порошковое покрытие, прочность сцепления, графитированный материал.

1. Введение

Графит является чрезвычайно востребованным в различных отраслях промышленности материалом. Без его применения невозможно представить современную металлургию, машиностроение, атомную, электротехническую и химическую промышленности [1–3]. Прежде всего графит используется для изготовления электродов, поскольку хорошо проводит электрический ток в различных средах (водном растворе, расплаве солей и металлов). Угольные электроды применяются при выплавке алюминия и магния, при этом они эксплуатируются в весьма жестких условиях (при высокой температуре, в агрессивной среде в виде расплавленных солей и т. д.), поэтому они должны удовлетворять следующим основным требованиям: 1) выдерживать высокие температуры; 2) иметь достаточную электропроводность; 3) иметь возможно меньшую пористость и достаточную механическую прочность; 4) обладать хорошей стойкостью против окисления воздухом и разъедания различными химическими веществами; 5) быть достаточно экономичными. Решить вопрос повышения долговечности графитовых электродов возможно за счет нанесения на их поверхность покрытий различного целевого назначения. Известно большое количество способов нанесения покры-

тий: технологии электролитического осаждения покрытий; технологии пропитки, обмазки и окраски; технологии газотермического напыления и др. [4–7].

Из всего многообразия методов нанесения защитных покрытий в случае графитовых электродов наиболее перспективным представляется плазменно-порошковое напыление (ППН) как частный вид газотермических методов нанесения покрытий. Несомненным преимуществом этого метода является высокий уровень универсальности используемых материалов (металлических, керамических, полимерных), высокая степень теплового воздействия на диспергированные материалы, доступность оборудования и порошковых материалов для напыления [8–15].

Существует широкий спектр материалов покрытий, применяемых для защиты поверхности графитовых электродов [16–17]. Основной и наиболее часто решаемой задачей при нанесении покрытий на графитированные материалы является повышение стойкости к высокотемпературному окислению.

Одной из проблем применения технологий ППН для нанесения покрытий на поверхность графита является обеспечение необходимой прочности сцепления покрытия с графитовой основой. Адгезионная прочность напыляемых покрытий является актуальной задачей разработки надежных систем защиты и для металлических материалов [12–18]. Тем более остро она стоит для неметаллических, в том числе графитсодержащих материалов. Статистические данные показывают [19], что 97 % покрытий, выполненных различными видами газотермического напыления, наносятся на металлическую основу и лишь небольшая доля покрытий – на неметаллические материалы, включая графит. Отсутствие надежных и достоверных данных о свойствах ППН-покрытий, нанесенных на графит или графитсодержащие материалы, требует выполнения дополнительных исследований.

Цель работы – исследовать прочность сцепления плазменно-порошковых покрытий, нанесенных на поверхность графита, в зависимости от вида предварительной подготовки его поверхности и состава напыляемых порошковых материалов.

2. Материалы и методы исследования

2.1. Материалы образцов

Таблица 1

Порошковые материалы для плазменного напыления

№ п.п.	Марка порошка/элементный состав	ГОСТ, ТУ	Размер частиц, мкм
1	БрХ1/Cu-Cr	ГОСТ 18175-78	40–100
2	ПГ-Ю5Н/Ni-Al	ТУ 14-22-76-95	40–100
3	ПР-Н55Т45/Ni-Ti	ТУ 14-22-76-95	40–100
4	ПР-НД42СР/Ni-Cu-Si-B	ТУ 14-22-76-95	40–100
5	ПМ-М/молибден	ТУ 14-22-160-2002	40–80
6	ПР-НХ15СР2/Ni-Cr-Si-B	ГОСТ 28377-89	40–100
7	АСД-0/алюминий	ТУ 1791-007-49421776-2011	40–125
8	ПХ20Н80/Ni-Cr	ГОСТ 13084-88	40–100
9	ПВ-НХ16Ю6Ит/Ni-Cr-Al-Y	ТУ 14-22-34-90	40–100

Материал образцов – электродный графит марки ЭГСП (зарубежный аналог UHP – Ultra High Power). На поверхность графитовых образцов наносили покрытия методом газотермического напыления. В качестве порошковых материалов для плазменного напыления был выбран ряд составов (табл. 1), которые традиционно применяются в технологии газотермического нанесения покрытий [4–6, 8, 20]. Известно [4–8], что при газотермическом напылении важнейшими факторами обеспечения высокой прочности сцепления наносимых покрытий с основой являются, во-первых, предварительная подготовка поверхности детали, так как состояние поверхности определяет качество адгезионной связи на границе раздела покрытие–основа, во-вторых, выбор материала подслоя (1-го слоя) покрытия [14, 16–17].

2.2. Предварительная подготовка поверхности образцов из графита

Основными операциями предварительной подготовки поверхности являются очистка поверхности и различные виды обработки, связанные с профилированием напыляемой поверхности (струйно-абразивная, механическая и др.). Особое значение предварительная подготовка поверхности имеет в случае, когда объектом для напыления покрытия является графит или графитированный материал (графит искусственного происхождения), это связано с особенностями его структуры. Так, искусственные графитированные материалы представляют собой разновидность композиционных материалов, характеризующихся неоднородной крупнозернистой структурой с большим количеством пор и дефектов технологического происхождения [18, 21, 22]. Температура плавления графита 3850 °C, поэтому образование адгезионных связей металлического покрытия с графитовой основой, вероятно, будет происходить по принципу механического зацепления частиц покрытия за неровности основы без образования так называемых металлургических связей, возникающих при взаимном подплавлении материала покрытия и основы. По этой причине для исследуемых покрытий нельзя ожидать высоких значений прочности сцепления 40–55 МПа, которые характерны для плазменно-порошкового напыления вида *металл на металл*. В связи с этим, создание развитой контактной поверхности путем ее предварительной обработки является ключевым технологическим аспектом достижения конструкционной прочности сцепления покрытия с поверхностью графита.

С учетом возможного масштабирования технологии плазменного напыления защитных покрытий на графит, принимая во внимание производительность и экономичность способов предварительной обработки поверхности перед напылением, были рассмотрены следующие возможные варианты подготовки поверхности:

- струйно-абразивная обработка;
- механическая обработка.

Струйно-абразивная обработка поверхности графитовых образцов выполнялась с использованием абразивных частиц электрокорунда, с размерностью частиц – F60, давлением воздуха – 4,5...5,5 атм. На рис. 1 представлены образцы графита до и после струйно-абразивной обработки.

В результате такой обработки происходит интенсивное эрозионное разрушение его приповерхностных областей, что можно объяснить недостаточной когезионной прочностью графитированного материала и его низкой твердостью. При этом вскрываются дефектные участки структуры графита и на поверхности обнаруживаются поры и каверны размером до нескольких миллиметров. Невозможность получения контролируемых параметров шероховатости поверхности графита при проведении такого вида обработки стало причиной нецелесообразности его дальнейшего использования.

Механическая обработка поверхности графитовых образцов выполнялась следующим образом (рис. 2):

- 1) токарно-лезвийная обработка при изготовлении образцов в размер с чистой проходкой боковой поверхности;

- 2) крацевание – механическая обработка при помощи латунной или стальной щетки;
- 3) нарезка резьбы на токарном станке с глубиной реза 0,25 мм/ 0,50 мм/ 1,00 мм и шагом резьбы 1,5 мм.

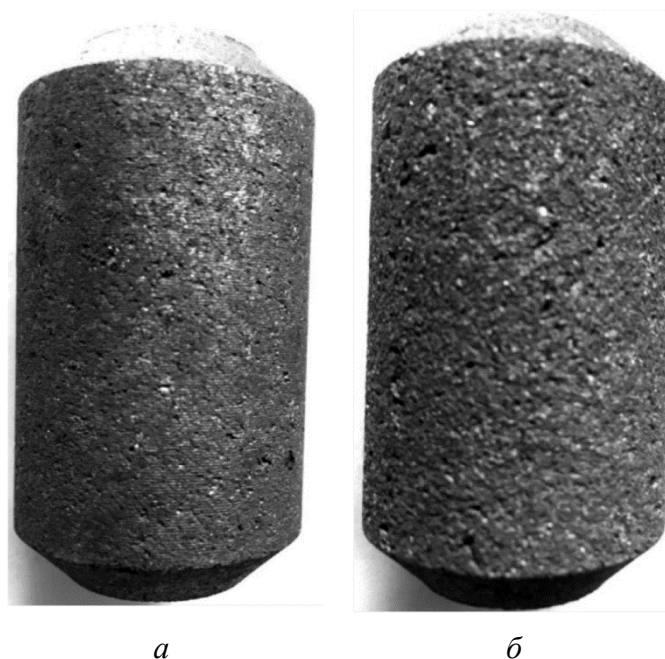


Рис. 1. Образцы графита: *а* – исходное состояние; *б* – после струйно-абразивной обработки



Рис. 2. Поверхность образцов графита после механической обработки: *1* – токарно-лезвийная обработка; *2* – крацевание; *3, 4, 5* – нарезка резьбы глубиной 0,25/ 0,5/ 1,0 мм соответственно

Производительность технологии токарно-механической обработки, ее традиционность и доступность, возможность получения заданных параметров шероховатости обрабатываемой поверхности позволяет рассматривать этот вид предварительной обработки поверхности графита в качестве основного.

2.3. Выбор материала подслоя

Наряду с предварительной подготовкой напыляемой поверхности определяющее значение имеет выбор подслоя (1-го слоя) покрытия. Подслой выполняет роль промежуточной зоны между основными слоями покрытия (в случае нанесения многослойных покрытий) и поверхностью детали, тем самым фактически задает уровень прочностных параметров адгезионной связи покрытия с подложкой. При выборе материала подслоя во внимание принимались опыт использования различных порошковых материалов в технологии ППН, устойчивость и повторяемость результатов при напылении покрытий, доступность порошковых материалов и их стоимость. Результатом выбора, основанного на критериях отбора, стали порошковые материалы, представленные в табл. 1.

2.4. Плазменное напыление

Напыление ППН-покрытий выполнялось на установке плазменно-порошкового напыления УПН-60КМ ТСП2017, изготовитель ООО «НПП «ТСП» (г. Екатеринбург). Все образцы напылялись при одинаковом режиме работы установки: ток – 310 А, напряжение – 57...60 В. Основным плазмообразующий газ – аргон; высокоэнтальпийный газ – водород.

Нанесение плазменно-порошкового покрытия на графитовые образцы выполняли по следующей схеме:

- нанесение подслоя (1-го слоя) из испытываемых порошковых материалов толщиной не более 150 мкм;
- нанесение основного массива плазменного покрытия, состоящего из механической смеси порошков алюминия (АСД-0) и меди (БрХ1) в равнообъемной пропорции.

Плазменное напыление выполняли на заготовках из графита диаметром 40 мм и длиной 150 мм. Предварительно на графитовые заготовки устанавливали оснастку трафаретного типа из разрезных стальных полуколец, которая защищала часть заготовки от напыления (рис. 3). Принимали, что каждая такая заготовка формирует группу, состоящую из подобных образцов с покрытиями одинакового химического состава и одной толщиной нанесенных слоев. Плазменно-порошковое покрытие выполнялось в виде кольца заданной ширины – около 14 мм и толщиной покрытия около 0,7...0,8 мм. После напыления заготовку разрезали в местах, свободных от покрытия, в результате получали образцы для испытаний на прочность сцепления ППН-покрытий с графитовой основой (рис. 4).



Рис. 3. Заготовки перед напылением порошковых материалов

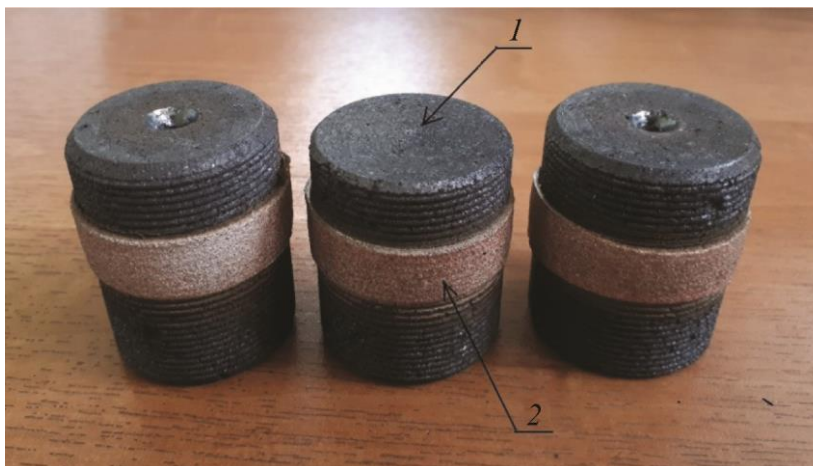


Рис. 4. Образцы для определения прочности сцепления покрытий: 1 – графитированный материал; 2 – плазменно-порошковое покрытие

Всего было изготовлено три партии образцов, которые позволили выявить влияние следующих факторов на прочность сцепления плазменно-порошковых покрытий:

- 1) влияние толщины подслоя;
- 2) влияние вида предварительной подготовки поверхности;
- 3) влияние химического состава порошкового материала подслоя.

