

# Повышение износостойкости быстрорежущей стали Р6М5 с помощью плазменно-электролитной нитроцементации

Т. Л. Мухачева<sup>a,b,\*</sup>, И. В. Тамбовский<sup>a,b</sup>, И. А. Кусманова<sup>a,b</sup>, Т. М. Голубева<sup>b</sup>,  
М. А. Анисимова<sup>a</sup>, Л. М. Маркина<sup>a</sup>, С. А. Кусманов<sup>a,b,\*\*</sup>

<sup>a</sup>Костромской государственной университет, г. Кострома, 156005, Россия

<sup>b</sup>Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», г. Москва, 127994, Россия  
\*e-mail: [mukhachevatl@mail.ru](mailto:mukhachevatl@mail.ru); \*\*e-mail: [sakusmanov@yandex.ru](mailto:sakusmanov@yandex.ru)

Поступила в редакцию 12.09.2024

После доработки 11.11.2024

Принята к публикации 15.11.2024

Предложена технология повышения твердости и износостойкости поверхности инструментальной быстрорежущей стали Р6М5 с применением низкотемпературной плазменно-электролитной нитроцементации в сочетании с закалкой на воздухе и трехступенчатым отпуском. Изучены структура и фазовый состав поверхностных слоев быстрорежущей стали до и после обработки. Показано, что формирование структуры высоколегированного мартенсита с включениями нитридов после нитроцементации с закалкой и выделение мелкодисперсных карбидов при последующем отпуске приводят к упрочнению поверхностного слоя до 1140 HV и 1380 HV соответственно.

*Ключевые слова:* быстрорежущая сталь Р6М5, плазменно-электролитная обработка, нитроцементация, закалка, отпуск, микротвердость, износостойкость, коэффициент трения

УДК 544.558+66.088

<https://doi.org/10.52577/eom.2024.60.6.01>

## ВВЕДЕНИЕ

Повышение долговечности режущего инструмента является одной из ключевых задач в развитии машиностроения. Продолжительная эксплуатация режущего инструмента ведет к износу его рабочей поверхности и ухудшению эксплуатационных характеристик и, в конечном счете, к его замене. Интенсивный износ рабочих кромок повышает себестоимость продукции машиностроения, поэтому важно обеспечить долговечность и износостойкость режущего инструмента. Для достижения указанных характеристик используется в том числе поверхностная химико-термическая обработка. Для традиционных методов химико-термической обработки характерна большая длительность процесса диффузионного насыщения, который может занимать десятки часов, поэтому актуально стимулирование изменения состояния, структуры, свойств поверхности и приповерхностных слоев применением высокоэнергетических воздействий. При таком подходе возможно максимально эффективно использовать комбинацию свойств материала металлической матрицы и модифицированного поверхностного слоя. Также важно, чтобы технология высокоскоростного модифицирования поверхности могла быть легко встроена в технологический процесс производства и ремонта изделий машиностроения.

В работе исследуется возможность упрочнения и повышения износостойкости быстрорежущей инструментальной стали Р6М5 посредством плазменно-электролитной нитроцементации (ПЭНЦ). Данная технология характеризуется высокими скоростями нагрева и охлаждения (до 200 °С/с), возможностью нагрева детали до температуры 1100 °С при обработке в анодной полярности и до плавления при катодной, отсутствием необходимости подготовки поверхности обрабатываемого изделия [1, 2]. Кроме того, плазменно-электролитная обработка позволяет совместить диффузионное насыщение с закалкой в одном технологическом процессе [3]. В отличие от многих высокоэффективных технологий поверхностной обработки, например, плазменно-электролитного оксидирования [4–7], установки для проведения плазменно-электролитной химико-термической обработки характеризуются невысокой стоимостью, простотой в эксплуатации и техническом обслуживании, небольшими габаритами. Плазменно-электролитная обработка показала положительные результаты по увеличению эксплуатационных характеристик изделий из малоуглеродистых сталей [8–12], среднеуглеродистых сталей [13, 14], легированных сталей [15–17], титановых сплавов [18–21], в том числе по увеличению твердости поверхности, износостойкости и коррозионной стойкости.

