

Повышение износостойкости жаропрочного никелевого сплава с помощью анодной плазменно-электролитной обработки

С. Н. Григорьев, Т. Л. Мухачева, И. В. Тамбовский, И. А. Кусманова, О. В. Сорокина,
В. А. Гапонов, Э. С. Мустафаев, И. В. Суминов, С. А. Кусманов*

Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»,

г. Москва, 127994, Россия

** e-mail: sakusmanov@yandex.ru*

Поступила в редакцию 14.04.2025

После доработки 02.06.2025

Принята к публикации 05.06.2025

Показана возможность плазменно-электролитной обработки жаропрочного никелевого сплава ХН77ТЮР, которая приводит к удалению краевых трещин, снижению твердости и повышению износостойкости. Установлено, что обработка в электролите на основе карбамида и хлорида аммония приводит к образованию нитроцементованных слоев без формирования соединений включения. Проведены трибологические испытания по схеме «шар–диск», которые показали наилучшие результаты после обработки при 900 °С (снижение объемного износа в 15,7 раза), когда сокращение шероховатости (в 5 раз) и наличие оксидных слоев большой толщины определяют равномерный период приработки, выходя на более низкое значение коэффициента трения, а гомогенизация сплава, сопровождающаяся удалением трещин, определяет более мягкий механизм изнашивания. Получены положительные результаты при испытаниях на абразивный износ: после обработки при 600 и 900 °С объемный износ снижается в 2,6 и 2,2 раза соответственно.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, плазменно-электролитная обработка, микротвердость, шероховатость, износостойкость, коэффициент трения

УДК 544.558+66.088

<https://doi.org/10.52577/eom.2025.61.3.01>

ВВЕДЕНИЕ

Жаропрочные никелевые сплавы находят применение для изготовления надежных деталей, работающих при экстремально высоких температурах. Проблема охрупчивания материалов на основе никеля в процессе механической обработки явилась основополагающей для множества работ различных научных групп [1–3]. Для устранения хрупкости и снижения твердости сплавов применяют термическую обработку, которая чаще всего заключается в закалке и старении [4–8]. Целью термической обработки является обеспечение благоприятного сочетания характеристик жаропрочности и пластичности. Для деформируемых сплавов первую закалку проводят с целью гомогенизации структуры, растворения γ' -фазы и карбидных фаз. После такой обработки сплав состоит в основном из γ -матрицы, первичных карбидов MeC и в сложнелегированных сплавах небольшого количества γ' -фазы, которая образуется в процессе охлаждения на воздухе. Таким образом, закалка таких сплавов (в англоязычной литературе применим термин solution treating) проводится для получения однородного твердого

раствора, обладающего минимальной твердостью. Старение при повышенных температурах (обычно выше рабочих температур) проводят для выделения γ' -фазы и стабилизации структуры сплава, а окончательное низкотемпературное старение – для дополнительного выделения γ' -фазы в мелкодисперсном виде.

Для модифицирования поверхностных свойств никелевых сплавов с целью повышения эксплуатационных характеристик применяют различные виды поверхностной обработки, такие как нанесение гальванических покрытий, анодирование, плазменное нанесение покрытий, лазерная обработка, ультразвуковое упрочнение и др. Среди множества физико-химических методов поверхностной обработки комбинированного воздействия на материал выделяют плазменно-электролитную обработку, которая позволяет изменять как поверхностные, так и объемные свойства металлических изделий. Существуют разновидности метода, которые направлены: на получение защитных оксидных, в том числе керамикоподобных покрытий, – микродуговое или плазменно-электролитическое оксидирование [9–16], на формообразование поверхности путем полиро-

вания – плазменно-электролитное полирование [17–22], а также на изменение структуры и состава поверхностных свойств – плазменно-электролитная химико-термическая обработка, которая нашла применение преимущественно при обработке деталей из сталей [23–31] и титановых сплавов [32–40].

В данной работе предложено использование плазменно-электролитной обработки для повышения износостойкости жаропрочного никелевого сплава марки ХН77ТЮР (аналог сплавов 2.4952, NiCr20TiAl, NCF80A) путем проведения анодной нитроцементации с последующим охлаждением на воздухе. Данный сплав применяется для изготовления дисков, колец, лопаток и других деталей газовых турбин, работающих при температуре до 750 °С. Предполагается, что использование скоростного нагрева будет благоприятствовать измельчению зерна, снижению охрупчивания поверхностных зон, а также гомогенизации структуры и снижению твердости в объеме материала. Кроме того, сопутствующие процессы анодного растворения и высокотемпературного окисления поверхности смогут создать благоприятные условия при трибосопряжении, что ранее было показано на примере обработки сталей и титановых сплавов [41–43].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Обработке подвергались образцы из жаропрочного никелевого сплава ХН77ТЮР (мас. %: 19,0–22,0 Cr; 2,4–2,8 Ti; 0,6–1,0 Al; 1,0 ≤ Fe; 0,6 ≤ Si; 0,4 ≤ Mn; 0,07 ≤ C; 0,02 ≤ Se; 0,015 ≤ P; 0,01 ≤ V; 0,007 ≤ S; 0,001 ≤ Pb; остальное Ni) прямоугольной формы размерами 20X20X20 мм. Плазменно-электролитная обработка выполнялась в электролизере с циркуляцией электролита [37]. Вверху электролизера электролит переливался в поддон, откуда подавался насосом в теплообменник со скоростью 2,5 л/мин. Температура электролита контролировалась термопарой и поддерживалась равной 25±2 °С. В качестве электролита был использован водный раствор хлорида аммония (10%) и карбамида (20%), применяемый для анодной нитроцементации сталей [43].

Анодную обработку образцов проводили в течение 5 мин при температурах от 600 до 900 °С за счет варьирования подаваемого напряжения, что отражено в [таблице](#). Плазменно-электролитная обработка никелевого сплава имеет типичные для обработки сталей и титановых сплавов [44] вольт-температурную и вольт-амперную характеристики ([рис. 1](#)). После

выдержки при заданной температуре образцы охлаждались на воздухе.

Изменение массы образцов определялось на электронных аналитических весах CitizenCY224C (ACZET (Citizen Scale), India) с точностью ±0,0001 г после промывания дистиллированной водой для удаления следов солей.

Для определения фазового состава образцов до и после обработки использовался рентгено-структурный анализ с помощью дифрактометра PANalytical Empyrean (Malvern Panalytical, Великобритания) при излучении CoKα. Структура поверхностного слоя, морфология поверхности и дорожек трения исследовались с помощью оптического металлографического микроскопа Микромед МЕТ (Микромед, Россия). Микротвердость образцов измерялась на микротвердомере Falcon 503 (Innovatest Europe BV, Нидерланды) при нагрузке 20 г.

Оценка износостойкости образцов осуществлялась при комнатной температуре с помощью трибометра Ducom POD 4.0 (Ducom Instruments, Индия) по схеме «шар–диск» и тестера абразивного износа Calowear (CSM Instruments SA, Peseux, Швейцария).