Для исследования влияния толщины подслоя были изготовлены образцы, в которых в качестве подслоя использовали никель-алюминиевый (ПГ-Ю5Н) и хромоникелевый (ПР-Х20Н80) порошковые материалы. Способ предварительной подготовки поверхности для образцов этой партии был одинаковым – крацевание. Для выяснения зависимости прочности сцепления покрытия от толщины нанесенного подслоя были нанесены покрытия с различной толщиной подслоя (табл. 2).

Таблица 2

Образцы для испытаний прочности сцепления в зависимости от материала и толщины подслоя

№ группы	Марка порошка/ элементный состав	Толщина подслоя, мкм
1	ПГ-Ю5Н / Ni-Al	80
2	ПГ-Ю5Н / Ni-Al	120
3	ПГ-Ю5Н / Ni-Al	150
4	ПХ20Н80/ Ni-Cr	80
5	ПХ20Н80/ Ni-Cr	120
6	ПХ20Н80/ Ni-Cr	150

Для исследования влияния вида предварительной подготовки поверхности использовали графитовые заготовки с поверхностью, обработанной различным образом (табл. 3). Покрытия этих партий образцов имели одинаковый состав: подслоя – ПГ-Ю5Н (толщина 80 мкм) и основной слой – механическая смесь АСД-0 + БрХ1 (50/50) толщиной слоя 600...700 мкм.

Испытания образцов проводились на сервогидравлической испытательной установке INSTRON 8801.

Характеристики установки:

– максимальное усилие 100 кН; погрешность датчика измерения усилия не более 0,25 % от показаний датчика; датчик силы калибруется автоматически;

– ход исполнительного органа 100 мм; точность измерения перемещения не более 0,5 % от хода исполнительного органа; скорость движения исполнительного органа установки можно менять в диапазоне 1мм/мин – 150 мм/сек;

– максимальная частота записи показаний датчиков во время эксперимента 5 кГц.

Испытательная установка снабжена ЭВМ и контроллером FastTrack. Все операции в процессе эксперимента выполняются программно-аппаратными средствами.

Таблица 3

Образцы для испытаний прочности сцепления в зависимости от вида предварительной обработки

№ группы	Вид обработки поверхности графита
1	Крацевание
2	Резьба глубиной 0,25 мм
3	Резьба глубиной 0,50 мм
4	Резьба глубиной 1,00 мм

2.5. Испытания на прочность сцепления

Для определения прочности сцепления покрытия применяли известную методику, описанную в работах [23, 24], согласно которой образец устанавливали в матрицу 1 (рис. 5), при этом покрытие опиралось на торцевую поверхность матрицы. Затем матрицу с образцом устанавливали на нижний боек испытательной установки 2 и выполняли испытание на сжатие. Скорость движения исполнительного органа установки в испытаниях составила 1 мм/мин. Испытания проводили до момента разрушения покрытия.

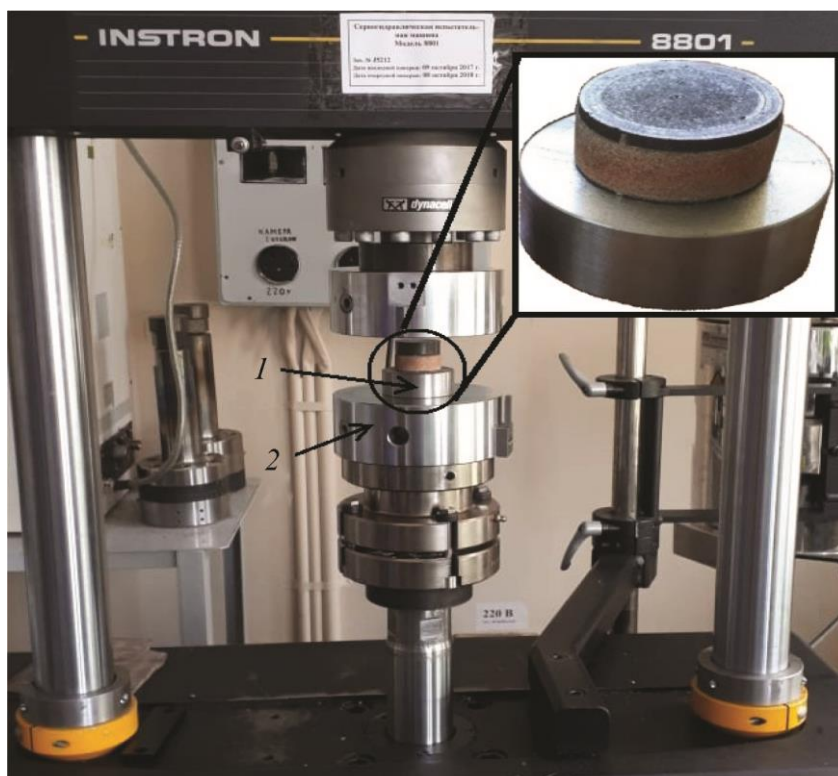


Рис. 5. Сервогидравлическая испытательная установка INSTRON 8801, образец в бойках испытательной установки: 1 – матрица; 2 – боек

Прочность сцепления при сдвиге оценивается напряжением сдвига [25]:

$$\sigma_{\tilde{n}\tilde{o}} = \frac{F}{S} = \frac{F}{\pi \cdot b \cdot d}, \quad (1)$$

где F – сила сдвига при разрушении покрытия, Н; S – площадь контакта покрытия с основой, мм²; d, b – соответственно диаметр образца и ширина покрытия, мм.

По результатам испытаний выполнен статистический анализ данных, в рамках которого рассчитаны [26, 27]:

– среднее выборочное значение прочности сцепления при сдвиге

$$\bar{\sigma}_{\tilde{n}\tilde{o}} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \sigma_{\tilde{n}\tilde{o}_i}, \quad (2)$$

где $\sigma_{\tilde{n}\tilde{o}_i}$ – выборочные значения прочности сцепления при сдвиге; N – объем выборки;

– стандартное отклонение

$$S = \sqrt{\frac{1}{N-1} \sum_{i=1}^N (\sigma_{\tilde{n}\tilde{o}_i} - \bar{\sigma}_{\tilde{n}\tilde{o}})^2}, \quad (3)$$

известно, что 68,26 % значений выборки лежат в диапазоне $\pm S$ от среднего выборочного;

– доверительный интервал для уровня значимости $\alpha = 0,05$:

$$\Delta x = \frac{t_{\alpha, N} \cdot S}{\sqrt{N}}, \quad (4)$$

где $t_{\alpha, N}$ – коэффициент Стьюдента.

3. Результаты исследования

На рис. 6 представлены результаты исследования прочности сцепления покрытия с основой из графитированного материала в зависимости от толщины подслоя. Практика применения технологии плазменно-порошкового напыления [25] показывает, что оптимальная толщина подслоя должна находиться в пределах 60–100 мкм. Это хорошо согласуется с полученными результатами. Рост адгезионной прочности у покрытий с толщиной подслоя 80 мкм в сравнении с покрытиями с толщиной подслоя в 150 мкм составил 47 % для никель-алюминиевого (ПГ-Ю5Н) и 20 % для хромоникелевого (ПР-Х20Н80) порошковых материалов.

На рис. 7 представлены результаты исследования прочности сцепления покрытия с основой из графитированного материала в зависимости от вида предварительной подготовки напыляемой поверхности.

Результаты испытаний подтверждают предположение о том, что в отсутствие возникновения металлургической связи между металлическими покрытиями и графитовой основой прочность их сцепления будет формироваться за счет сил механического зацепления и определяться степенью развитости поверхности графита. Экспериментально установлен почти 40 %-й рост значений прочности сцепления покрытия к графитовой основе при сравнении легкой (кращевание) и существенной (резьба глубиной 1,0 мм) степени изменения профиля поверхности.

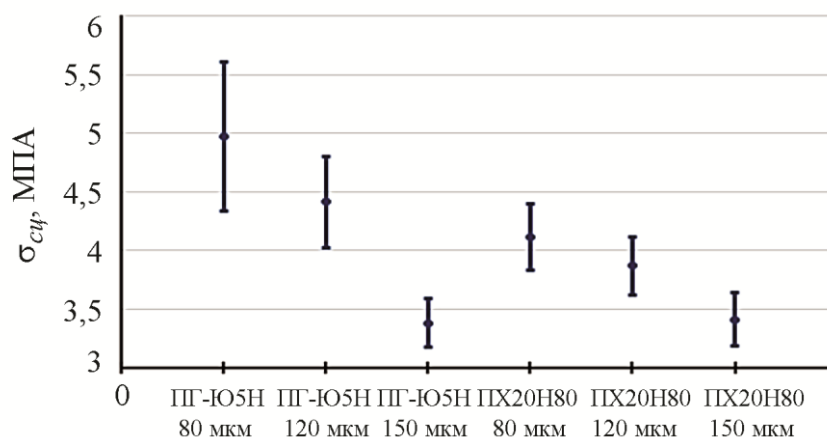


Рис. 6. Влияние толщины подслоя плазменно-порошкового покрытия на прочность сцепления покрытия с основой

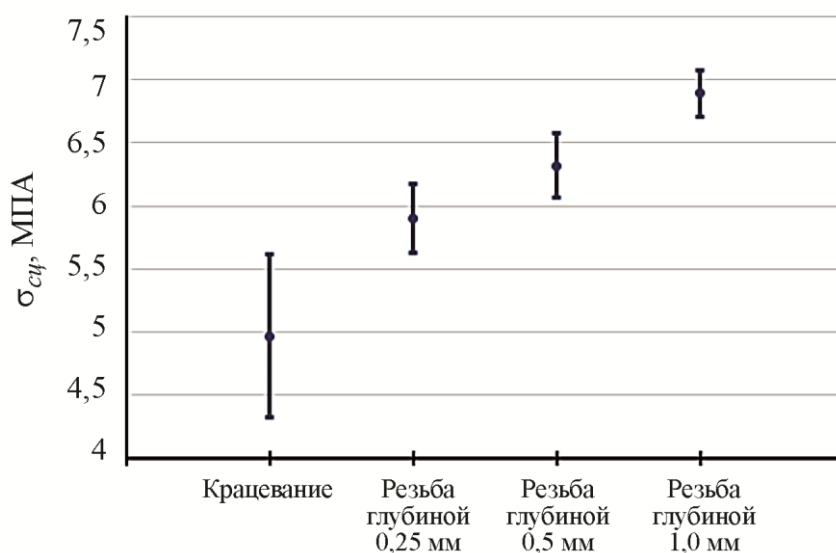


Рис. 7. Влияние вида предварительной подготовки поверхности на прочность сцепления покрытия с основой

На рис. 8 приведены результаты исследования прочности сцепления покрытия с основой из графитированного материала в зависимости от химического состава порошкового материала подслоя.

Наилучшие параметры прочности сцепления в исследованной группе порошковых материалов достигаются для алюминиевого порошка АСД-0. Этот факт можно объяснить почти полным проплавлением частиц порошка алюминия при напылении, что позволяет им хорошо заполнять профиль поверхности графита. При этом реализуется механизм анкерного зацепления и достигаются высокие показатели сцепления покрытия с графитовой основой, которые в 2 раза выше, чем у материала с наименьшим значением прочности сцепления (порошок на основе никеля и титана ПР-Н55Т45).

Важно отметить, что некоторое количество исследованных образцов с ППН-покрытиями показало существенный разброс значений стандартного отклонения измеренных величин. При анализе внешнего вида испытываемых образцов было установлено, что характер их разрушения в ходе испытаний можно отнести к трем характерным типам:

Тун 1. Разрушение покрытия по адгезионному типу (рис. 9). В этом случае плоскость сдвига совпадает с плоскостью раздела графита и ППН-покрытия. Характерная диаграмма нагружения для этого типа разрушения представлена на рис. 10.