Ранее для быстрорежущей стали Р6М5 было предложено проведение электролитно-плазменного азотирования (ЭПА) при катодной полярности обрабатываемого образца. Азотирование стали Р6М5 приводит к образованию мелкозернистой мартенситной структуры с дисперсными включениями нерастворимых карбидов и нитридов. После обработки при температуре 550–750 °С в течение 5 минут на поверхности образца фиксируются рефлексы фаз Fe<sub>2</sub>N и Fe<sub>3</sub>N. При температурах ЭПА выше 500 °С также появляются дисперсные нитриды легирующих элементов, в частности, хрома [22]. Вольфрам, молибден и ванадий остаются в составе карбидов. Аналогичные результаты получены при ЭПА быстрорежущих сталей Р9 и Р18 [23]. Элементный анализ показал, что наибольшая концентрация азота 5,87% наблюдается в зернах мартенсита [24]. Темные зерна, предположительно карбонитридов, содержат 1,37% азота. Светлые зерна карбидов обогащены вольфрамом и молибденом, а темные – ванадием.

Цель данной работы – разработка технологии повышения износостойкости быстрорежущей стали Р6М5 посредством комбинирования низкотемпературной ПЭНЦ, высокотемпературной закалки и трехступенчатого отпуска. Замещение ранее применяемого азотирования необходимо для компенсации обезуглероживания стали при нагреве до температуры закалки.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Обработке подвергались цилиндрические образцы из стали Р6М5 диаметром 10 мм и высотой 15 мм после их зачистки наждачной бумагой до Ra, равной 1,0±0,1 мкм, и промывания ацетоном в ультразвуковой ванне. ПЭНЦ выполнялась в цилиндрическом электролизере [25]. В верхней части электролизера электролит переливался в поддон, откуда подавался насосом в теплообменник со скоростью 2,5 л/мин, контролируемой ротаметром РМФ-0,16 ЖУЗ с точностью 2,5%. Температура электролита измерялась термпарой, помещенной на дне электролизера, и поддерживалась равной 30±2 °С. В качестве электролита был использован водный раствор хлорида аммония (10%), глицерина (10%) и азотной кислоты (5%) (здесь и далее массовые проценты).

Благодаря простоте и высокой точности выдерживания заданной температуры нагрева путем варьирования напряжения для проведения диффузионного насыщения был выбран анодный вариант ПЭНЦ. Диффузионное насыщение проводили при температуре 550 °С в течение 10 минут. После нитроцементации во

избежание образования трещин образцы медленно нагревались до температуры 850 °С с последующей выдержкой продолжительностью 90 секунд. Затем путем переключения полярности на источнике тока с анодной на катодную выполнялось дальнейшее повышение температуры нагрева до 1230 °С (закалочной температуры). После выдержки 90 секунд при этой температуре образец извлекался и охлаждался на воздухе (закалка на воздухе).

С целью превращения остаточного аустенита в мартенсит выполнялся трехкратный отпуск при температуре 555 °С с выдержкой 60 минут и охлаждением на воздухе между циклами нагрева. В этом процессе из мартенсита и остаточного аустенита выделяются дисперсные карбиды. Аустенит, теряя углерод и легирующие элементы, претерпевает мартенситное превращение.

Для определения фазового состава образцов до и после обработки использовался рентгеноструктурный анализ с помощью дифрактометра PANalytical Empyrean при излучении CoK $\alpha$ . Структура поверхностного слоя и морфология дорожек трения исследовались с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega 3 с применением детектора энергодисперсионного анализа X-Act для элементного анализа. Микротвердость образцов измерялась на микротвердомере Falcon 503 при нагрузке 50 г.

Трибологические испытания проводились при сухом трении боковой поверхности цилиндрического образца по диску из стали ХВГ под нагрузкой 10 Н. Путь трения составлял 1 км. Линейная скорость скольжения образца по контртелу варьировалась и составляла 0,46, 1,44, 2,31 и 3,25 м/с. Измерение температуры фрикционного контакта осуществлялось на дорожке трения непосредственно на выходе из зоны контакта с помощью цифрового инфракрасного термометра MLX90614. Параметры шероховатости дорожек трения снимались с помощью прибора TR200. Изменение массы образцов определялось на электронных аналитических весах CitizonCY224C с точностью ±0,0001 г после промывания дистиллированной водой для удаления следов солей.