Испытания по схеме «шар–диск» проводились при сухом трении. В качестве контртела использовали шарик из оксида алюминия диаметром 6 мм, который вращался со скоростью 0,18 м/мин с приложенной нагрузкой 5 Н. Путь трения составлял 324 м при радиусе дорожки трения 4 мм.

Абразивное изнашивание осуществлялось при вдавлении с нагрузкой 0,2 Н в образец вращающегося со скоростью 594 об/мин стального шарика (контртела) диаметром 25,4 мм в течение 5 мин ([рис. 2](#)). В качестве абразива использовалась алмазная суспензия с размером частиц ≈ 1 мкм. Количество используемой суспензии, которая подавалась в зону между образцом и контртелом во время испытания одного образца, составляло 150 мл. Доля алмазного абразива в суспензии была равна 1/15. Объем изношенного материала определялся по формуле:

$$V = \pi D^4 / 64R, \quad (1)$$

где D – диаметр полости (пятна износа), мкм; R – радиус шарика (контртела), мм.

Для изображения моделей изношенных участков поверхностей, оценки потери объема материала при трении, а также измерения шероховатости использовался профилометр Hommel Tester T8000 (Hommelwerke GmbH, Германия) с щупом ТКУ300 (радиус наконечника 2 мкм) чувствительностью 40 нм по оси Z. Скорость сканирования составляла 1 мм/с при шаге 30 мкм.

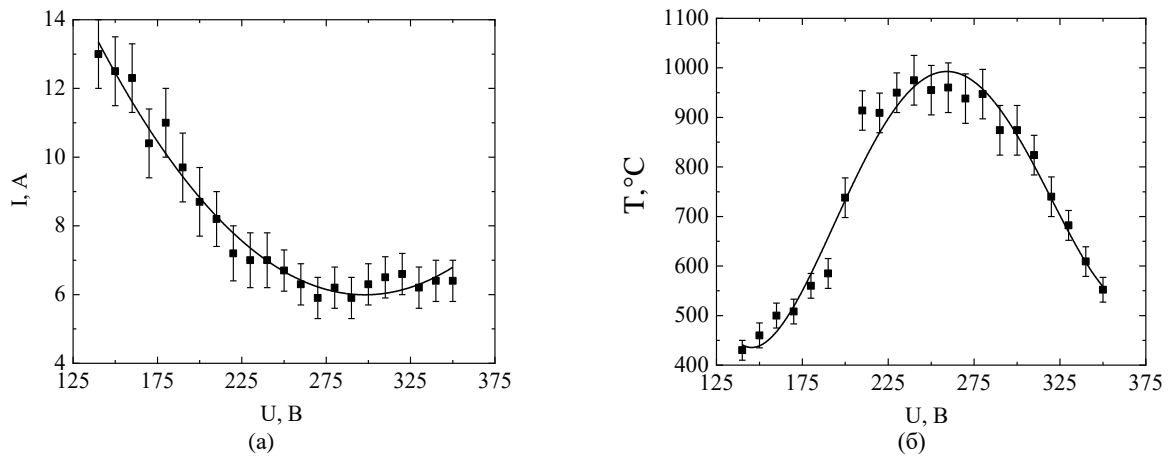


Рис. 1. Вольт-амперная (а) и вольт-температурная (б) характеристики плазменно-электролитной обработки образцов из никелевого сплава.

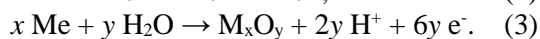
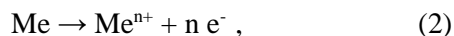


Рис. 2. Изображение абразивного изнашивания.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе анодной плазменно-электролитной обработки образцов из никелевого сплава были выявлены характерные процессы анодного растворения и высокотемпературного окисления. Результаты измерения массы образцов до и после обработки показали ее снижение, связанное с электрохимическим растворением, скорость которого линейно снижается от 34 до 6 мг/мин при повышении температуры обработки от 600 до 900 °С (см. таблицу). Снижение скорости растворения связано, с одной стороны, со снижением силы тока и, с другой стороны, с процессом высокотемпературного окисления, который приводит к образованию оксидов.

Указанные на образце-аноде процессы можно представить в следующем виде:



Высокотемпературное окисление поверхности никелевого сплава подтверждается данными

рентгеновского анализа. После обработки при температурах 600 и 700 °С были выявлены фазы оксида никеля NiO, а после обработки при более высоких температурах – оксидов никеля NiO и хрома Cr₂O₃ (рис. 3).

Результаты анодного растворения и высокотемпературного окисления отразились на изменении морфологии поверхности. До плазменно-электролитной обработки на поверхности выявляются следы механической обработки в виде борозд (рис. 4а). После обработки при низких температурах происходит частичное заполнение неровностей рельефа поверхности оксидами (рис. 4б и в). Невысокая интенсивность окисления при активном анодном растворении, происходящем при температуре 600 °С, приводит к повышению шероховатости поверхности в 2 раза (см. таблицу), что может быть вызвано неравномерным растворением структурных элементов поверхности сплава. Но уже повышение температуры обработки до 700 °С позволяет снизить шероховатость поверхности в 2 раза относительно необработанного образца и в 4 раза относительно обработанного образца при

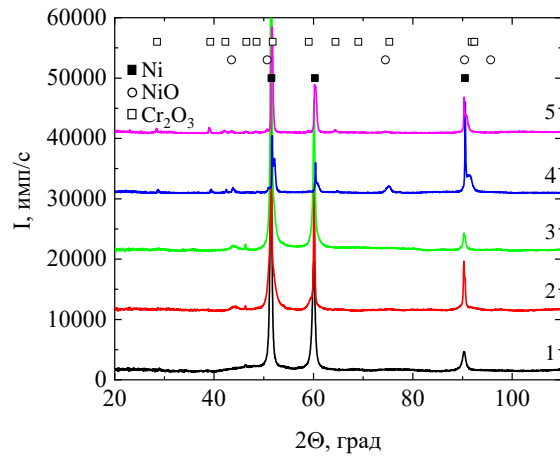


Рис. 3. Дифрактограмма поверхностного слоя образцов из никелевого сплава до (1) и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах: 2 – 600 °С; 3 – 700 °С; 4 – 800 °С; 5 – 900 °С.