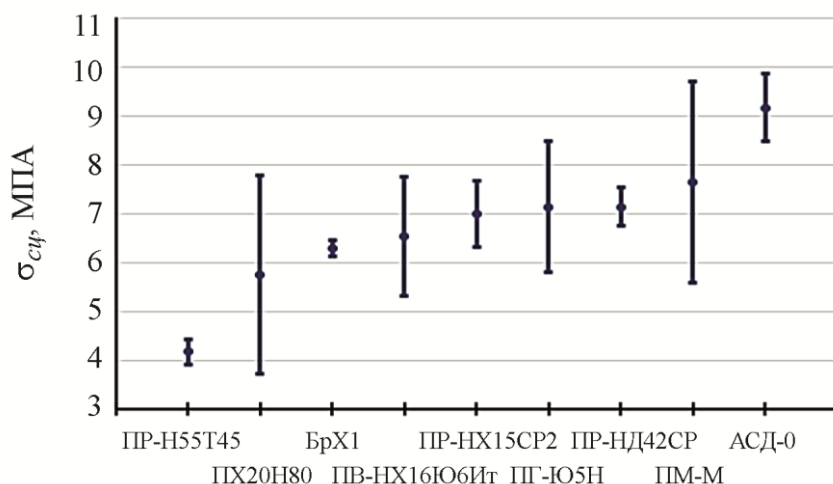


Рис. 8. Влияние химического состава порошкового материала подслоя на прочность сцепления покрытия с основой



Рис. 9. Фотография образца с покрытием, разрушенным по адгезионному типу

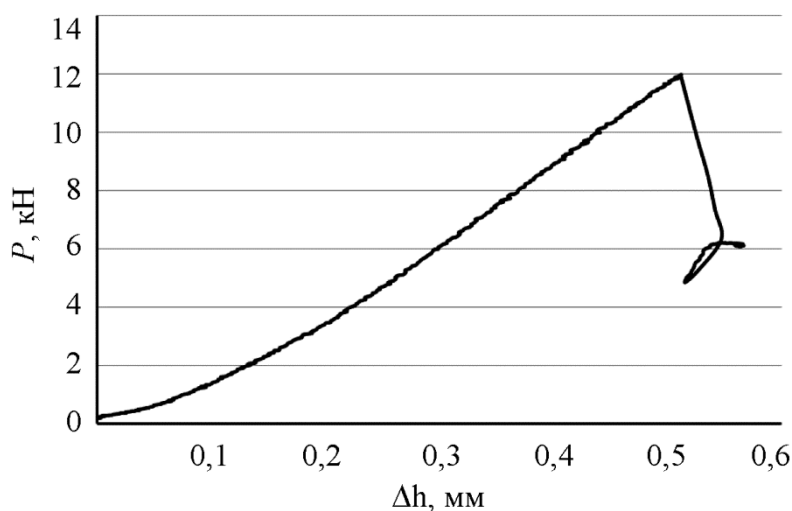


Рис. 10. Пример типичной диаграммы нагружения образца *типа 1*

Тип 2. Разрушение когезионно-адгезионного типа (рис. 11). В начальный момент нагружения в структуре ППН-покрытия происходит сдвиг по покрытию (когезия в покрытии меньше, чем адгезия между покрытием и графитом), затем происходит сдвиг всего покрытия в целом. Характерная диаграмма нагружения для этого вида разрушений представлена на рис. 12.



Рис. 11. Фотография образца с покрытием, разрушенным по когезионно-адгезионному типу

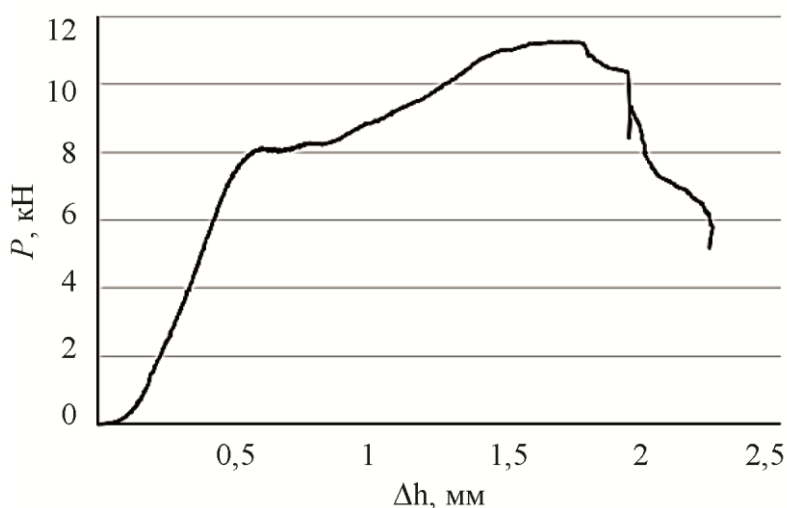


Рис. 12. Пример типичной диаграммы нагружения образца *типа 2*

Тип 3. Разрушение, когда адгезионная прочность покрытия и графитового образца превышают собственные значения прочности графита (рис. 13). Разрушение происходит по телу графитового образца с отрывом графитового массива на глубину до 5...7 мм. Диаграмма разрушения этого типа представлена на рис. 14.



Рис. 13. Фотография образца с покрытием, разрушенным по телу графитового образца

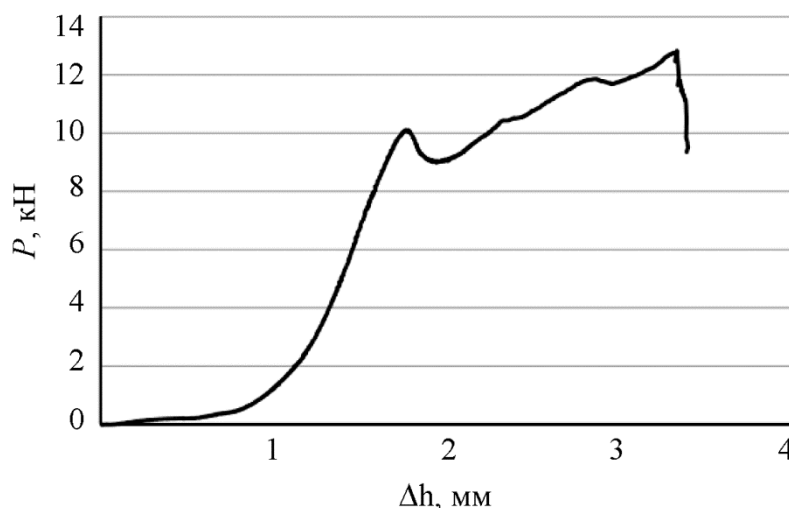


Рис. 14. Пример типичной диаграммы нагружения образца *типа 3*

Анализ результатов прочностных измерений, характера разрушения испытываемых образцов и их внешнего вида после испытаний показывает, что разброс значений стандартного отклонения измеренных величин связан прежде всего с нестабильностью прочностных характеристик графитового материала, а прочность сцепления плазменно-порошковых покрытий, находящихся на уровне 8,0 МПа и выше, сопоставима или превышает собственные прочностные показатели графитового материала. По этой причине в работе представлены результаты испытаний, в которых разрушение образцов проходило по первому и второму типу.

4. Заключение

1. Установлено, что наибольшая прочность сцепления плазменно-порошкового покрытия с графитовой основой достигается при толщине подслоя 80 мкм.
2. В отсутствие возникновения металлургической связи между металлическими покрытиями и графитовой основой, прочность их связи будет формироваться за счет сил механического зацепления и определяться степенью развитости поверхности графита. Поэтому наиболее высокая прочность сцепления плазменно-порошкового покрытия с основой будет в случае нарезки на графитовой основе резьбы глубиной 1,0 мм.
3. Анализ полученных результатов показывает, что наилучшие параметры прочности сцепления достигаются для алюминиевого порошка АСД-0. Этот факт можно объяснить хорошим проплавлением частиц порошка алюминия при напылении, что позволяет им хорошо заполнять профиль поверхности графита. При этом реализуется механизм анкерного зацепления и достигаются высокие показатели сцепления покрытия с графитовой основой.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания, номер государственной регистрации АААА-А18-118020790145-0. Испытания проведены на оборудовании центра коллективного пользования «Пластометрия» Института машиноведения имени Э. С. Горкунова УрО РАН.

Литература

1. Теплофизика плазменного напыления, наплавки, резки и сфероидизации / Н. Н. Рыкалин, И. Д. Кулагин, М. Х. Шоршоров, В. Н. Кудинов, Ю. В. Красулин, В. А. Петруничев, А. А. Углов // Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов. – М. : Наука, 1973. – С. 66–84.

2. Development of Ion-Plasma Refractory Metallic Layers of Heat-Insulating Coatings for Cooled Turbine Rotor Blades / S. A. Budinovskiy, S. A. Muboyadzhyan, A. M. Gayamov, P. V. Matveev // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2014. – Vol. 55. – P. 652–657. – DOI: 10.1007/s11041-014-9684-2.
3. Tarasenko Yu. P., Tsareva N. N., Berdnik O. B. The structure and physical-mechanical properties of the heat-resistant Ni-Co-Cr-Al-Y intermetallic coating obtained using rebuilt plasma equipment // *Thermophysics and Aeromechanics*. – 2014 – Vol. 1, No. 5. – P. 641–650. – DOI: 10.1134/S0869864314050138.
4. Гузанов Б. Н., Косицын С. В., Пугачева Н. Б. Упрочняющие защитные покрытия в машиностроении. – Екатеринбург : УрО РАН, 2004. – 244 с. – ISBN: 5-7691-1405-3.
5. Shevchenko O. I., Trekin G. E., Farber V. M. Distribution of chemical elements in structural components of a facing of a self-fluxing nickel alloy // *Met. Sci. Heat Treat.* – 1997. – Vol. 39, No. 6. – P. 233–235. – DOI: 10.1007/BF02467225.
6. Otsubo F., Era H., Kishitake K. Structure and phases in nickel-base selffluxing alloy coating containing high chromium and boron // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2000. – Vol. 9, iss. 1. – P. 107–113. – DOI: 10.1361/105996300770350131.
7. Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик, Ю. С. Борисов, А. С. Мнухин, М. Д. Никитин. – Л. : Машиностроение, 1985. – 199 с.
8. Uusitalo Mikko, Vuoristo Petri, Mäntylä Tapio. Elevated temperature erosion-corrosion of thermal sprayed coatings in chlorine containing environments // *Wear*. – 2002. – Vol. 252, iss. 7–8. – P. 586–594. – DOI: 10.1016/S0043-1648(02)00014-5.
9. Matthews S., Schweizer M. Optimization of arcsprayed Ni-Cr-Ti coatings for high temperature corrosion applications // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2013. – Vol. 22, iss. 4. – P. 538–550. – DOI: 10.1007/s11666-013-9914-y.
10. Guzanov B. N., Pugacheva N. B., Bykova T. M. Corrosion and erosion resistance of the combined multilayer coating for the protection of critical parts of modern gas turbine engines // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2021. – Iss. 2. – P. 6–21. – DOI: 10.17804/2410-9908.2021.2.006-021. – URL: https://dream-journal.org/issues/2021-2/2021-2_317.html
11. Sivakumar R., Mordike B. L. High temperature coatings for gas turbine blades: a review // *Surface and Coatings Technology*. – 1989. – Vol. 37, iss. 2. – P. 139–160. – DOI: 10.1016/0257-8972(89)90099-6.
12. Mrdak M. R. Mechanical properties and metallographic analysis of plasma spray ABS – Ni5.5wt.%Al5wt.%Mo coatings // *Vojnotehnički glasnik*. – 2019. – Vol. 67, iss. 3. – P. 573–587. – DOI: 10.5937/vojtehg67-17424.
13. Pugacheva N. B. Current trends in the development of heat-resistant coatings based on iron, nickel and cobalt aluminides // *Diagnostics, resource and mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 3. – P. 51–82. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.051-082. – URL: https://dream-journal.org/issues/2015-3/2015-3_30.html
14. Guzanov B. N., Obabkov N. V., Migacheva G. N. Development and research of multi-layer composite coatings high temperature // *Sciences of Europe*. – 2017. – No. 16 (16). – P. 261–265.
15. Sidhu S. S., Prakash S. Performance of NiCrAlY, Ni–Cr, Stellite-6 and Ni₃Al coatings in Na₂SO₄–60% V₂O₅ environment at 900° under cyclic conditions // *Surface and Coatings Technology*. – 2006. – Vol. 201, iss. 3–4. – P. 1643–1654. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2006.02.035.
16. Studying the structure and adhesion strength of thermal barriers coating / N. B. Pugacheva, B. N. Guzanov, N. V. Obabkov, T. M. Bykova, N. S. Michurov // *AIP Conference Proceedings*. – 2019. – Vol. 2176. – P. 030013-1–030013-4. – DOI: 10.1063/1.5135137.
17. Особенности создания комбинированных теплостойких покрытий для деталей высокотемпературного назначения / Б. Н. Гузанов, Н. Б. Пугачева, В. Д. Алексеев,

- Е. Ю. Слукин // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2020. – Т. 22, № 3. – С. 12–19. – DOI: 10.15593/2224-9877/2020.3.02.
18. Фиалков А. С. Формирование структуры и свойств углеграфитовых материалов. – М. : Металлургия, 1965. – 288 с.
19. Кречмар Э. Напыление металлов, керамики и пластмасс / пер. с нем. Е. М. Стрельцова, Д. Н. Маневич. – М. : Машиностроение, 1966. – 432 с.
20. Анализ свойств газотермических покрытий : учеб. пособие : в 2 ч. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. – Ч. 1 : Коробов Ю. С., Панов В. И., Разиков Н. М. Основные методы и материалы газотермического напыления. – 80 с.
21. Фиалков А. С., Варлаков В. П., Смирнова Т. Ю. Микроструктура нефтяного и пекового коксов // Химия твердого топлива. – 1994. – № 2. – С. 49–53.
22. Уббелоде А. Р., Льюис Ф. А. Графит и его кристаллические соединения / пер. с англ. – М. : Мир, 1965. – 256 с.
23. Дорожкин Н. Н. Методические рекомендации по определению адгезионной прочности покрытий. – Минск : ИНДмаш, 1985. – 54 с.
24. Рыжов Э. В., Суслов А. Г., Федоров В. П. Технологическое обеспечение эксплуатационных свойств деталей машин. – М. : Машиностроение, 1979. – 176 с.
25. Родичев А. Ю., Сытин А. В., Тюрин В. О. Исследование прочности сцепления покрытия цапф роторно-опорных узлов экспериментальной установки // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2018. – Вып. 9. – С. 269–276.
26. Пустыльник Е. Н. Статистические методы анализа и обработки наблюдений. – М. : Наука, 1968. – 288 с.
27. Степнов М. Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний : справочник. – М. : Машиностроение, 1985. – 231 с.