Для определения вида фрикционных связей, установившихся в процессе трения, и типа деформации микронеровностей на трущихся поверхностях анализировалась микрогеометрия контакта.

Стационарная микрогеометрия поверхности формируется через несколько минут испытаний при любой скорости скольжения. В этом случае любой профиль дорожки трения считается

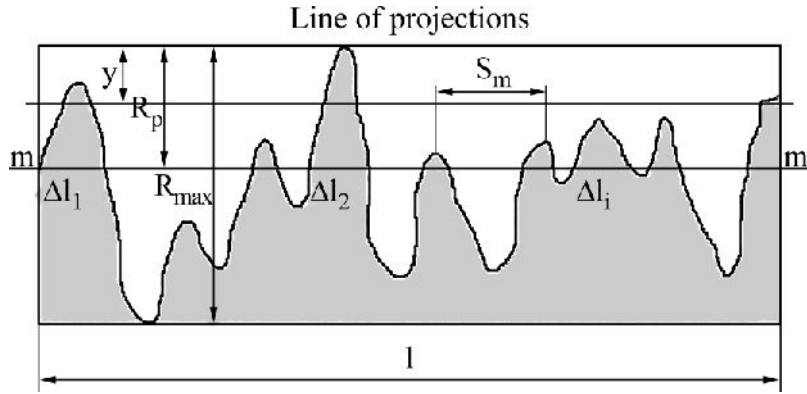


Рис. 1. Схема шероховатой поверхности.

равноценным и содержащим информацию обо всей поверхности согласно свойству эргодичности. Относительная высота профиля  $\varepsilon_{\max}$  по отношению к средней линии рассчитывается по экспериментальным профилограммам (рис. 1):

$$\varepsilon_{\max} = \frac{z}{R_{\max}}, \quad (1)$$

где  $z$  – уровень сечения профиля, отсчитываемый от линии выступов;  $R_{\max}$  – максимальная высота неровностей.

Топология поверхности характеризуется функцией распределения материала  $\eta$ , определяемой по формуле:

$$\eta = b\varepsilon_{\max}^{\nu} = \frac{A}{A_c} = \frac{p_c}{p_r}, \quad (2)$$

где  $A$  – фактическая площадь контакта;  $A_c$  – контурная площадь;  $p_c$  – контурное давление;  $p_r$  – фактическое давление.

Параметры функции распределения (1)  $\nu$ ,  $b$  определяются из экспериментальных данных по формулам:

$$\nu = 2t_m \left( \frac{R_p}{R_a} \right) - 1, \quad (3)$$

$$b = t_m \left( \frac{R_{\max}}{R_p} \right)^{\nu}, \quad (4)$$

где  $R_p$  – высота сглаживания (расстояние от линии выступов до средней линии в пределах базовой длины);  $R_a$  – среднее арифметическое отклонение профиля;  $t_m$  – относительная опорная длина профиля на средней линии.

Моделирование выступов телами двоякой кривизны дает следующее выражение для среднего радиуса единичной микронеровности [26]:

$$r = \frac{9R_a^2 S_m^2}{128(5,5R_a - R_p)^3}, \quad (5)$$

где  $S_m$  – средний шаг неровностей.

Для расчета фактического давления на вершинах микровыступов можно определить вид контакта: упругий или пластический. Нагрузка, при которой начинается пластическое течение в условиях сложного напряженного состояния двух контактирующих тел, определяется пределом текучести более мягкого материала. Состояние текучести большинства пластичных материалов обычно описывается критерием энергии сдвиговой деформации Мизеса:

$$J = \frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] = k^2 = \frac{Y^2}{3}, \quad (6)$$

или критерием максимального касательного напряжения Треска:

$$\max [|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_3 - \sigma_1|] = 2k = Y, \quad (7)$$