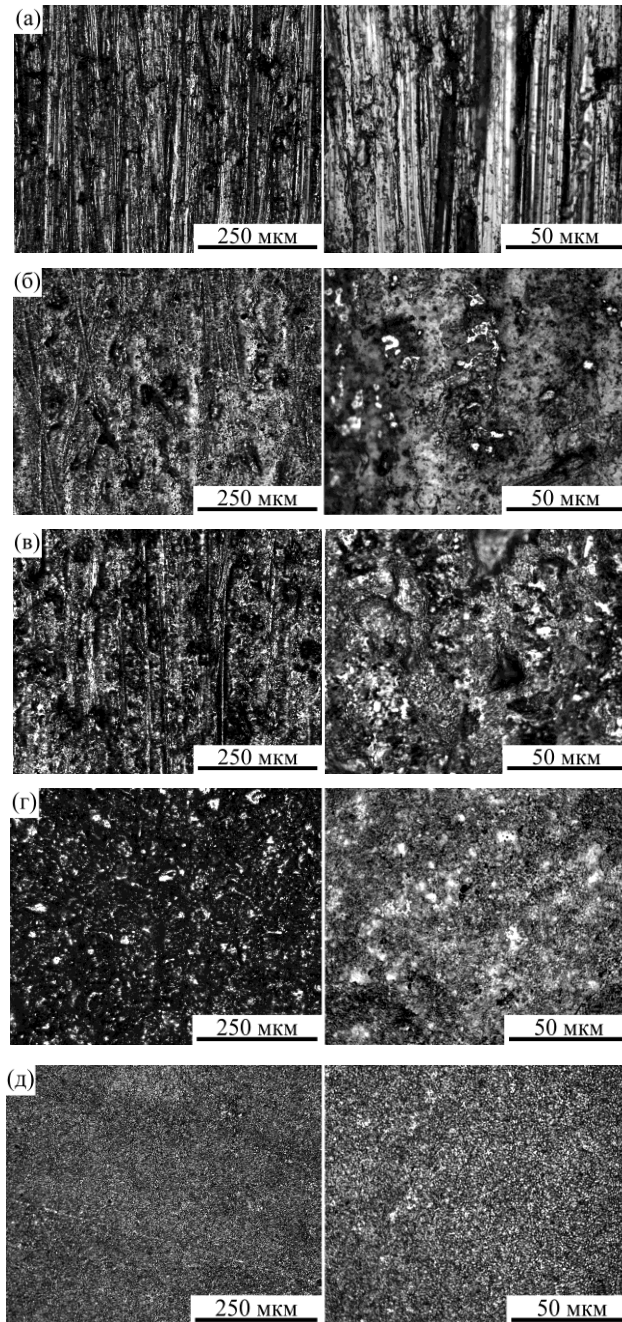


Рис. 4. Морфология поверхности образцов из никелевого сплава до (а) и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах: (б) – 600 °С; (в) – 700 °С; (г) – 800 °С; (д) – 900 °С.

Таблица. Значения убыли массы образцов Δm , шероховатости поверхности Ra , среднего коэффициента трения за последние 100 м пути μ и объема износа при трении на трибометре по схеме «шар–диск» ΔV_1 , а также объема износа при трении на тестере абразивного износа ΔV_2 до и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах T , соответствующих определенным значениям напряжения U и тока I

$T, ^\circ\text{C}$	$U, \text{В}$	$I, \text{А}$	$\Delta m, \text{мг}$	$Ra, \text{мкм}$	μ	$\Delta V_1, \text{мм}^3$	$\Delta V_2, \text{мм}^3$
600	155	13,8	172,4	$1,49 \pm 0,03$	$0,62 \pm 0,02$	0,073	0,0031
700	166	12,3	144,6	$0,34 \pm 0,03$	$0,62 \pm 0,01$	0,087	0,0052
800	171	11,6	94,8	$0,18 \pm 0,09$	$0,56 \pm 0,01$	0,031	0,0049
900	190	9,7	28,2	$0,15 \pm 0,05$	$0,56 \pm 0,01$	0,022	0,0036
до обработки	–	–	–	$0,73 \pm 0,18$	$0,75 \pm 0,02$	0,343	0,0080

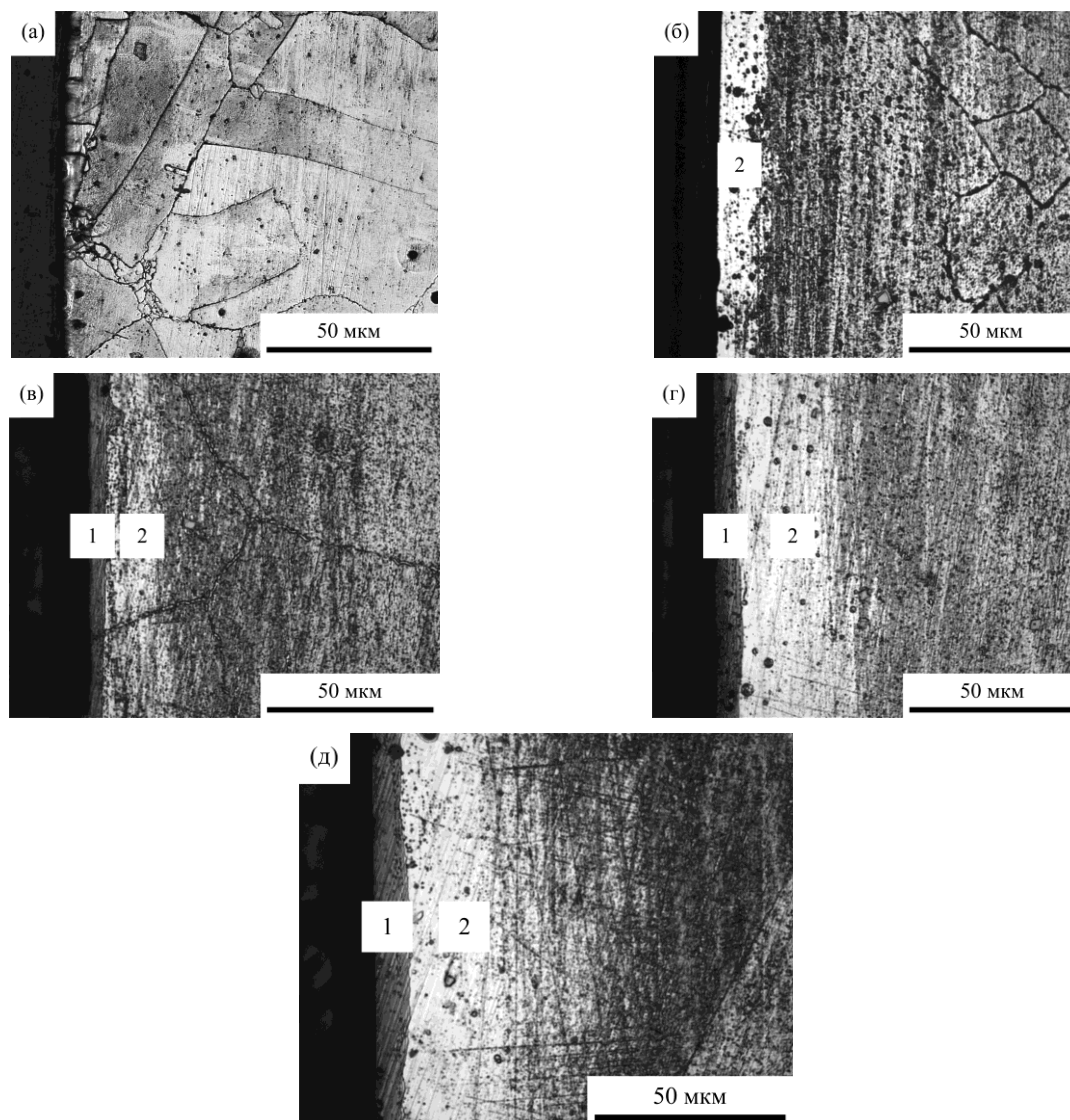


Рис. 5. Микроструктура поперечного сечения образцов из никелевого сплава до (а) и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах: (б) – 600 °С; (в) – 700 °С; (г) – 800 °С; (д) – 900 °С: 1 – оксидный слой; 2 – нитроцементированный слой.