Received: 28.04.2022

Revised: 31.08.2022

Accepted: 30.09.2022

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.040-049

EFFECT OF FRICTION TREATMENT OF THE AISI 321 STEEL ON CHANGES IN ITS HARDNESS AND MAGNETIC CHARACTERISTICS

E. A. Putilova^{a)}*, L. S. Goruleva^{b)}, S. M. Zadvorkin^{c)}

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation*

^{a)}  <https://orcid.org/0000-0002-8508-8413>  tuevaevgenya@mail.ru;

^{b)}  <https://orcid.org/0000-0001-8635-5213>  sherlarisa@yandex.ru;

^{c)}  <https://orcid.org/0000-0002-7918-8207>  zadvorkin@imach.uran.ru

*Corresponding author. E-mail: tuevaevgenya@mail.ru

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation

Tel.: +7 (343) 362 30 29

The friction treatment of corrosion-resistant metastable steels makes it possible to improve the strength properties and operational characteristics of such materials. This is mainly due to the formation of strain-induced martensite, a stronger ferromagnetic phase, in the surface layer. Besides, modification of the phase composition changes the magnetic state of the material. The paper presents the results of the effect of varying the normal load of the indenter during surface friction treatment on the change in the phase composition and the magnetic characteristics of the AISI 321 steel. The amount of the formed ferromagnetic phase and hardness are related to the normal load of the indenter. It is shown that magnetization can be used as an informative parameter for diagnosing the formation of strain-induced martensite during the friction treatment of the AISI 321 steel.

Keywords: friction treatment, metastable corrosion-resistant austenitic steel, strain-induced martensite, specific magnetization, magnetic hysteresis loops.

Acknowledgments

The work was performed under state assignment no. AAAA-A18-118020790148-1. The equipment of the Plastometriya shared research facilities.

We thank R. A. Savrai, P. A. Skorynina, I. A. Zabolotskikh, and Yu. M. Kolobylin, members of the Structural Materials Laboratory, IES UB RAS (Ekaterinburg), for performing surface friction treatment and providing us with test specimens.

References

1. Gol'dshtejn M.I., Grachev S.V., Veksler Yu.G. *Spetsial'nye stali* [Special steels]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985, 408 p. (In Russian).
2. Lo K.H., Shek C.H., Lai J. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2009, vol. 65, No. 4, pp. 39–104. DOI: 10.1016/J.MSER.2009.03.001.
3. Eskandari M.A., Kermanpur A., Najafizadeh A. Formation of nanocrystalline structure in 301 stainless steel produced by martensite treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, vol. 40, No. 9, pp. 2241–2249. DOI: 10.1007/S11661-009-9916-Z.
4. Arzamasov B.N., Sidorin I.I., Kosolapov G.F., Makarova V.I., Mukhin G.G., Ryzhov N.M., Silaeva V.I., and Ul'yanova N.V. *Materialovedenie: uchebnik dlya vysshikh tekhnicheskikh*

uchebnykh zavedenii [Materials Science: Handbook for Technological Colleges]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1986. (In Russian).

5. Pradhan K.K., Matawale C.R., Murarka S. Analysis of erosion-corrosion resistance and various application in domestic and industrial field of stainless steel grade. *International Journal of Research (IJR)*, 2015, vol. 2, iss. 4, pp. 807–811.

6. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov*, 2-e izd. [Theory of heat treatment of metals, 2nd ed.]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1974. 400 p. (In Russian).

7. Gulyaev A.P. Materials Science: A Textbook for Institutes of Higher Education, 6th ed., Metallurgiya, Moscow, 1986. (In Russian).

8. Wu Y., Guelorget B., Sun Z., Déturche R., Retraint D. Characterization of gradient properties generated by SMAT for a biomedical grade 316L stainless steel. *Materials Characterization*, 2019, vol. 155, 109788. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109788.

9. Makarov A.V., Savray R.A., Skorynina P.A., Volkova E.G. Development of Methods for Steel Surface Deformation Nanostructuring. *Metal Science and Heat Treatment*, 2020, vol. 62, pp. 61–69. DOI: 10.1007/s11041-020-00529-w.

10. Torres M.A.S., Voorwald H.J.C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue*, 2002, vol. 24, iss. 8, pp. 877–886. DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00205-5.

11. De los Rios E.R., Walley A., Milan M.T., Hammersley G. Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 1995, vol. 17, iss 7, pp. 493–499. DOI: 10.1016/0142-1123(95)00044-T.

12. Kermouche G., Pacquaut G., Langlade C., Bergheau J. Investigation of mechanically attrited structures induced by repeated impacts on an AISI1045 steel. *Comptes Rendus Mécanique*, 2011, vol. 339, iss 7–8, pp. 552–562. DOI: 10.1016/J.CRME.2011.05.012.

13. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 38–45. DOI: 10.1016/J.MSEA.2003.10.261.

14. Makarov A.V. Nanostructuring Friction Treatment of Carbon and Low-Alloyed Steels. In: *Perspektivnye materialy: Uchebnoe posobie* [Perspective Materials, vol. 4: A Tutorial]. Merson, D.L., ed., Tolyatti, TGU Publ., 2011, pp. 123–207. (In Russian).

15. Savrai R.A., Osintseva A.L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 802, 140679. DOI: 10.1016/j.msea.2020.140679.

16. Savrai R.A., Kolobylin, Y.M. & Volkova E.G. Micromechanical Characteristics of the Surface Layer of Metastable Austenitic Steel after Frictional Treatment. *Phys. Metals Metallogr*, 2021, vol. 122, No. 8, pp. 800–806. DOI: 10.1134/S0031918X21080123.

17. 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, iss.5. Available at: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2017_Savrai_R.A._et_al._043_062.pdf (accessed 21.04.2022). DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.

18. Rusakov A.A. *Rentgenografiya metallov* [Radiography of metals]. Moscow, Atomizdat Publ., 1977, 480 p. (In Russian).

19. Dorofeev A.L. *Vikhrevye toki* [Eddy currents]. Moscow, Energiya Publ., 1977, 72 p. (In Russian).

20. Gorkunov É.S., Zadvorkin S.M., Mitropolskaya S.Yu., Vichuzhanin D.I., Solov'ev K.E. Change in magnetic properties of metastable austenitic steel due to elastoplastic deformation. *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, vol. 51, pp. 423–428. DOI:10.1007/S11041-010-9185-X.

21. Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovskij Yu. R. *Stali s metastabil'nyim austenitom* [Steels with metastable austenite]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1988, 255 p. (In Russian).

Подана в журнал: 28.04.2022

УДК 669.14:621.787.4

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.040-049

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДОСТЬ И МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ AISI 321

Е. А. Путилова^{а)}*, Л. С. Горулева^{б)}, С. М. Задворкин^{в)}

Институт машиноведения УрО РАН, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0002-8508-8413>  tuevaevgenya@mail.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0001-8635-5213>  sherlarisa@yandex.ru;

^{в)}  <https://orcid.org/0000-0002-7918-8207>  zadvorkin@imach.uran.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: tuevaevgenya@mail.ru

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

Тел.: +7 (343) 362–30–29

Фрикционная обработка коррозионностойких метастабильных аустенитных сталей позволяет добиться улучшения прочностных свойств и эксплуатационных характеристик подобных материалов. В основном этот результат достигается благодаря образованию в поверхностном слое более прочной ферромагнитной фазы – мартенсита деформации. При этом изменение фазового состава приводит также к изменению магнитного состояния материала. В статье приведены результаты влияния варьирования нормальной нагрузки на индентор при поверхностной фрикционной обработке на изменение фазового состава, твердости и уровня магнитных характеристик стали AISI 321. Установлены зависимости количества образовавшейся ферромагнитной фазы и твердости от нормальной нагрузки на индентор. Показано, что удельная намагниченность может быть использована в качестве информативного параметра для диагностики образования мартенсита деформации в процессе фрикционной поверхностной обработки стали AISI 321.

Ключевые слова: фрикционная обработка, коррозионностойкая метастабильная аустенитная сталь, мартенсит деформации, удельная намагниченность, петли магнитного гистерезиса.

1. Введение

Стали с метастабильной аустенитной структурой широко используются в различных областях промышленности: автомобильной, пищевой, нефтехимической, химической, в медицине и многих других [1–5]. Одной из особенностей, наблюдаемых в подобных сталях, является протекание деформационного фазового превращения с образованием в структуре мартенсита деформации (α' -фаза). Подобные структурные превращения существенно влияют на уровень прочностных и эксплуатационных характеристик материала [6–8]. Этот факт позволяет достаточно успешно применять различные виды поверхностного упрочнения для материалов с метастабильной структурой с целью создания более упрочненного поверхностного слоя для увеличения срока службы детали [9–13].

В результате поверхностной фрикционной обработки происходит формирование градиентной структуры металла в приповерхностных слоях, в основном с формированием нано- или ультрамелкодисперсной структуры [8, 9, 14, 15]. Фрикционная обработка скользящим индентором представляет собой эффективный способ формирования наноструктурированного слоя на поверхности практически любых сталей [14]. В работах [15–17] было проведено исследование структуры и микромеханических характеристик поверхностного слоя стали AISI 321 после фрикционной обработки. Сталь AISI 321 является коррозионностойкой мета-

стабильной сталью, в которой при деформации происходит фазовое $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение с образованием мартенсита деформации. Фрикционная обработка приводит к интенсивной пластической деформации поверхности материала с формированием нанокристаллических или ультрамелкодисперсных структур [17].

В вышеупомянутых исследованиях проводилось варьирование технологических режимов только в сторону увеличения количества проходов индентора при одинаковой нагрузке. Было установлено оптимальное количество проходов для обеспечения существенного упрочнения материала, но при этом сохранения высокого качества шероховатости поверхности и стойкости при контактных нагрузках.

В работе проведено исследование влияния поверхностной фрикционной обработки при различных нормальных нагрузках на индентор на изменение фазового состава и магнитных характеристик коррозионностойкой метастабильной стали AISI 321.

2. Материалы и методика

Образцы для исследования вырезали из коррозионностойкой метастабильной стали AISI 321 (химический состав приведен в табл. 1) после поверхностной фрикционной обработки по различным режимам.

Таблица 1

Химический состав исследованной стали AISI 321, мас. %

Химический состав стали											
C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	Mo	Co	Nb	Cu	P	S
0,05	16,80	8,44	0,33	1,15	0,67	0,26	0,13	0,03	0,31	0,036	0,005

Образцы представляли собой плоские пластины толщиной 9 мм. В исходном состоянии исследуемая сталь обладала 100 %-й аустенитной структурой (по результатам рентгенофазового анализа). Фрикционная обработка проводилась на установке, созданной на базе поперечно-строгального станка при возвратно-поступательном движении индентора по схеме «полусферический индентор – плоский образец» [17]. Фрикционную обработку проводили скользящим индентором из синтетического алмаза полусферической формы с радиусом полусферы 3 мм в среде аргона, со скоростью возвратно-поступательного движения 0,05 м/с, при длине хода 20 мм, смещении индентора на каждый двойной ход 0,1 мм и количестве сканирований поверхности равном 1. В результате получили деформированную поверхность шириной 10 и длиной 20 мм. Использование защитной газовой атмосферы позволяет предотвратить охрупчивание поверхностно-упрочненного слоя при взаимодействии с кислородом воздуха [9]. Нормальную нагрузку на индентор при фрикционной обработке варьировали следующим образом: 5, 10, 15, 20, 25, 30 и 40 кг.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 в $\text{CrK}\alpha$ -излучении. Фазовый состав определяли методом гомологических пар, а остаточные напряжения рассчитывали методом « $\sin^2\psi$ » [18].

Измерения микротвердости на обработанной поверхности полученных образцов проводили на приборе Shimadzu HNMV-G21DT. Нагрузка на индентор составляла 25 г.