где  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  – главные напряжения в сложном напряженном состоянии;  $k$  и  $Y$  – значения напряжений течения материала при простом сдвиге и простом растяжении или сжатии соответственно. В случае осесимметричного контакта тел вращения, согласно обоим названным критериям, максимальное контактное давление достигает значения:

$$p_0 = 1,6Y. \quad (8)$$

Используя выражение (8) для связи сближения поверхностей с максимальным давлением из классической теории Герца и записав критическое сближение в безразмерном виде, можно найти критерий Гринвуда–Вильямсона:

$$K_p = \frac{\Theta}{HB} \sqrt{\frac{R_p}{r}}, \quad (9)$$

где  $\Theta$  – приведенный модуль упругости:

$$\Theta = \left( \frac{1 - \mu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \mu_2^2}{E_2} \right)^{-1}, \quad (10)$$

где  $\mu_i, E_i$  – коэффициенты Пуассона и модули упругости взаимодействующих тел.

Безразмерный параметр  $K_p$  называется также пластическим показателем или индексом пластичности. Он описывает деформационные свойства шероховатой поверхности. Если величина этого параметра меньше 0,6, то деформации неровностей в контакте с плоской поверхностью будут полностью упругими. Если  $K_p$  превышает единицу, то деформации будут преимущественно пластическими.

Предположим, что при упругом контакте деформация отдельных выступов может быть рассчитана согласно классической контактной задаче Герца. При пластическом контакте среднее напряжение на контакте численно равно микротвердости. При этих допущениях получим для среднего фактического давления на контакте следующее выражение:

$$p_r = (0,43\Theta)^{\frac{2\nu}{2\nu+1}} \left( \frac{2N}{\eta A} \right)^{\frac{1}{2\nu+1}} \left( \frac{R_p}{r} \right)^{\frac{\nu}{2\nu+1}}, \quad (11)$$

где  $N$  — нормальная нагрузка.

Абсолютное сближение контактирующих шероховатых поверхностей определяется выражением:

$$h = R_p \left( \frac{N}{\eta p_r A} \right)^{\frac{1}{\nu}}. \quad (12)$$

Величина относительного внедрения неровностей поверхностей трения определяется отношением абсолютного сближения (12) к среднему радиусу закругления микровыступа (5):

$$\frac{h}{r} = R_p \left( \frac{N}{\eta p_r A} \right)^{\frac{1}{\nu}} \times \frac{128(5,5R_a - R_p)^3}{9R_a^2 S_m^2}. \quad (13)$$

Полученная характеристика позволяет различать упругий контакт, пластический и микрорезание.

Упругий контакт имеет место, когда максимальные напряжения на наиболее внедренной неровности меньше твердости по Бринеллю менее жесткого элемента пары трения. Это соответствует величине внедрения:

$$\frac{h}{r} = 2,4(1-\mu^2)^2 \left( \frac{HB}{E} \right)^2, \quad (14)$$

где  $\mu$  — коэффициент Пуассона,  $E$  — модуль упругости Юнга для данного материала.

Контурное давление для рассматриваемого случая можно определить по формуле:

$$P_c = \frac{2,4^{\frac{2\nu+1}{2}} \nu(\nu-1)k \times HB^{2\nu+1} (1-\mu^2)^{2\nu} r^\nu b}{5E^{2\nu} R_{\max}^\nu}, \quad (15)$$

где  $k$  — константа интегрирования уравнения, зависящая от  $\nu$ .

Пластический контакт имеет место, когда средние нормальные напряжения в зонах касания неровностей достигают значений твердости по Бринеллю деформируемого материала. Это будет наблюдаться при величинах внедрения, равных:

$$\frac{h}{r} = 5,4(1-\mu^2)^2 \left( \frac{HB}{E} \right)^2. \quad (16)$$

Контурное давление, приводящее к пластическому контакту, можно определить из выражения:

$$P_c \geq \frac{5,4^\nu r^\nu b}{2R_{\max}^\nu} \times \frac{HB^{2\nu+1} (1-\mu^2)^{2\nu}}{E^{2\nu}}. \quad (17)$$