600 °С. При более высоких температурах обработки поверхность становится более однородной. Если при температуре 800 °С на поверхности еще наблюдаются вкрапления (рис. 4г), то после 900 °С она становится полностью однородной (рис. 4д). Шероховатость поверхности при этом снижается в 4–5 раз относительно необработанного образца.

Металлографический анализ позволил выявить оксидный слой, толщина которого растет с повышением температуры обработки (рис. 5). Под оксидным слоем находится белый, не травящийся в азотной кислоте слой, представляющий собой твердый раствор азота и углерода как результат нитроцементации. В то же время образования новых фаз не было обнаружено. Важным результатом стало удаление трещин в

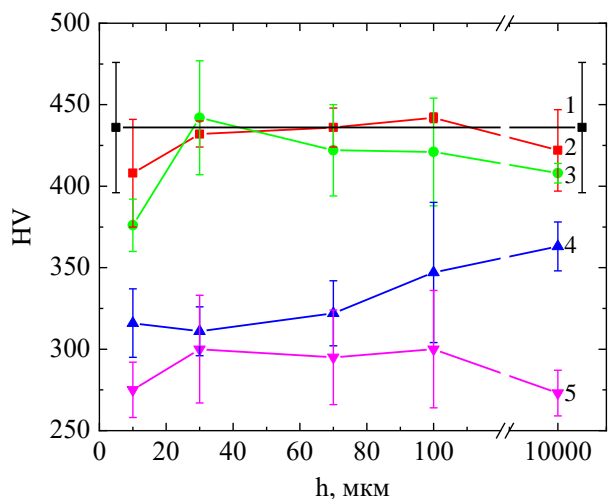


Рис. 6. Распределение микротвердости в поверхностном слое и сердцевине (на глубине 1 см) образцов из никелевого сплава до (1) и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах: 2 – 600 °С; 3 – 700 °С; 4 – 800 °С; 5 – 900 °С.

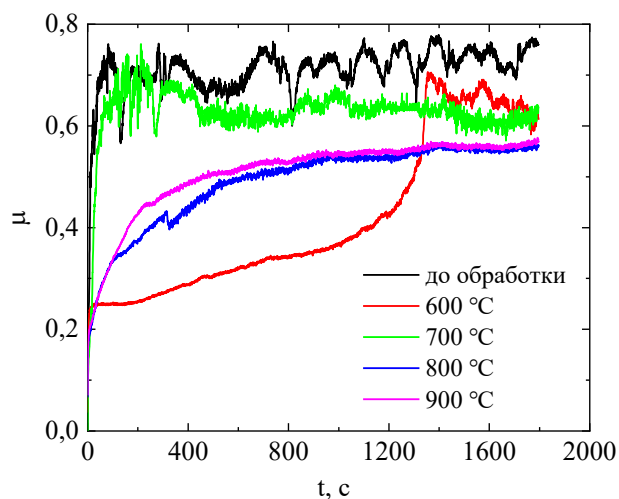


Рис. 7. Зависимость коэффициента трения образцов из никелевого сплава до и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах от пути трения.

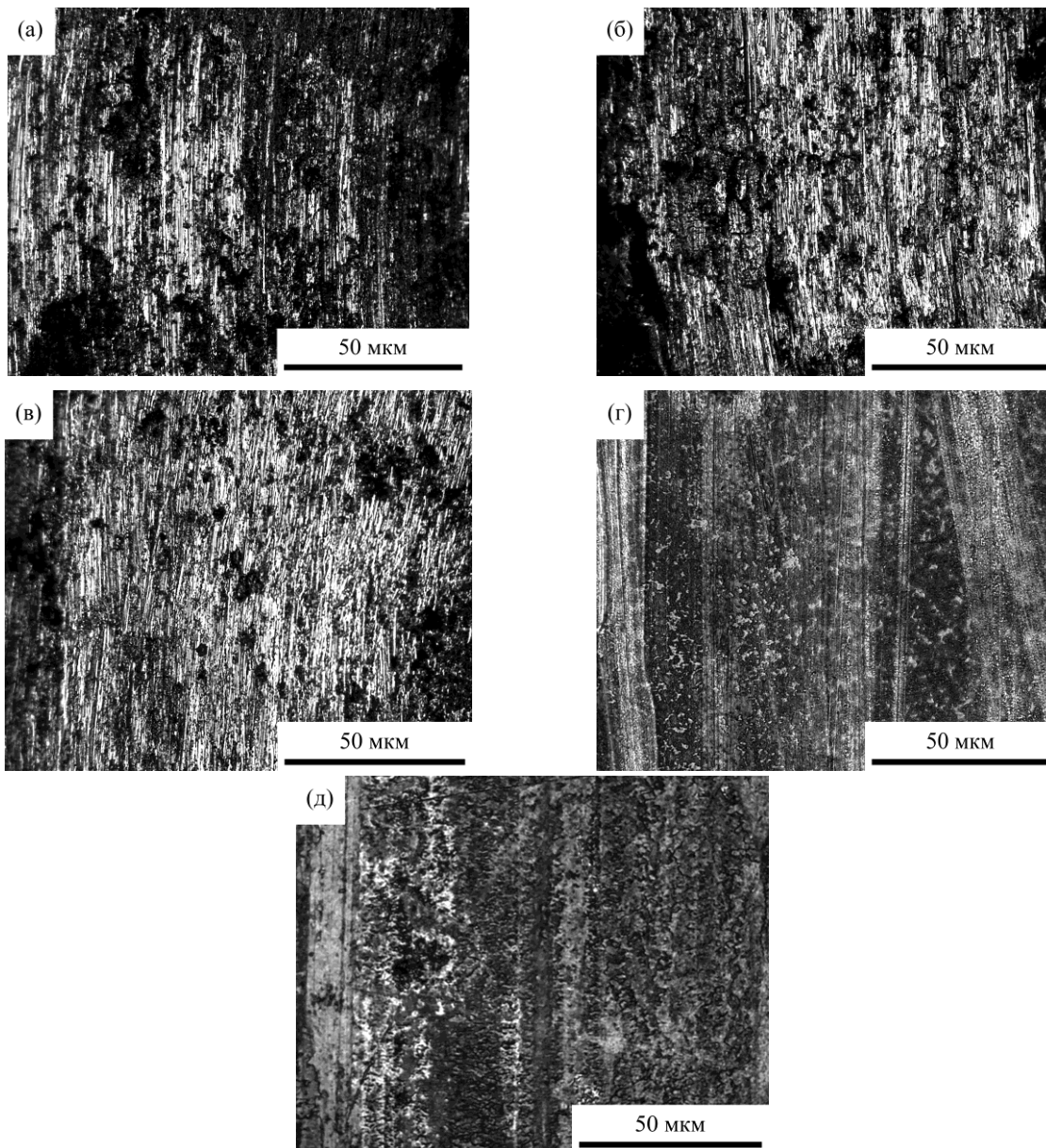


Рис. 8. Морфология дорожки трения на поверхности образцов из никелевого сплава до (а) и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах: (б) – 600 °С; (в) – 700 °С; (г) – 800 °С; (д) – 900 °С.