При помощи анализатора Rollscan 300 проводили регистрацию петель магнитного гистерезиса образцов в переменном магнитном поле в условных единицах измерения. Сечение полюсов ПМУ анализатора Rollscan 300 составляло $3,5 \times 8,0$ мм, расстояние между полюсами – 3 мм, что обеспечивает локальность расположения датчика относительно обработанной поверхности. Амплитуду напряжения и частоту тока перемагничивания подбирали экспериментально для получения максимальной величины сигнала датчика прибора. Напряжение составляло 5 В, а частоту выбрали равной 95 и 990 Гц с целью изменения глубины промаг-

ничивания анализируемого слоя, которая обратно пропорциональна частоте [19]. Определение значений удельной намагниченности исследуемых образцов в статическом поле осуществляли при помощи прибора KOERZIMAT 1.097 HСJ/J-H FOERSTER. Вес образцов определяли при взвешивании на аналитических весах.

3. Результаты и их обсуждение

В исходном состоянии исследуемая сталь AISI 321 обладает чисто аустенитной структурой, что подтверждается измерением магнитных характеристик (рис. 1), а также результатами рентгеноструктурного анализа (рис. 2 а; табл. 2).

При помощи рентгеноструктурного анализа было установлено количество образовавшегося на поверхности α' -мартенсита в зависимости от нормальной нагрузки на индентор при фрикционной обработке (табл. 2). При этом при нагрузке на индентор в диапазоне от 5 до 25 кг на поверхности детектируются две фазы: аустенит и мартенсит деформации (рис. 2 б), а при превышении нагрузки более 25 кг на поверхности присутствует не менее 95 % мартенситной фазы (рис. 2 в).

Таблица 2

Количество мартенсита деформации на обработанной поверхности в зависимости от нагрузки на индентор

Содержание α' -мартенсита, %	Нагрузка на индентор, кг							
	0	5	10	15	20	25	30	40
	0	29	38	52	69	>95	>95	>95

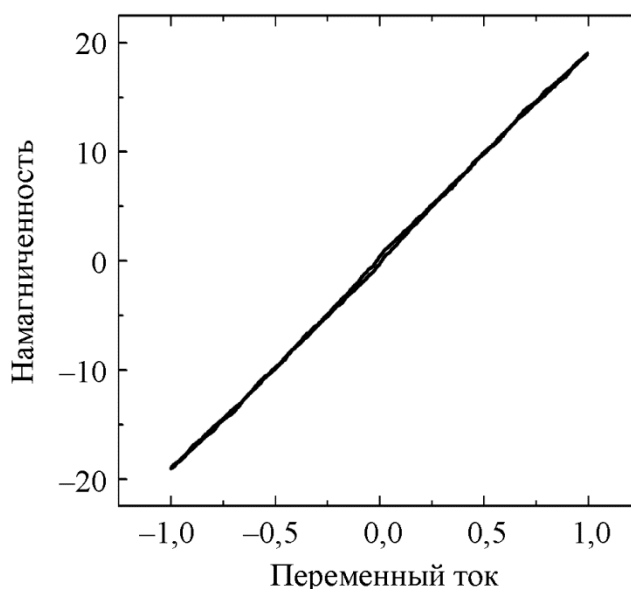


Рис. 1. Петля магнитного гистерезиса стали AISI 321 в исходном состоянии

На рис. 3 представлен график зависимости твердости и изменения количества мартенсита деформации в зависимости от нагрузки при фрикционной обработке. Как и следовало ожидать, характер изменения твердости достаточно хорошо согласуется с изменением количества мартенсита деформации в приповерхностном слое. При нагрузке более 25 кг в поверхностном слое образуется 100 % мартенситной фазы, при этом темпы увеличения твердости снижаются. При более высоких значениях нагрузки на индентор вполне возможно, что

весомый вклад в упрочнение вносит не только образование новой более твердой и прочной фазы – мартенсита деформации, но и упрочнение по дислокационному механизму.

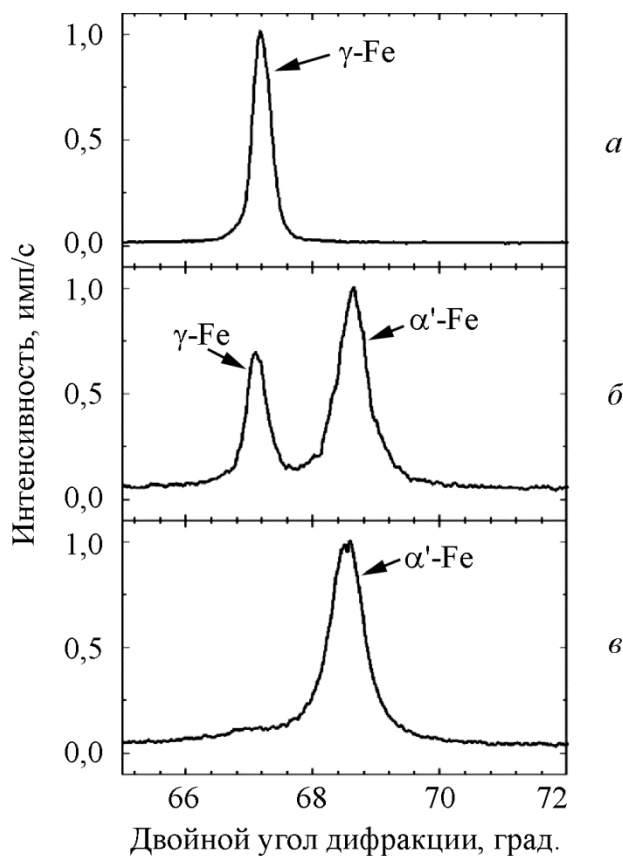


Рис. 2. Вид рентгенограмм стали AISI 321: в исходном состоянии и после фрикционной обработки: *а* – в исходном состоянии; *б* – после фрикционной обработки с нормальной нагрузкой на индентор 10 кг; *в* – после фрикционной обработки с нормальной нагрузкой на индентор 40 кг

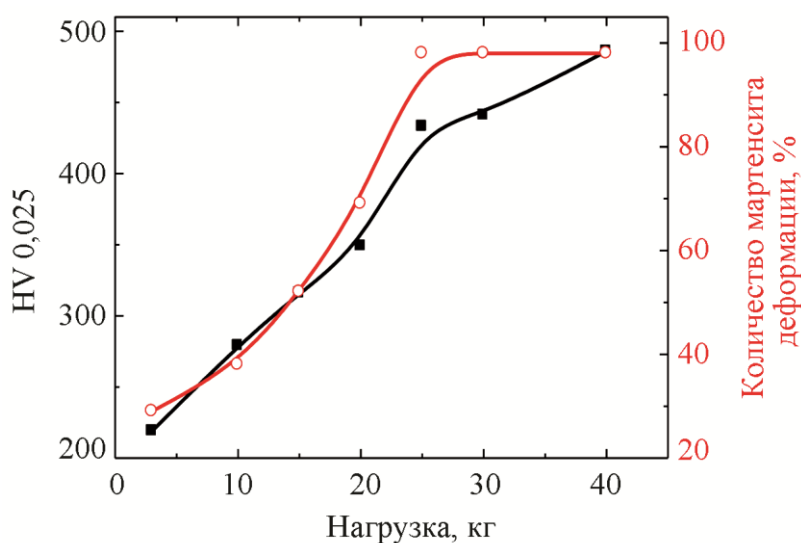


Рис. 3. Зависимости твердости поверхности (черная кривая) и количества мартенсита деформации (красная кривая) в зависимости от нормальной нагрузки на индентор при фрикционной обработке

Образование α' -мартенсита деформации, являющегося ферромагнитной фазой, в структуре приводит к изменению магнитных характеристик, в частности удельной намагниченности. У исходного необработанного образца ввиду чисто аустенитной, а следовательно, парамагнитной структуры значения намагниченности были нулевыми. Изменение значений намагниченности после поверхностной обработки скользящим индентором с различным усилием представлены на рис. 4. В отличие от твердости и рентгеноструктурного анализа, при которых анализируется только поверхностный слой, удельная намагниченность является интегральной характеристикой и дает информацию по всему объему анализируемого образца. Удельная намагниченность изменяется однозначно с возрастанием нормальной нагрузки на индентор, что позволяет использовать ее в качестве параметра при оценке изменений фазового состава стали AISI 321 при поверхностной деформационной обработке. При этом при нормальных нагрузках на индентор выше 20 кг чувствительность этого параметра увеличивается.

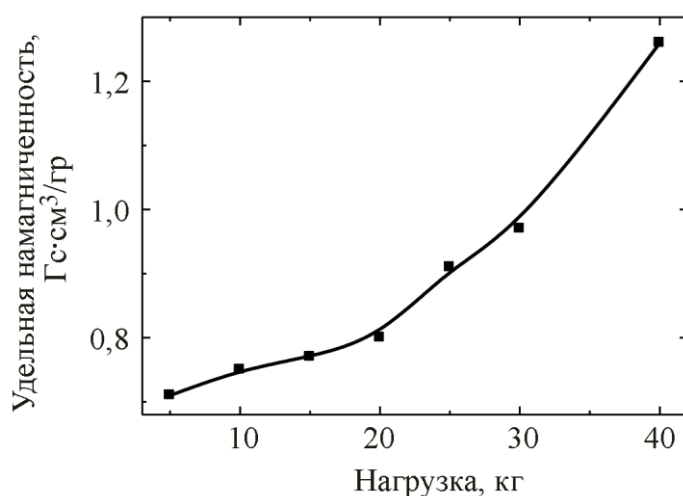


Рис. 4. Зависимость удельной намагниченности от нормальной нагрузки на индентор при фрикционной обработке

На рис. 5 представлены петли магнитного гистерезиса, измеренные в переменном поле исследуемых образцов как в исходном состоянии, так и в зависимости от нагрузки на индентор при разных частотах: а, в, д – 95 Гц, б, з, е – 990 Гц. В исходном состоянии, как уже было сказано выше, материал находился в парамагнитном состоянии, петля магнитного гистерезиса в переменном поле представляет собой прямую линию (рис. 1). После фрикционной обработки даже с небольшой нагрузкой на индентор (5 кг) происходит образование первых частиц ферромагнитной фазы, мартенсита деформации, в парамагнитной матрице. При частоте 990 Гц промагничивался и анализировался более тонкий поверхностный слой, следовательно, в данном случае вклад в формирование магнитных характеристик вносит в основном ферромагнитная фаза. А при частоте 95 Гц – анализировался больший объем образца. В этом случае объем, занимаемый ферромагнитной фазой, был незначительным по сравнению с анализируемым объемом.

Для петель магнитного гистерезиса при нагрузках 5–20 кг характерно наличие более резкого изменения намагниченности, особенно это заметно при измерениях при 95 Гц (рис. 5 а, в). Для данных образцов характерны достаточно большие значения магнитной проницаемости, определяемой при дифференцировании спинок петель магнитного гистерезиса (по тангенсу угла наклона кривой). Подобное перемагничивание путем больших скачков Баркгаузена свидетельствует о значительной роли механизма магнитного гистерезиса, связанного с задерж-

кой образования и роста зародышей перемagnetивания при небольшом содержании ферромагнитной фазы в парамагнитной матрице [20].