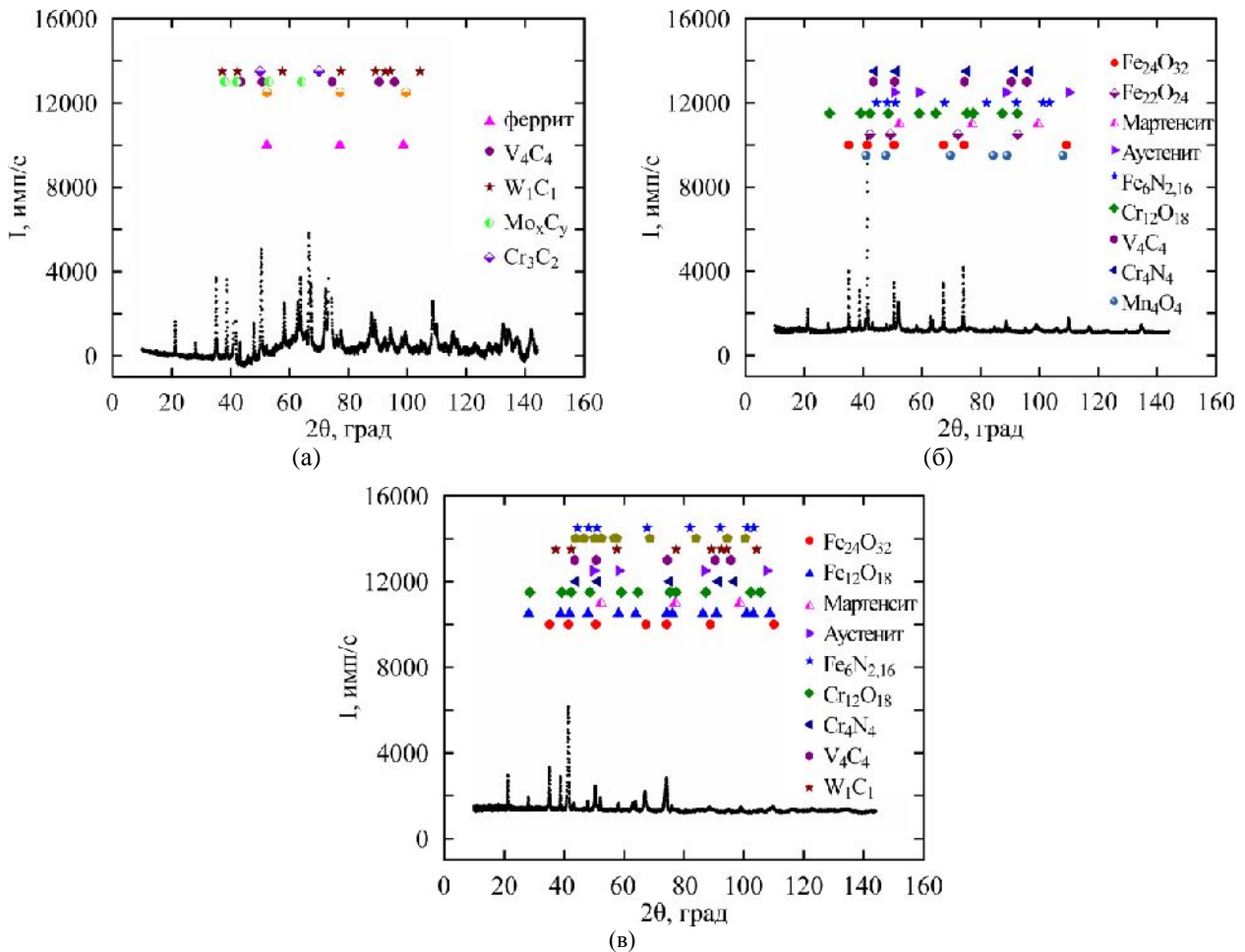
При распределении неровностей по высоте часть неровностей, имеющих внедрение большее, чем определенное по формуле (16), пластически деформирует материал контртела; неровности, имеющие внедрение меньшее, чем определенное по формуле (14), деформируют материал упруго; а неровности, внедрение которых изменяется в пределах (18), деформируют материал упругопластически:

$$\begin{aligned} 2,4(1-\mu^2)^2 \left( \frac{HB}{E} \right)^2 &\leq \\ &\leq \frac{h}{r} \leq 5,4(1-\mu^2)^2 \left( \frac{HB}{E} \right)^2. \end{aligned} \quad (18)$$