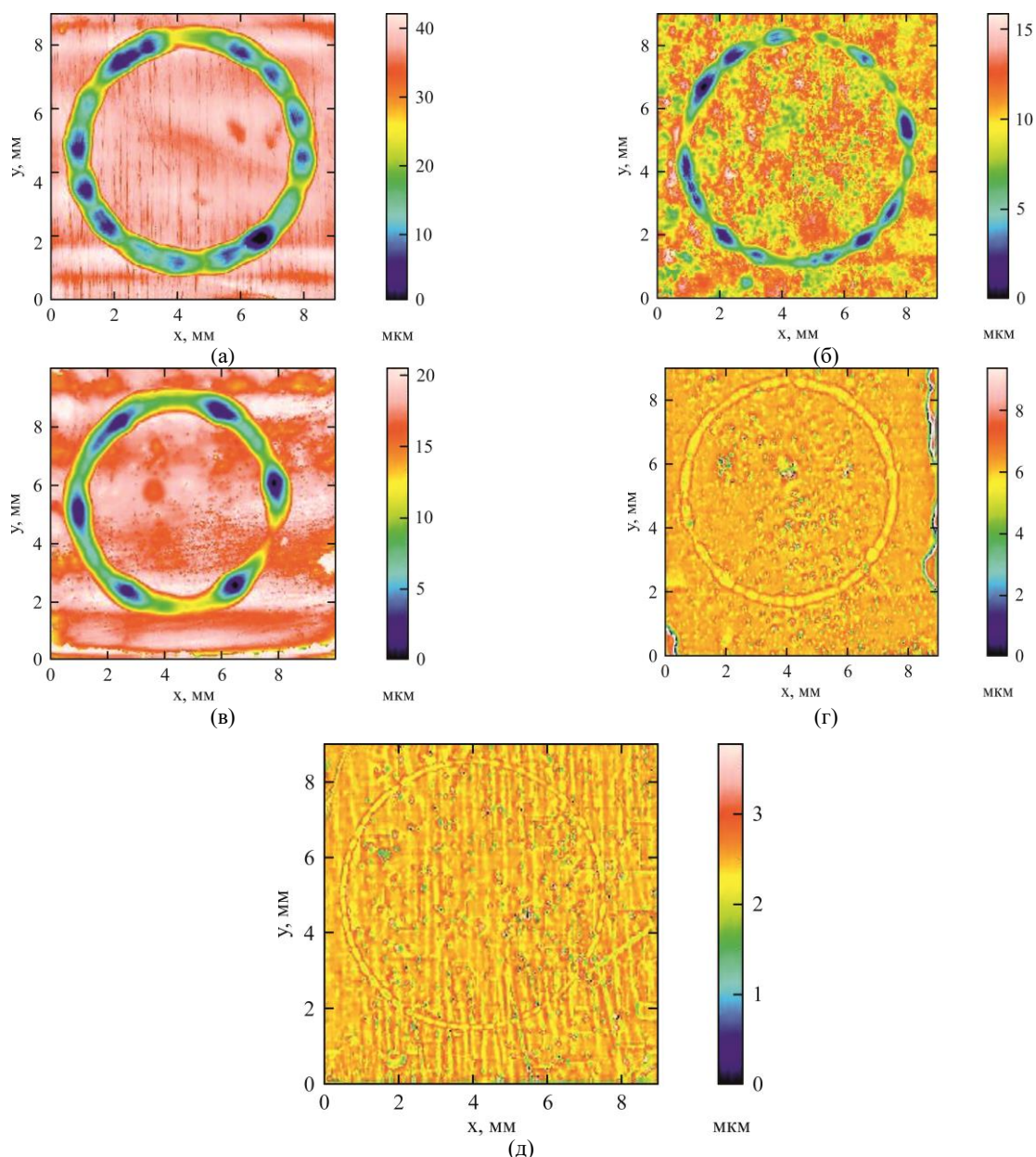


Рис. 9. 2D-модель дорожки трения на поверхности образцов из никелевого сплава до (а) и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах: (б) – 600 °С; (в) – 700 °С; (г) – 800 °С; (д) – 900 °С.

поверхностной зоне образцов после обработки при 800 и 900 °С, что явилось результатом гомогенизации структуры.

Результат гомогенизации получил отражение в изменении микротвердости (рис. 6). Показано, что микротвердость в поверхностном слое практически не отличается от ее значения в сердцевине образца, в то же время с повышением температуры обработки до 800 и 900 °С происходит снижение микротвердости относительно необработанного образца. Такой результат получается при закалке никелевых сплавов от высоких температур или при длительном отжиге.

Трибологические испытания на трибометре по схеме «шар–диск» показали следующие результаты. Динамика коэффициента трения имеет различные сценарии развития (рис. 7).

После обработки при 600 °С в начале пути коэффициент трения имеет значение, примерно в 3 раза меньшее относительно необработанного образца. По мере продолжительности испытаний он начинает расти, приближаясь к значению для необработанного образца. Такой результат может быть связан с влиянием шероховатости поверхности: с ее увеличением (после обработки при 600 °С шероховатость в 2 раза превышает данный показатель для необработанной поверхности) происходят уменьшение площади контакта трущихся поверхностей и снижение коэффициента трения. По мере истирания микровыступов шероховатость будет снижаться, а площадь трибоконтакта и коэффициент трения увеличиваться, достигая равновесного значения (см. таблицу).