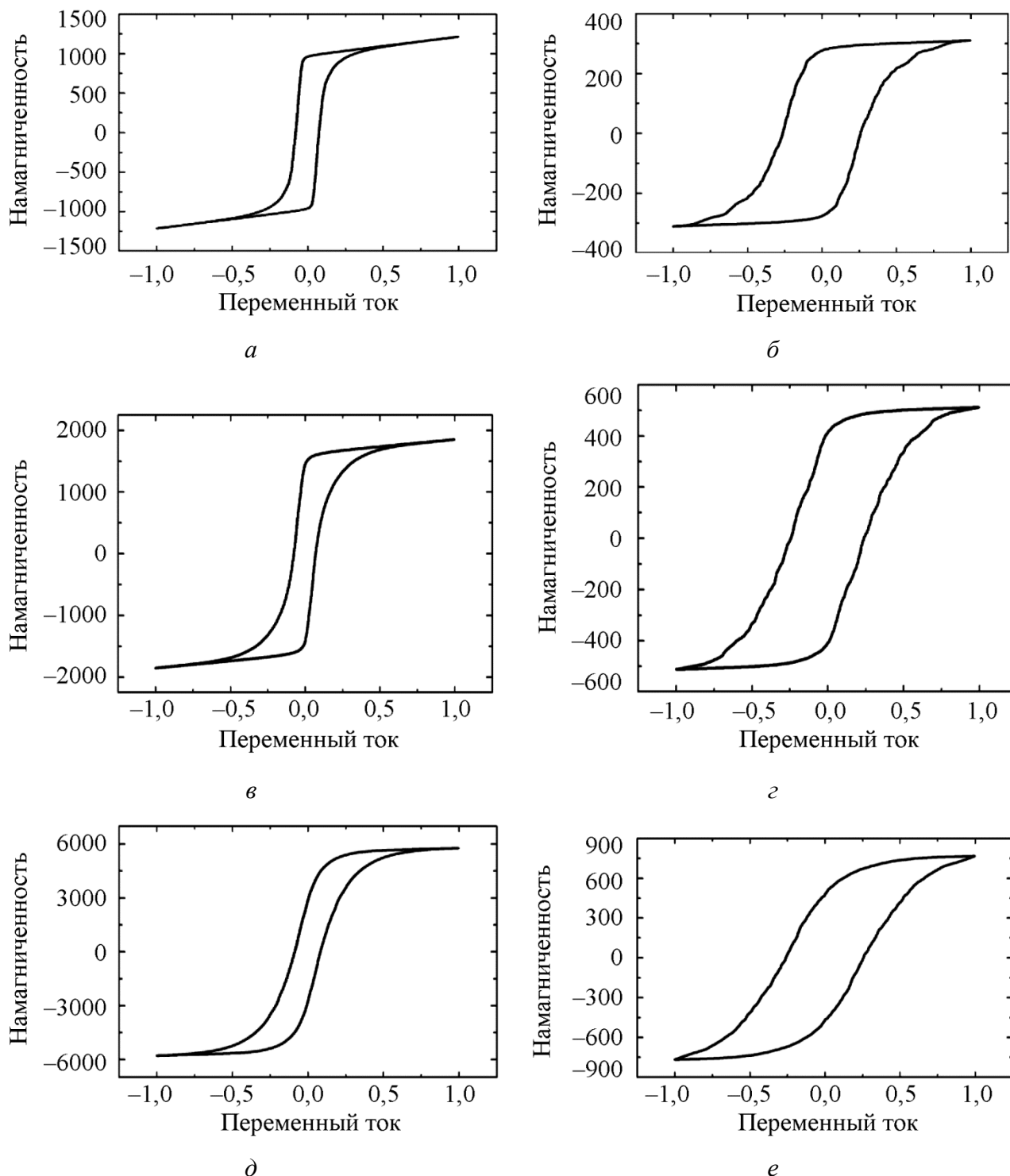


Рис. 5. Петли магнитного гистерезиса, измеренные в переменном магнитном поле с частотой 95 (а, в, д) и 990 (б, г, е) Гц, стали AISI 321 после поверхностной обработки при нормальной нагрузке на индентор 5 (а, б), 20 (в, г) и 40 (д, е) кг

Образующиеся первые кристаллы мартенсита деформации имеют линзовидную или реечную морфологию, а также обладают высокой дисперсностью [1] и, согласно [21], выделяются вдоль определенных кристаллографических плоскостей сдвига, т. е. при небольших

нагрузках в структуре поверхностного слоя происходит образование дисперсных ферромагнитных частиц. Исходя из высокой дисперсности выделений ферромагнитной фазы можно предположить, что частички находятся в однодоменном состоянии и перемагничиваются индивидуально. Это, скорее всего, и обуславливает прямоугольный вид петли магнитного гистерезиса при частоте 990 Гц. При частоте 95 Гц подобной «прямоугольности» не наблюдается, возможно, из-за более сильного влияния вихревых токов. По мере роста количества ферромагнитной фазы частицы начинают взаимодействовать, коэрцитивная сила при этом уменьшается, а петля магнитного гистерезиса приобретает более пологий вид. При частоте 990 Гц ширина петли, а соответственно и значения коэрцитивной силы выше, чем при измерениях при 95 Гц. Это можно объяснить с тем, что при высоких частотах вихревые токи, препятствующие изменению магнитного состояния, оказывают более сильное влияние. Следует также отметить, что с увеличением нагрузки на индентор намагниченность насыщения материала увеличивается, наиболее сильно это заметно при частоте 95 Гц, так как глубина промагничивания больше.

4. Заключение

Установлено, что варьирование нормальной нагрузки на индентор при фрикционной обработке коррозионностойкой метастабильной аустенитной стали AISI 321 приводит к образованию различного количества ферромагнитной фазы α' -мартенсита деформации и, соответственно, изменению магнитных свойств обработанного материала. При нагрузке на индентор менее 25 кг количество мартенсита деформации изменяется пропорционально нагрузке, а при нагрузке более 25 кг в поверхностном слое присутствует не менее 95 % новообразовавшейся ферромагнитной фазы. При этом твердость на поверхности возрастает во всем диапазоне изменения нагрузок на индентор.

Прямоугольный характер петель магнитного гистерезиса при нагрузке на индентор менее 25 кг может свидетельствовать об однодоменном состоянии выделений мартенсита деформации и слабом их взаимодействии между собой. Удельная намагниченность изменяется однозначно с изменением нормальной нагрузки на индентор и может быть использована для диагностики образования ферромагнитной фазы в результате фрикционной поверхностной обработки.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания № государственной регистрации АААА-А18-118020790148-1. При проведении исследований использовано оборудование ЦКП «Пластометрия».

Авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории конструкционного материаловедения Р.А. Саврай, П.А. Скорыниной, И.А. Заболотских и Ю.М. Колобылину за проведение поверхностной фрикционной обработки и предоставление образцов для исследований.

Литература

1. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. – М. : Металлургия, 1985. – 408 с.
2. Lo K. H., Shek C. H., Lai J. Recent developments in stainless steels // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2009. – Vol. 65, No. 4. – P. 39–104. DOI: 10.1016/J.MSER.2009.03.001.
3. Eskandari M. A., Kermanpur A., Najafizadeh A. Formation of nano-crystalline structure in 301 stainless steel produced by martensite treatment // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2009. – Vol. 40, No. 9 – P. 2241–2249. DOI: 10.1007/S11661-009-9916-Z.

4. Материаловедение : учебник для высших технических учебных заведений / Б. Н. Арзамасов, И. Сидорин, Г. Косолапов, В. Макарова, Г. Мухин, Н. Рыжов, В. Силаева, Н. Ульянова – М. : Машиностроение, 1986. – 384 с.
5. Pradhan K. K., Matawale C. R., Murarka S. Analysis of erosion-corrosion resistance and Various Application in domestic and Industrial field of Stainless Steel Grade 304 // International Journal of Research (IJR). – 2015. – Vol. 2, iss. 4 – P. 807–811.
6. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. – 2-е изд. – М. : Metallurgy, 1974. – 400 с.
7. Гуляев А. П. Металловедение : учебник для вузов. – 6-е изд. – М. : Metallurgy, 1986. – 544 с.
8. Characterization of gradient properties generated by SMAT for a biomedical grade 316L stainless steel / Y. Wu, B. Guelorget, Z. Sun, R. Déturche, D. Retraint // Materials Characterization. – 2019. – Vol. 155. – 109788. – DOI: 10.1016/j.matchar.2019.109788.
9. Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, П. А. Скорынина, Е. Г. Волкова // МитОМ. – 2020. – № 1 (775). – С. 62–69. – DOI: 10.30906/mitom.2020.1.62-69.
10. Torres M. A. S, Voorwald H. J. C. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel // International Journal of Fatigue. – 2002. – Vol. 24, iss 8. – P. 877–886. – DOI: 10.1016/S0142-1123(01)00205-5.
11. Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel / E. R. de los Rios, A. Walley, M. T. Milan, G. Hammersley // International Journal of Fatigue. – 1995. – Vol. 17, iss 7. – P. 493–499. – DOI: 10.1016/0142-1123(95)00044-T.
12. Investigation of mechanically attrited structures induced by repeated impacts on an AISI1045 steel / G. Kermouche, G. Pacquaut, C. Langlade, Jean-Michel Bergheau // Comptes Rendus Mécanique. – 2011. – Vol. 339, iss. 7–8. – P. 552–562. – DOI: 10.1016/J.CRME.2011.05.012.
13. Lu K., Lu J. Nanostructured surface layer on metallic materials induced by surface mechanical attrition treatment // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 38–45. – DOI: 10.1016/J.MSEA.2003.10.261.
14. Макаров А. В. Наноструктурирующая фрикционная обработка углеродистых и низколегированных сталей // Перспективные материалы : учеб. пособие / под ред. Д. Л. Мерсона. – Тольятти, ТГУ, 2011. – С. 123–208. – Т. IV.
15. Savrai R. A., Osintseva A. L. Effect of hardened surface layer obtained by frictional treatment on the contact endurance of the AISI 321 stainless steel under contact gigacycle fatigue tests // Materials Science and Engineering: A. – 2021. – Vol. 802. – 140679. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140679.
16. Savrai R. A., Kolobylin Y. M. & Volkova E. G. Micromechanical Characteristics of the Surface Layer of Metastable Austenitic Steel after Frictional Treatment // Phys. Metals Metallogr. – 2021. – Vol. 122, No. 8. – P. 800–806. – DOI: 10.1134/S0031918X21080123.
17. Improving the Strength of the AISI 321 Austenitic Stainless Steel by Frictional Treatment / R. A. Savrai, A. V. Makarov, I. Yu. Malygina, S. A. Rogovaya, A. L. Osintseva // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – Iss. 5. – URL: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2017_Savrai_R.A._et_al._043_062.pdf (accessed 21.04.2022). – DOI: 10.17804/2410-9908.2017.5.043-062.
18. Русаков А. А. Рентгенография металлов. – М. : Атомиздат, 1977. – 480 с.
19. Дорофеев А. Л. Вихревые токи. – М. : Энергия, 1977. – 72 с.
20. Change in magnetic properties of metastable austenitic steel due to elastoplastic deformation / É. S. Gorkunov, S. M. Zadvorkin, S. Yu. Mitropolskaya, D. I. Vichuzhanin, K. E. Solov'ev // Metal Science and Heat Treatment. – 2009. – Vol. 51. – P. 423–428. – DOI:10.1007/S11041-010-9185-X.
21. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М. : Metallurgy, 1988. – 255 с.

Received: 31.07.2022

Revised: 31.08.2022

Accepted: 30.09.2022

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.050-059

THE EFFECT OF THE MULTIPLICITY OF FRICTIONAL ACTION ON THE MICROMECHANICAL PROPERTIES OF NiCrBSi-COATINGS

N. N. Soboleva^{1, a)*}, N. A. Davydova^{1, b)}, and A. V. Makarov^{1, 2, c)}

¹*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation*

²*M. N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, 620108, Russian Federation*

a)  <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>  natashasoboleva@list.ru;

b)  <https://orcid.org/0000-0003-4894-9445>  davydova@imach.uran.ru;

c)  <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>  av-mak@yandex.ru

*Corresponding author. E-mail: natashasoboleva@list.ru

Address for correspondence: 34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russian Federation
Tel.: +7 (343) 362 30 33

The paper investigates the effect of the number of passes (1 or 2) of an indenter made of fine cubic boron nitride during friction treatment of PG-SR2 and PG-10N-01 NiCrBSi-coatings on the micromechanical properties of their surface layers. The friction treatment of the coating surface under all the process conditions studied, in comparison with the initial polished state, increases the strength characteristics of the coating surface layer and the parameters indicating the resistance of the material surface to elastic-plastic deformation. The effect of the number of indenter passes during surface friction treatment on the strength characteristics is found to be more significant for the softer and more ductile PG-SR2 coating than for the PG-10N-01 coating. This is attributed to the higher strain hardenability of the former.

Keywords: laser cladding, NiCrBSi-coatings, friction treatment, micromechanical properties.

Acknowledgment

The work was performed according to the state assignments for the IES UB RAS, theme No. AAAA-A18-118020790148-1, and for the IMP UB RAS, theme No. AAAA-A18-118020190116-6. The experimental research was performed in the Plastometriya shared research facilities of the IES UB RAS.

References

1. Kazamer N., Muntean R., Văliant P.C., Pascal D.T., Mărginean G., Șerban V.-A. Comparison of Ni-Based Self-Fluxing Remelted Coatings for Wear and Corrosion Applications. *Materials*, 2021, vol. 14, No. 12, 3293. DOI: 10.3390/ma14123293.
2. Liu X., Hu K., Zhang S., Xu T., Chen L., Byon E., Liu D. Study of KCl-induced hot corrosion behavior of high velocity oxy-fuel sprayed NiCrAlY and NiCrBSi-coatings deposited on 12CrMoV boiler steel at 700 °C. *Corrosion Science*, 2022, vol. 203, 110351. DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110351.
3. Kalyankar V.D., Wanare S.P. Comparative Investigations on Microstructure and Slurry Abrasive Wear Resistance of NiCrBSi and NiCrBSi-WC Composite Hardfacings Deposited on 304 Stainless Steel. *Tribology in Industry*, 2022, vol. 22, No. 2, pp. 199–211. DOI: 10.24874/ti.1075.03.21.05.