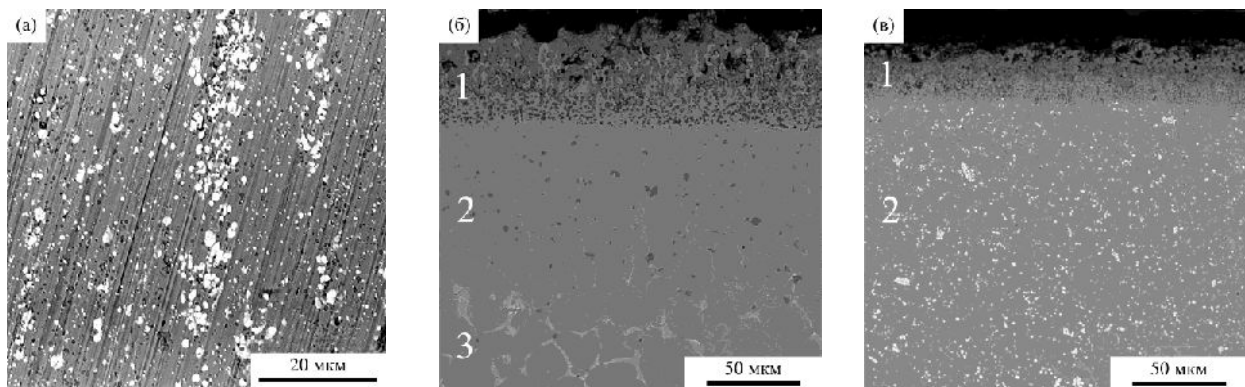
## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

*Состав, структура и микротвердость модифицированных слоев*

ПЭНЦ поверхности стали Р6М5 сопровождается одновременным воздействием диффузионного насыщения азотом и углеродом, высокотемпературного окисления и анодного растворения. По данным рентгеноструктурного анализа в исходном состоянии сталь Р6М5 имеет ферритную основу с включениями карбидов Cr, W, V, Mo (рис. 2а). После ПЭНЦ с закалкой на воздухе обнаружены оксиды железа, хрома и марганца, соответствующие химическим соединениям FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и MnO (рис. 2б). Такой результат является следствием высокотемпературного окисления поверхности в парогазовой оболочке, что характерно для плазменной обработки в водных электролитах [27, 28], а также результатом окисления поверхности на воздухе в процессе закалки при температуре 1230 °С. Высокие температуры нагрева способствуют аустенитизации и растворению карбидов в аустените: из обнаруженных на необработанном образце карбидов после закалки идентифицировался только карбид ванадия. При закалке



**Рис. 2.** Дифрактограмма поверхностного слоя стали Р6М5 до обработки (а), после ПЭНЦ с закалкой на воздухе (б) и последующего тройного отпуска (в).

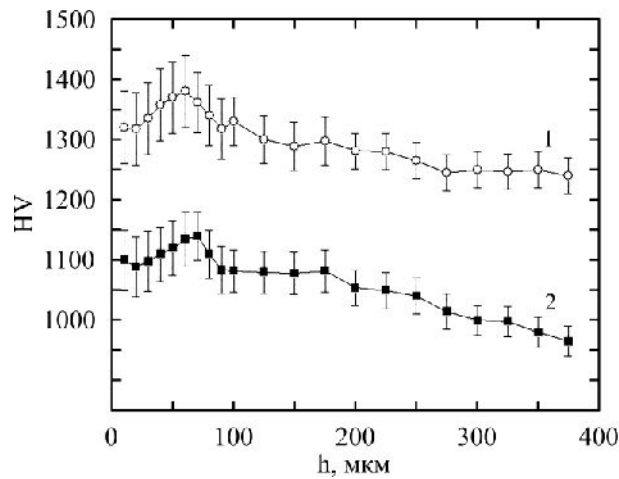


**Рис. 3.** СЭМ-изображение поперечного сечения поверхностного слоя стали Р6М5 до обработки (а), после ПЭНЦ с закалкой на воздухе (б) и последующего тройного отпуска (в): 1 – оксидный слой; 2 – мелкозернистая мартенситная структура с остаточным аустенитом, карбидами и нитридами; 3 – крупнозернистая структура мартенсита и остаточного аустенита.