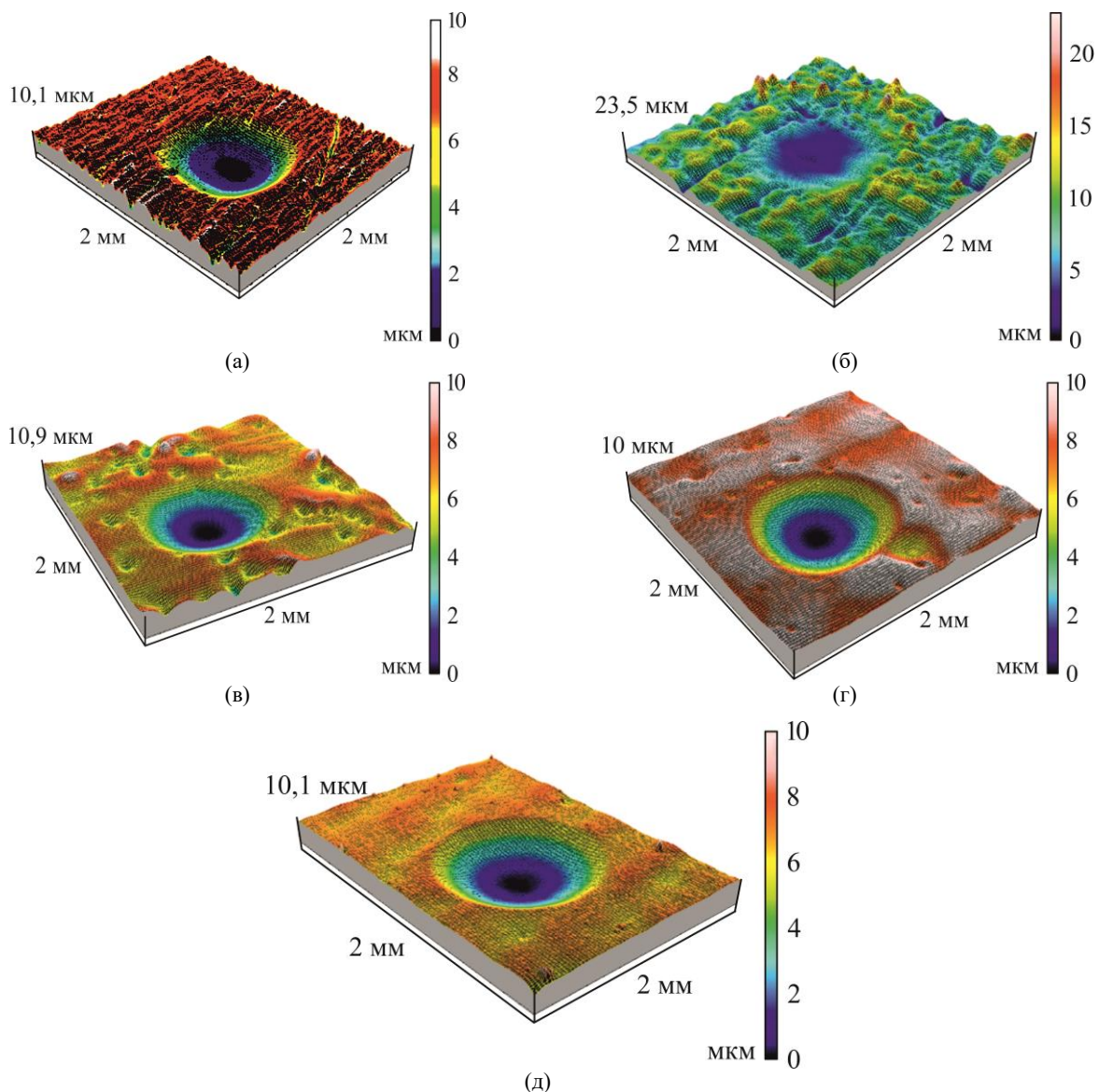


Рис. 10. 3D-модель пятна износа на поверхности образцов из никелевого сплава до (а) и после плазменно-электролитной обработки при различных температурах: (б) – 600 °С; (в) – 700 °С; (г) – 800 °С; (д) – 900 °С.

После обработки при 700 °С коэффициент трения сразу же демонстрирует высокие значения, достигая показателя необработанного образца. Образец в этом случае имеет низкую шероховатость и небольшой по толщине оксидный слой. По мере испытания происходит незначительное снижение коэффициента трения, вызванное, вероятно, приработкой оксидного слоя. В итоге равновесное значение коэффициента трения достигает показателя образца, обработанного при 600 °С.

Образцы после обработки при 800 и 900 °С имеют отличную динамику коэффициента трения и его равновесное значение. Низкая шероховатость поверхности и оксидные слои большей толщины определяют равномерный период приработки, выходя на более низкое значение коэффициента трения в конце испытаний.

Анализ дорожек трения показал, что для необработанного образца, а также образцов после обработки при 600 и 700 °С наблюдаются характерные следы микрорезания (рис. 8), вызванные наличием в сплаве абразивных частиц. Гомогенизация сплава после обработки при более высоких температурах определяет отсутствие следов микрорезания. Ширина и глубина дорожек трения после обработки в этих условиях значительно меньше, чем на образцах после обработки при 600 и 700 °С, а также необработанном образце (рис. 9). Это в итоге отражается на величине объемного износа, который снижается в 15,7 раза после обработки при 900 °С (см. таблицу).

Результаты абразивного изнашивания показали снижение объемного износа после плазменно-электролитной обработки, что подтверждают рис. 10 и таблица. Наилучшие результаты получены после обработки при 600 и

900 °С и достигают снижения объемного износа в 2,6 и 2,2 раза соответственно. Каких-либо закономерностей при этом выявить не удалось.

ВЫВОДЫ

1. Показана возможность анодной плазменно-электролитной обработки жаропрочного никелевого сплава ХН77ТЮР, заключающейся в контролируемом нагреве образцов до температур, достаточных для проведения диффузионного насыщения. Обработка в электролите на основе карбамида и хлорида аммония приводит к образованию оксидного и нитроцементованного слоев без формирования соединений включения. При температурах 800 и 900 °С происходит гомогенизация структуры никелевого сплава, сопровождаемая уменьшением твердости материала как на поверхности, так и в объеме, а также удалением трещин и снижением охрупчивания материала.

2. Выявлено характерное для анодных процессов обработки одновременное протекание высокотемпературного окисления и анодного растворения поверхности, результат совместного действия которых отражается на морфологии и шероховатости поверхности. При повышении температуры обработки до 900 °С шероховатость снижается в 5 раз.

3. Установлено, что результатом плазменно-электролитной обработки является повышение износостойкости никелевого сплава. Наилучшие результаты при испытаниях по схеме «шар-диск» получены после обработки при высоких температурах, когда низкая шероховатость поверхности и оксидные слои большой толщины определяют равномерный период приработки, выходя на более низкое значение коэффициента трения, а гомогенизация сплава определяет более мягкий механизм изнашивания. Объемный износ в этих условиях снижается до 15,7 раза. При испытаниях на абразивный износ в целом показан положительный эффект плазменно-электролитной обработки без выявления определенных закономерностей.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет средств государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSFS-2025-0006).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