4. Soboleva N.N., Makarov A.V. Effect of Conditions of High-Temperature Treatment on the Structure and Tribological Properties of Nickel-Based Laser-Clad Coating. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2021, vol. 62, pp. 682–691. DOI: 10.3103/S1067821221060183.
5. Li W., Li J., Xu Y. Optimization of Corrosion Wear Resistance of the NiCrBSi Laser-Clad Coatings Fabricated on Ti6Al4V. *Coatings*, 2021, vol. 11, No. 8, 960. DOI: 10.3390/coatings11080960.
6. Li C., Zhang Q., Wang F., Deng P., Lu Q., Zhang Y., Li S., Ma P., Li W., Wang Y. Microstructure and wear behaviors of WC-Ni coatings fabricated by laser cladding under high frequency micro-vibration. *Applied Surface Science*, 2019, vol. 485, pp. 513–519. DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.04.245.
7. Singh R., Kumar D., Mishra S.K., Tiwari S.K. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 351, pp. 87–97. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.04.008.
8. Chaudhari A., Awale A.S., Yusufzai M.Z.K., Vashista M. Effect of Grinding Environments on Magnetic Response of AISI D2 Tool Steel. *Russian Journal of Non-destructive Testing*, 2021, vol. 57, No. 3, pp. 212–221. DOI: 10.1134/S1061830921030062.
9. Makarov A.V., Soboleva N.N., Savrai R.A., Malygina I.Yu. Improving the micromechanical properties and wear resistance of nickel-chromium laser clad coating using finishing frictional treatment. *Vektor nauki Tol'yatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2015, No. 4, pp. 60–67. (In Russian). DOI: 10.18323/2073-5073-2015-4-60-67.
10. Soboleva N.N., Makarov A.V., Malygina I.Y., Savrai R.A. Wear resistance of a laser-clad NiCrBSi-coating hardened by frictional finishing. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1785, 030028. DOI: 10.1063/1.4967049.
11. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Y. Thermal stability of a laser-clad NiCrBSi-coating hardened by frictional finishing. *AIP Conference Proceedings*, 2017, vol. 1915, 030012. DOI: 10.1063/1.5017332.
12. Soboleva N.N., Makarov A.V., Malygina I.Yu. Method of hardening nickel-chrome-boron-silicon coating on metal. *Patent RF 2709550*. 2019.
13. Xuan H.-F., Wang Q.-Y., Bai S.-L., Liu Z.-D., Sun H.-G., Yan P.-C. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2014, vol. 244, pp. 203–209. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.021.
14. Smirnov S.V., Veretennikova I.A., Smirnova E.O., Pestov A.V. Estimating the effect of fillers on the mechanical properties of epoxy glue coatings by microindentation. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 6, pp. 103–111. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.103-111. Available at: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2017_Smirnov_S.V._et_al._103_111.pdf
15. ISO 14577–1:2002. Metallic materials Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Test method: part 1, 2002.
16. Oliver W.C., Pharr J.M. Improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7, iss. 6, pp. 1564–1583.
17. 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.
18. 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. 614–618. DOI: 10.1063/1.121873.
19. Petrzhik M.I., Filonov M.R., Pecherkin K.A., Levashov E.A., Olesova V.N., Pozdeev A.I. Wear resistance and mechanical properties of medical alloys. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Tsvetnaya Metallurgiya*, 2005, No. 6, pp. 62–69. (In Russian).
20. 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. DOI: 10.1134/S1063774507060065.

21. Firstov S.A., Gorban V.F., Pechkovsky E.P. New methodological opportunities of modern materials mechanical properties definition by the automatic indentation method. *Nauka ta innovacii*, 2010, vol. 6, No 5, pp. 7–18. (In Russian). DOI: 10.15407/scin6.05.07.

Подана в журнал: 31.07.2022

УДК 621.791.92:621.793.09

DOI: 10.17804/2410-9908.2022.5.050-059

ВЛИЯНИЕ КРАТНОСТИ ФРИКЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА NiCrBSi-ПОКРЫТИЙ

Н. Н. Соболева^{1, а)*}, Н. А. Давыдова^{1, б)}, А. В. Макаров^{1, 2, в)}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,
д. 34, ул. Комсомольская, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
д. 18, ул. С. Ковалевской, Екатеринбург, Российская Федерация

^{а)}  <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>  natashasoboleva@list.ru;

^{б)}  <https://orcid.org/0000-0003-4894-9445>  davydova@imach.uran.ru;

^{в)}  <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>  av-mak@yandex.ru

*Ответственный автор. Электронная почта: natashasoboleva@list.ru

Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация

Тел.: +7 (343) 362–30–33

В работе исследовано влияние кратности (количество сканирований поверхности индентором: 1, 2) воздействия индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора при фрикционной обработке NiCrBSi-покрытий марок ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01 на микромеханические свойства их поверхностных слоев. Фрикционная обработка поверхности покрытий при всех рассмотренных технологических режимах по сравнению с исходным полированным состоянием привела к росту прочностных характеристик поверхностного слоя покрытий, а также параметров, свидетельствующих о сопротивлении поверхности материалов упруго-пластическому деформированию. Для более мягкого и пластичного покрытия ПГ-СР2 установлено более существенное (в сравнении с покрытием ПГ-10Н-01) влияние количества сканирований поверхности индентором при фрикционной обработке на его прочностные характеристики, что связано с его лучшей способностью к деформационному упрочнению.

Ключевые слова: лазерная наплавка, NiCrBSi-покрытия, фрикционная обработка, микромеханические свойства.

1. Введение

NiCrBSi-покрытия характеризуются высокими показателями износо- и коррозионной стойкости [1–3], поэтому находят применение как для восстановления поверхностей изделий, бывших в эксплуатации, так и для улучшения эксплуатационных характеристик поверхностей новых изделий. Современным способом формирования NiCrBSi-покрытий является лазерная наплавка [4, 5]. Лазерная наплавка позволяет создавать покрытия с повышенной твердостью и однородностью, а также с отличным сцеплением с подложкой [6]. Покрытия после лазерной наплавки обладают существенной волнистостью и шероховатостью [7] поэтому зачастую перед вводом изделия в эксплуатацию требуется выполнение операции шлифовки/полировки. Однако шлифовка имеет некоторые недостатки, в частности, после ее выполнения возможно появление микротрещин, изменение физических и химических свойств поверхности [8].

Ранее авторы отмечали возможность применения фрикционной обработки скользящими инденторами в качестве финишной операции обработки NiCrBSi-покрытий, сформиро-

рованных лазерной наплавкой [9–12]. Обработку проводили для наплавленных из порошков марок ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01-покрытий при пятикратном сканировании их поверхности индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора. В случае применения фрикционной обработки в производственных условиях каждое дополнительное сканирование поверхности индентором означает кратное увеличение операционного времени. Однако характеристики поверхности изделий с NiCrBSi-покрытиями после фрикционной обработки при меньшем количестве сканирований поверхности индентором ранее не были рассмотрены.

Одним из современных способов анализа механических свойств NiCrBSi-покрытий является инструментальное микроиндентирование [13], позволяющее осуществлять запись диаграмм в процессе нагружения и разгружения индентора. Микроиндентирование позволяет оценить механические свойства материалов, для которых нет возможности провести стандартные испытания на растяжение, сжатие и изгиб [14].

Цель работы – оценка микромеханических свойств поверхностного слоя NiCrBSi-покрытий после фрикционной обработки при одно- и двукратном воздействии индентором из мелкодисперсного кубического нитрида бора.

2. Материал и методика эксперимента

Фрикционная обработка проводилась на поверхности покрытий, полученных наплавкой CO₂-лазером порошков марок ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01 на пластины из стали Ст3. Состав порошка ПГ-CP2 был следующим: Ni – основа; Cr – 14,8 мас. %; B – 2,1 мас. %; Si – 2,9 мас. %; C – 0,48 мас. %; Fe – 2,6 мас. %. Состав порошка ПГ-10Н-01: Ni – основа; Cr – 18,2 мас. %; B – 3,3 мас. %; Si – 4,2 мас. %; C – 0,92 мас. %; Fe – 2,6 мас. %. Наплавку проводили в два прохода, далее осуществляли шлифовку на станке и ручную полировку поверхности покрытий. Их толщина после этих операций составила 0,7–0,8 мм.

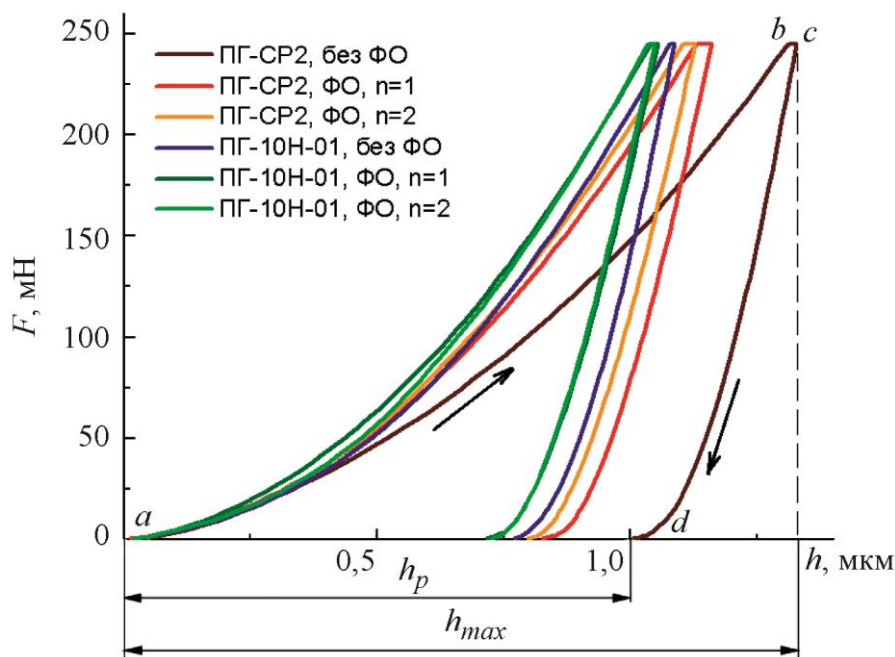
Фрикционную обработку проводили путем возвратно-поступательного движения полусферического индентора по поверхности покрытия в воздушной среде. Материал индентора – мелкодисперсный кубический нитрид бора DBN; нагрузка на индентор при обработке покрытия ПГ-CP2 – 150 Н; при обработке покрытия ПГ-10Н-01 – 500 Н; скорость движения индентора – 0,013 м/с; длина хода – 16 мм; смещение индентора – 0,1 мм на двойной ход. При фрикционной обработке варьировалась кратность воздействия на поверхность индентором n : 1, 2.

Инструментальное микроиндентирование проводили с использованием измерительной системы Fischerscope HM2000 XYm, оснащенной индентором Виккерса и программным обеспечением WIN-HCU. В процессе микроиндентирования осуществлялась запись диаграмм нагружения и разгружения индентора. Максимальная нагрузка на индентор при индентировании составила 0,245 Н. Время нагружения/разгружения – 20 с. Время выдержки при максимальной нагрузке – 5 с. Расчет микромеханических параметров осуществлялся согласно стандарту ISO 14577 [15].

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рисунке представлены медианные диаграммы нагружения и разгружения индентора Виккерса при инструментальном микроиндентировании покрытий ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01 в исходном полированном состоянии, а также после фрикционной обработки индентором из DBN при нагрузках 150 и 500 Н для покрытий ПГ-CP2 и ПГ-10Н-01 соответственно, и кратности воздействия на поверхность индентором $n = 1$ и $n = 2$. Отметим, что фрикционная обработка каждого покрытия по исследованным технологическим режимам оказывает влияние на тип и положение линий, смещая их в сторону более низких значений перемещения индентора h во время индентирования по сравнению с показателем h для поверхностей в исходном состоянии. При этом покрытие ПГ-CP2, содержащее в своем составе меньше легирующих элементов (углерода, хрома, бора), во всех состояниях характеризуется большими

значениями перемещения индентора h во время индентирования по сравнению с показателем h для более легированного покрытия ПГ-10Н-01.



Экспериментальные кривые «нагрузка F – перемещение индентора h » при микроиндентировании покрытий ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01 в исходном состоянии, а также после фрикционной обработки (ФО) при различном количестве сканирований поверхности индентором (n)

Таблица 1

Результаты микроиндентирования образцов с покрытиями ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01 в исходном состоянии и после фрикционной обработки (ФО) при различном количестве сканирований поверхности индентором (n)

Покрытие	Состояние	h_{max} , мкм	h_p , мкм	HM , ГПа	H_{IT} , ГПа	E^* , ГПа	$W_e \cdot 10^{-3}$ мкДж	$W_b \cdot 10^{-3}$ мкДж
ПГ-СР2	Исходное	1,42 $\pm 0,04$	1,09 $\pm 0,05$	4,73 $\pm 0,26$	6,2 $\pm 0,4$	212 ± 8	27,1 $\pm 0,8$	118,9 $\pm 5,3$
	ФО, $n = 1$	1,24 $\pm 0,02$	0,89 $\pm 0,02$	6,33 $\pm 0,16$	8,8 $\pm 0,3$	217 ± 4	30,8 $\pm 0,4$	100,6 $\pm 1,8$
	ФО, $n = 2$	1,21 $\pm 0,01$	0,87 $\pm 0,01$	6,64 $\pm 0,12$	9,4 $\pm 0,2$	220 ± 2	31,3 $\pm 0,2$	97,1 $\pm 1,3$
ПГ-10Н-01	Исходное	1,17 $\pm 0,03$	0,83 $\pm 0,04$	7,0 $\pm 0,3$	10,0 $\pm 0,6$	240 ± 11	30,4 $\pm 0,9$	94,9 $\pm 4,0$
	ФО, $n = 1$	1,13 $\pm 0,03$	0,79 $\pm 0,03$	7,4 $\pm 0,4$	10,8 $\pm 0,6$	245 ± 10	30,9 $\pm 0,5$	91,1 $\pm 2,5$
	ФО, $n = 2$	1,13 $\pm 0,02$	0,80 $\pm 0,02$	7,4 $\pm 0,2$	10,9 $\pm 0,4$	241 ± 8	31,4 $\pm 0,8$	92,1 $\pm 2,3$

Используя кривые нагружения ($a \rightarrow b$) и разгрузки ($c \rightarrow d$), (изображенные на рисунке) по методу Оливера и Фарра [16] определяли характеристики, отражающие особенности ме-

ханического поведения рассматриваемых покрытий при упругопластическом деформировании (табл. 1).