ЛИТЕРАТУРА

- Choudhury, I.A. and El-Baradie, M.A., Machinability of nickel-base super alloys: A general review, *J. Mater. Process. Technol.*, 1998, vol. 300, nos. 3–4, p. 278.
[https://doi.org/10.1016/s0924-0136\(97\)00429-9](https://doi.org/10.1016/s0924-0136(97)00429-9)
- Yu, Q., Shen, Z., Zhang, M., Jia, G., et al., Study on surface damages caused by turning NiCr20TiAl nickel-based alloy, *J. Mater. Process. Technol.*, 2009, vol. 209, no. 17, p. 5802.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.06.017>
- Zou, B., Chen, M. and Li, S., Study on finish-turning of NiCr20TiAl nickel-based alloy using Al₂O₃/TiN-coated carbide tools, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2011, vol. 53, nos. 1-4, p. 81.
<https://doi.org/10.1007/s00170-010-2823-z>
- Yu, Q., Shen, Z., Zhang, M., Jia, G., et al., Long-time thermal structural stability study on NiCr20TiAl alloy, *Adv. Mater. Res.*, 2012, vol. 399–401, p. 71.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.399-401.71>
- Wei, R., Wu, H., Zhang, Q., Li, M., et al., The microstructure and mechanical properties of heat treated NiCr20TiAl superalloy, *Mater. Sci. Forum*, 2016, vol. 849, p. 531.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.849.531>
- Agarwal, A., Modi, A., Sharma, N. and Dewangan, S., Analyzing tensile strength, hardness, and microstructure of Inconel 625 after quenching through water, 3.5% NaCl, and 3.5% HCl, *Acta Metall. Slovaca*, 2024, vol. 30, p. 171.
<https://doi.org/10.36547/ams.30.4.2093>
- Ges, A.M., Fornaro, O. and Palacio, H.A., Coarsening behaviour of a Ni-base superalloy under different heat treatment conditions, *Mater. Sci. Eng. A*, 2007, vol. 458, nos. 1–2, p. 96.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.107>
- Ghosh, S., Yadav, S. and Das, G., Study of standard heat treatment on mechanical properties of Inconel 718 using ball indentation technique, *Mater. Lett.*, 2008, vol. 62, nos. 17–18, p. 2619.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2008.01.001>
- Apelfeld, A., Grigoriev, S., Krit, B., Ludin, V., et al., Improving the stability of the coating properties for group plasma electrolytic oxidation, *Manuf. Lett.*, 2022, vol. 33, p. 54.
<https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2022.08.005>
- Kuroda, P.A.B., Cardoso, G.C., Rossi, M.C., Afonso, C.R.M., et al., Analyzing PEO anodization time to monitor coatings phases, composition, morphology, thickness, and microhardness during the growth of TiO₂ pores on the CP-Ti surface, *Mater. Lett.*, 2024, vol. 363, art. ID 136226.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.136226>
- Grigoriev, S., Peretyagin, N., Apelfeld, A., Smirnov, A., et al., Investigation of tribological characteristics of PEO coatings formed on Ti6Al4V

- titanium alloy in electrolytes with graphene oxide additives, *Materials*, 2023, vol. 16, art. ID 3928.
<https://doi.org/10.3390/ma16113928>
12. Valizade, N., Sabour Rouh Aghdam, A. and Jarjoura, G., Corrosion and biological study on biofunctionalized porous coating on titanium produced by plasma electrolytic oxidation, *Coll. Surf. A Physico-chem. Eng. Asp.*, 2024, vol. 688, art. ID 133567.
<https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2024.133567>
 13. Grigoriev, S.N., Kondratsky, I.O., Krit, B.L., Ludin, V.B., et al., Protective and thermophysical characteristics of plasma-electrolytic coatings on the ultralight magnesium alloy, *J. Eng. Mater. Technol.*, 2022, vol. 144, art. ID 021006.
<https://doi.org/10.1115/1.4052718>
 14. Lashkarara, S., Fazlali, A., Ghaseminezhad, K., Fleck, C., et al., Mechanism of plasma electrolytic oxidation in Mg₃ZnCa implants: a study of double-layer formation and properties through nanoindentation, *Sci. Rep.*, 2024, vol. 14, art. ID 7380.
<https://doi.org/10.1038/s41598-024-58008-8>
 15. Hoseini, A. and Yarmand, B., Photoelectrocatalytic and photocorrosion behavior of MoS₂- and rGO-containing TiO₂ bilayer photocatalyst immobilized by plasma electrolytic oxidation, *J. Alloys Compd.*, 2024, vol. 984, art. ID 173976.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173976>
 16. Grigoriev, S., Peretyagin, N., Apelfeld, A., Smirnov, A., et al., Investigation of the characteristics of MAO coatings formed on Ti6Al4V titanium alloy in electrolytes with graphene oxide additives, *J. Compos. Sci.*, 2023, vol. 7, art. ID 142.
<https://doi.org/10.3390/jcs7040142>
 17. Witzke, K., Kensbock, R., Willsch, C.U., Fricke, K., et al., Mechanical and plasma electrolytic polishing of dental alloys, *Materials*, 2023, vol. 16, art. ID 6222.
<https://doi.org/10.3390/ma16186222>
 18. Xiang, Y., Sun, H., Yang, D., Ji, G., et al., Material removal model for describing the plasma discharge effect in magnetic-electrolytic plasma polishing, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 2023, vol. 131, p. 5023.
<https://doi.org/10.1007/s00170-024-13328-x>
 19. Kusmanov, S.A., Tambovskiy, I.V., Korableva, S.S., Dyakov, I.G., et al., Enhancement of wear and corrosion resistance in medium carbon steel by plasma electrolytic nitriding and polishing, *J. Mat. Eng. Perform.*, 2019, vol. 28, no. 9, p. 5425.
<https://doi.org/10.1007/s11665-019-04342-2>
 20. Yang, D., Sun, H., Wang, J., Ji, G., et al., The formation and stripping mechanism of oxide film on Ti6Al4V alloy surface during electrolytic plasma polishing, *Surf. Coat. Technol.*, 2024, vol. 478, art. ID 130469.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2024.130469>
 21. Apelfeld, A., Borisov, A., Dyakov, I., Grigoriev, S., et al., Enhancement of medium-carbon steel corrosion and wear resistance by plasma electrolytic nitriding and polishing, *Metals*, 2021, vol. 11, art. ID 1599.
<https://doi.org/10.3390/met11101599>
 22. An, S., Hansen, L., Wolff, T., Foest, R., et al., Energetic characterization during plasma electrolytic polishing of cemented tungsten carbide, *J. Appl. Phys.*, 2023, vol. 134, art. ID 033305.
<https://doi.org/10.1063/5.0155581>
 23. Tambovskiy, I., Mukhacheva, T., Gorokhov, I., Suminov, I., et al., Features of cathodic plasma electrolytic nitrocarburizing of low-carbon steel in an aqueous electrolyte of ammonium nitrate and glycerin, *Metals*, 2022, vol. 12, art. ID 1773.
<https://doi.org/10.3390/met12101773>
 24. Bayatanova, L., Rakhadilov, B., Kurbanbekov, S., Skakov, D., et al., Fine structure of low-carbon steel after electrolytic plasma treatment, *Materialpruefung/Mater. Test.*, 2021, vol. 63, p. 842.
<https://doi.org/10.1515/mt-2020-0119>
 25. Chongyang, N., Tianlin, Z., Yue, X., Lixia, Y., et al., Study on preparation and friction characteristics of steel 1045 modified layer based on plasma electrolytic carbonitriding, *Mater. Today Commun.*, 2022, vol. 33, art. ID 104518.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104518>
 26. Pérez, H., Vargas, G., Magdaleno, C. and Silva, R., Oxy-nitriding AISI 304 stainless steel by plasma electrolytic surface saturation to increase wear resistance, *Metals*, 2023, vol. 13, art. ID 309.
<https://doi.org/10.3390/met13020309>
 27. Jiang, Y.F., Bao, Y.F. and Yang, K., Effect of C/N concentration fluctuation on formation of plasma electrolytic carbonitriding coating on Q235, *J. Iron Steel Res.*, 2012, vol. 19, p. 39.
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60018-7](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60018-7)
 28. Shen, D.J., Wang, Y.L., Nash, P. and Xing, G.Z., A novel method of surface modification for steel by plasma electrolysis carbonitriding, *Mater. Sc. Eng. A*, 2007, vol. 458, p. 240.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.067>
 29. Rastkar, A.R. and Shokri, B., Surface modification and wear test of carbon steel by plasma electrolytic nitrocarburizing, *Surf. Interface Anal.*, 2012, vol. 44, p. 342.
<https://doi.org/10.1002/sia.3808>
 30. Kazerooni, N.A., Bahrololoom, M.E., Shariat, M.H., Mahzoon, F., et al., Effect of ringer's solution on wear and friction of stainless steel 316L after plasma electrolytic nitrocarburising at low voltages, *J. Mat. Sci. Technol.*, 2011, vol. 27, p. 906.
[https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(11\)60163-1](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(11)60163-1)
 31. Zarchi, M.K., Shariat, M.H., Dehghan, S.A. and Solhjoo, S., Characterization of nitrocarburized surface layer on AISI 1020 steel by electrolytic plasma processing in an urea electrolyte, *J. Mater. Res. Technol.*, 2013, vol. 2, p. 213.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.02.011>
 32. Pohrelyuk, I.M., Tkachuk, O.V., Proskurnyak, R.V., Kuznetsov, O.V., et al., Morphology and corrosion properties of hydroxyapatite coating on VT6 titanium alloy, *Mat. Sci.*, 2023, vol. 58, p. 781.
<https://doi.org/10.1007/s11003-023-00730-1>

33. Belkin, P.N., Borisov, A.M. and Kusmanov, S.A., Plasma electrolytic saturation of titanium and its alloys with light elements, *J. Surf. Investig.*, 2016, vol. 10, p. 516.
<https://doi.org/10.1134/S1027451016030058>
34. Aliofkhaezai, M., Taheri, P., Sabour Rouhaghdam, A. and Dehghanian, C., Study of nanocrystalline plasma electrolytic carbonitriding for CP-Ti, *Mater. Sci.*, 2007, vol. 43, p. 791.
<https://doi.org/10.1007/s11003-008-9055-5>
35. Qin, Y., Xiong, D., Li, J. and Tyagi, R., Corrosion and bio-tribological properties of Ti(CN)_x hard coating on titanium alloy by the pulsed plasma electrolytic carbonitriding process, *Tribol. Int.*, 2015, vol. 82, p. 543.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2014.07.023>
36. Aliev, M.Kh., Sabour, A. and Taheri, P., Corrosion protection study of nanocrystalline plasma-electrolytic carbonitriding process for CP-Ti, *Prot. Met.*, 2008, vol. 44, p. 618.
<https://doi.org/10.1134/S0033173208060155>
37. Smirnov, A.A., Kusmanov, S.A., Kusmanova, I.A. and Belkin, P.N., Effect of electrolyte depletion on the characteristics of the anodic plasma electrolytic nitriding of a VT22 titanium alloy, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2017, vol. 53, no. 5, p. 413.
<https://doi.org/10.3103/S106837551705012X>
38. Aliofkhaezai, M., Sabour Rouhaghdam, A. and Sabouri, M., Effect of frequency and duty cycle on corrosion behavior of pulsed nanocrystalline plasma electrolytic carbonitrided CP-Ti, *J. Mater. Sci.*, 2008, vol. 43, p. 1624.
<https://doi.org/10.1007/s10853-007-2323-1>
39. Dong, Y.-X., Chen, Y.-S., Chen, Q., Liu, B., et al., Characterization and blood compatibility of TiC_xN_{1-x} hard coating prepared by plasma electrolytic carbonitriding, *Surf. Coat. Technol.*, 2007, vol. 201, p. 8789.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.05.097>
40. Belkin, P.N. and Kusmanov, S.A., Plasma electrolytic boriding of steels and titanium alloys, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2019, vol. 55, no. 1, p. 1.
<https://doi.org/10.3103/S106837551901006X>
41. Kusmanov, S.A., Tambovskii, I.V., Kusmanova, I.A. and Belkin, P.N., Improving the wear resistance of VT22 titanium alloy by anodic plasma electrolytic boriding, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2021, vol. 57, no. 4, p. 419.
<https://doi.org/10.3103/S1068375521040098>
42. Kusmanov, S.A., Tambovskii, I.V., Korableva, S.S., Mukhacheva, T.L., et al., Wear resistance increase in Ti6Al4V titanium alloy using a cathodic plasma electrolytic nitriding, *Surf. Eng. Appl. Electrochem.*, 2022, vol. 58, no. 5, p. 451.
<https://doi.org/10.3103/S1068375522050088>
43. Mukhacheva, T.L., Belkin, P.N., Dyakov, I.G. and Kusmanov, S.A., Wear mechanism of medium carbon steel after its plasma electrolytic nitrocarburising, *Wear*, 2020, vols. 462–463, art. ID. 203516.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203516>
44. Shadrin, S.Yu., Belkin, P.N., Tambovskiy, I.V. and Kusmanov, S.A., Physical features of anodic plasma electrolytic carburising of low-carbon steels, *Plasma Chem. Plasma Process.*, 2020, vol. 40, no. 2, p. 549.
<https://doi.org/10.1007/s11090-020-10062-6>

Summary

A possibility of the plasma electrolytic treatment of a heat-resistant nickel alloy ChN77TiAlB, which leads to the removal of edge cracks, a decrease in hardness and an increase in wear resistance, is shown. The volt-ampere and volt-temperature characteristics of the plasma electrolytic treatment, typical for anodic processes, are revealed. Changes in the morphology and roughness of the surface, the structure and microhardness of the surface layers are considered. It was established that the treatment in an electrolyte based on carbamide and ammonium chloride leads to the formation of nitrocarburized layers without the formation of compounds. The combined effect of both high-temperature oxidation and anodic dissolution on the morphology and roughness of the surface was determined. Tribological tests were conducted using the ball-on-disk scheme, which showed the best results after treatment at 900 °C (reduction in volumetric wear by 15.7 times), when a reduction in roughness (by 5 times) and the presence of thick oxide layers determine a uniform running-in period, reaching a lower value of the friction coefficient, and homogenization of the alloy, accompanied by the removal of cracks, determines a softer wear mechanism. Positive results were obtained in abrasive wear tests: after treatment at 600 and 900 °C, volumetric wear decreased by 2.6 and 2.2 times, respectively.

Keywords: heat-resistant nickel alloy, plasma electrolytic treatment, microhardness, surface roughness, wear resistance, friction coefficient