Данные табл. 1 свидетельствуют, что фрикционная обработка поверхности покрытия ПГ-СР2 ощутимо снижает значения максимальной h_{max} (до 1,21–1,24 мкм) и остаточной h_p (до 0,87–0,89 мкм) глубин вдавливания индентора по сравнению со значениями для поверхности в исходном состоянии ($h_{max} = 1,42$ мкм и $h_p = 1,09$ мкм), что приводит к значительному повышению после фрикционной обработки значений твердости по шкале Мартенса HM , учитывающей как пластическую, так и упругую деформацию (от 4,73 ГПа до 6,33–6,64 ГПа), а также значений твердости индентирования при максимальной нагрузке H_{IT} (от 6,2 ГПа до 8,8–9,4 ГПа). Повышение H_{IT} означает увеличение сопротивления постоянной деформации [15].

Фрикционная обработка поверхности покрытия ПГ-10Н-01 также приводит к снижению значений h_{max} и h_p (от 1,17 мкм до 1,13 мкм и от 0,83 до 0,79–0,80 мкм соответственно) и повышению значений HM и H_{IT} (от 7,0 до 7,4 ГПа и от 10,0 до 10,8–10,9 ГПа соответственно), однако эти изменения относительно исходного полированного состояния менее существенны, чем для покрытия ПГ-СР2. Модуль упругости при индентировании E^* обоих покрытий после фрикционной обработки с различным количеством сканирований поверхности индентором меняется незначительно (табл. 1).

Важно также отметить, что повышение кратности воздействия индентором (от 1 до 2) на поверхность более легированного и твердого покрытия ПГ-10Н-01 не приводит к существенным изменениям значений твердости, в то время как второе воздействие индентора при фрикционной обработке на поверхность менее твердого и более пластичного покрытия ПГ-СР2 способствует дополнительному росту твердости (по сравнению с однократным воздействием индентором). Это свидетельствует о меньшей способности твердого покрытия ПГ-10Н-01 к деформационному упрочнению в результате проведения фрикционной обработки.

Из данных табл. 1 следует также, что значения общей механической работы вдавливания W_t , состоящей из работы пластической деформации и работы упругого восстановления, снижаются после фрикционной обработки, свидетельствуя о том, что поверхность покрытий после обработки меньше деформируется под индентором и, соответственно, меньшая работа затрачивается на такое деформирование. Работа упругой деформации при индентировании W_e , освобождаемая при снятии приложенной нагрузки, увеличивается при реализации фрикционной обработки. Эти показатели также более существенно изменяются для покрытий ПГ-СР2, особенно при реализации двукратного сканирования его поверхности индентором.

Таблица 2

Пластическая составляющая работы $(1-(W_e/W_t)) \cdot 100$, упругое восстановление R , отношения H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} , рассчитанные по результатам микроиндентирования образцов с покрытиями ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01 в исходном состоянии и после фрикционной обработки (ФО) при различном количестве сканирований поверхности индентором (n)

Покрытие	Состояние	$(1-(W_e/W_t)) \cdot 100, \%$	$R, \%$	$H_{IT}/E^*, 10^{-3}$	$H_{IT}^3/E^{*2}, 10^{-3}, \text{ ГПа}$
ПГ-СР2	Исходное	77,2	23,0	29,1	5,2
	ФО, $n = 1$	69,4	27,7	40,6	14,6
	ФО, $n = 2$	67,8	27,5	42,6	17,0
ПГ-10Н-01	Исходное	68,8	28,6	41,6	17,3
	ФО, $n = 1$	66,2	30,3	44,1	21,0
	ФО, $n = 2$	67,3	29,7	45,0	22,0

Значения работ W_t и W_e были использованы при расчете пластической составляющей работы, совершенной при индентировании поверхности покрытий: $(1 - (W_e/W_t)) \cdot 100$ (табл. 2). Наибольшей пластической составляющей работы при индентировании (77,2 %) обладает покрытие ПГ-СР2 в исходном состоянии. Фрикционная обработка покрытия ПГ-СР2 приводит к значительному снижению значений указанного показателя (до 67,8 % при $n = 2$), приближаясь к значениям для покрытия ПГ-10Н-01 (68,8 % в исходном состоянии и 66,2–67,3 % после фрикционной обработки).

В табл. 2 представлен также ряд других определенных по данным микроиндентирования расчетных параметров для двух исследованных покрытий в зависимости от их состояния. Эти параметры используются для оценки сопротивления поверхности материалов упругопластическому деформированию при механическом контактом нагружении [17–21]. Из приведенных данных следует, что поверхности в исходном состоянии обладают минимальными значениями упругого восстановления $R = ((h_{max} - h_p)/h_{max}) \cdot 100$, отношений H_{IT}/E^* и H_{IT}^3/E^{*2} по сравнению с фрикционно обработанными поверхностями соответствующих покрытий, при этом нельзя однозначно оценить влияние кратности фрикционного воздействия на указанные параметры.

4. Заключение

По данным инструментального микроиндентирования, фрикционная обработка поверхности покрытий ПГ-СР2 и ПГ-10Н-01 по сравнению с исходным полированным состоянием привела к росту прочностных характеристик поверхностного слоя покрытия, а также параметров, свидетельствующих о сопротивлении поверхности материала упругопластическому деформированию, при этом для более мягкого и пластичного покрытия ПГ-СР2 изменение значений параметров, определенных в результате микроиндентирования, более существенно, чем для покрытия ПГ-10Н-01.

Повышение кратности воздействия на поверхность индентором от 1 до 2 для более легированного и твердого покрытия ПГ-10Н-01 не приводит к существенным изменениям значений твердости, в то время как второе воздействие индентора при фрикционной обработке поверхности покрытия ПГ-СР2 способствует дополнительному росту твердости. Это свидетельствует о возможности проведения фрикционной обработки покрытия ПГ-10Н-01 при однократном сканировании поверхности индентором, что снизит операционное время для получения в результате фрикционной обработки упрочненной поверхности, и о возможном дополнительном упрочнении поверхности покрытия ПГ-СР2 путем повышения воздействия индентором при проведении фрикционной обработки.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4 и ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Литература

1. Comparison of Ni-Based Self-Fluxing Remelted Coatings for Wear and Corrosion Applications / N. Kazamer, R. Muntean, P. C. Vălean, D. T. Pascal, G. Mărginean, V.-A. Șerban // Materials. – 2021. – Vol. 14, No. 12. – 3293. – DOI: 10.3390/ma14123293.
2. Study of KCl-induced hot corrosion behavior of high velocity oxy-fuel sprayed NiCrAlY and NiCrBSi-coatings deposited on 12CrMoV boiler steel at 700 °C / X. Liu, K. Hu, S. Zhang, T. Xu, L. Chen, E. Byon, D. Liu // Corrosion Science. – 2022. – Vol. 203. – 110351. – DOI: 10.1016/j.corsci.2022.110351.

3. Kalyankar V. D., Wanare S. P. Comparative Investigations on Microstructure and Slurry Abrasive Wear Resistance of NiCrBSi and NiCrBSi-WC Composite Hardfacings Deposited on 304 Stainless Steel // *Tribology in Industry*. – 2022. – Vol. 22, No. 2. – P. 199–211. – DOI: 10.24874/ti.1075.03.21.05.
4. Soboleva N. N., Makarov A. V. Effect of Conditions of High-Temperature Treatment on the Structure and Tribological Properties of Nickel-Based Laser-Clad Coating // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. – 2021. – Vol. 62. – P. 682–691. – DOI: 10.3103/S1067821221060183.
5. Li W., Li J., Xu Y. Optimization of Corrosion Wear Resistance of the NiCrBSi Laser-Clad Coatings Fabricated on Ti6Al4V // *Coatings*. – 2021. – Vol. 11, No. 8. – P. 960. – DOI: 10.3390/coatings11080960.
6. Microstructure and wear behaviors of WC-Ni coatings fabricated by laser cladding under high frequency micro-vibration / C. Li, Q. Zhang, F. Wang, P. Deng, Q. Lu, Y. Zhang, S. Li, P. Ma, W. Li, Y. Wang // *Applied Surface Science*. – 2019. – Vol. 485. – P. 513–519. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.04.245.
7. Laser cladding of Stellite 6 on stainless steel to enhance solid particle erosion and cavitation resistance / R. Singh, D. Kumar, S. K. Mishra, S. K. Tiwari // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 351. – P. 87–97. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.04.008.
8. Effect of Grinding Environments on Magnetic Response of AISI D2 Tool Steel / A. Chaudhari, A. S. Awale, M. Z. K. Yusufzai, M. Vashista // *Russian Journal of Non-destructive Testing*. – 2021. – Vol. 57, No. 3. – P. 212–221. – DOI: 10.1134/S1061830921030062.
9. Повышение микромеханических свойств и износостойкости хромоникелевого лазерного покрытия финишной фрикционной обработкой / А. В. Макаров, Н. Н. Соболева, Р. А. Саврай, И. Ю. Малыгина // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. – 2015. – № 4. – С. 60–67. – DOI: 10.18323/2073-5073-2015-4-60-67.
10. Wear resistance of a laser-clad NiCrBSi-coating hardened by frictional finishing / N. N. Soboleva, A. V. Makarov, I. Y. Malygina, R. A. Savrai // *AIP Conference Proceedings*. – 2016. – Vol. 1785. – P. 030028. – DOI: 10.1063/1.4967049.
11. Makarov A. V., Soboleva N. N., Malygina I. Y. Thermal stability of a laser-clad NiCrBSi-coating hardened by frictional finishing // *AIP Conference Proceedings*. – 2017. – Vol. 1915. – P. 030012. – DOI: 10.1063/1.5017332.
12. Способ получения упрочненного никельхромборкремниевого покрытия на металлических деталях : пат. 2709550 Рос. Федерация / Соболева Н. Н., Макаров А. В., Малыгина И. Ю. – Оpubл. в БИМП, 2019, Бюл № 35.
13. A study on microstructure and flame erosion mechanism of a graded Ni–Cr–B–Si coating prepared by laser cladding / H.-F. Xuan, Q.-Y. Wang, S.-L. Bai, Z.-D. Liu, H.-G. Sun, P.-C. Yan // *Surface and Coatings Technology*. – 2014. – Vol. 244. – P. 203–209. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2014.02.021.
14. Estimating the effect of fillers on the mechanical properties of epoxy glue coatings by microindentation / S. V. Smirnov, I. A. Veretennikova, E. O. Smirnova, A. V. Pestov // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2017. – №. 6. – P. 103–111. DOI: 10.17804/2410-9908.2017.6.103-111. URL: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2017_Smirnov_S.V._et_al._103_111.pdf
15. ISO 14577–1:2002. Metallic materials Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. – Test method: part 1. – 2002.
16. Oliver W. C., Pharr J. M. Improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *Journal of Materials Research*. – 1992. – Vol. 7, iss. 6. – P. 1564–1583.
17. 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. – P. 201–208. – DOI: 10.1016/0257-8972(93)90226-E.

18. Cheng Y. T., Cheng C. M. Relationships between hardness, elastic modulus and the work of indentation // Applied Physics Letters. – 1998. – Vol. 73, No. 5. – P. 614–618. – DOI: 10.1063/1.121873.
19. Износостойкость и механические свойства сплавов медицинского назначения / М. И. Петржик, М. Р. Филонов, К. А. Печеркин, Е. А. Левашов, В. Н. Олесова, А. И. Поздеев // Известия ВУЗов. Цветная металлургия. – 2005. – № 6. – С. 62–69.
20. 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. – P. 966–974. – DOI: 10.1134/S1063774507060065.
21. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П. Новые методологические возможности определения механических свойств современных материалов методом автоматического индентирования // Наука та інновації. – 2010. – Т. 6., No 5. – С. 7–18. – DOI: 10.15407/scin6.05.07.