происходит образование высоколегированного мартенсита с сохранением части аустенита. Наличие соединений азота с железом  $\text{Fe}_6\text{N}_{2,16}$  и хромом  $\text{Cr}_4\text{N}_4$  подтверждает успешное низкотемпературное диффузионное насыщение поверхностного слоя азотом. Отпуск изменил фазовый состав закаленной стали и привел к выделению карбидов вольфрама (рис. 2в).

Анализ микроструктуры поперечного сечения поверхности стали показал соответствие с данными рентгеновского анализа. На исходной структуре стали Р6М5 до обработки на изобра-

жении сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) отчетливо видны светлые участки карбидов легирующих компонентов (рис. 3а). После ПЭНЦ с закалкой (рис. 3б) и с последующим отпуском (рис. 3в) на поверхности выявляется пористый оксидный слой. При этом отмечается более высокая пористость оксидного слоя у поверхности и относительно плотная структура на границе с металлической подложкой. В то же время наблюдаются различия в морфологии оксидных слоев без отпуска и с отпуском. После отпуска высокопо-



**Рис. 4.** Распределение микротвердости в поверхностном слое стали Р6М5 после ПЭНЦ с закалкой на воздухе (2) и последующего тройного отпуска (1).

**Таблица 1.** Значения среднего коэффициента трения  $\mu$  за последние 100 м пути, убыли массы образцов при трении  $\Delta m_{fr}$ , убыли массы контртела при трении  $\Delta M_{fr}$ , убыли массы пары трения  $\Delta \Sigma_{fr}$ , температуры в зоне фрикционного контакта  $T_{fr}$  до и после ПЭНЦ с закалкой и с закалкой и трехкратным отпуском при различных скоростях скольжения образца по контртелу  $v$

$v$ , м/с	$\mu$	$\Delta m_{fr}$ , мг	$\Delta M_{fr}$ , мг	$\Delta \Sigma_{fr}$ , мг	$T_{fr}$ , °С
ПЭНЦ с закалкой					
0,46	0,441±0,009	6,41±0,13	1,36±0,04	7,77±0,16	60±2
1,44	0,138±0,003	1,67±0,03	0,26±0,01	1,93±0,04	78±2
2,31	0,243±0,005	2,24±0,04	0,39±0,01	2,63±0,05	106±3
3,25	0,256±0,005	3,31±0,07	0,15±0,01	3,41±0,07	152±5
ПЭНЦ с закалкой и трехкратным отпуском					
0,46	0,316±0,006	5,07±0,10	2,47±0,05	7,54±0,15	55±2
1,44	0,184±0,004	1,06±0,02	0,84±0,02	1,90±0,04	74±2
2,31	0,253±0,005	2,54±0,05	1,27±0,03	3,81±0,08	102±3
3,25	0,384±0,008	3,58±0,07	1,01±0,02	4,59±0,09	126±4
До обработки					
0,46	0,750±0,015	18,0±0,4	1,64±0,03	19,64±0,39	41±1
1,44	0,526±0,011	12,3±0,3	1,90±0,04	14,20±0,28	48±1
2,31	0,556±0,011	12,0±0,4	1,33±0,03	13,33±0,27	58±2
3,25	0,635±0,013	13,7±0,3	1,80±0,04	15,50±0,31	61±2

ристая часть оксидного слоя отсутствует, что, вероятно, связано с ее отслоением при неоднократных термических перепадах образцов.

Под оксидным слоем после закалки визуально выявляются две структуры: мелкозернистая у поверхности с участками дисперсных частиц и крупнозернистая в сердцевине образца (рис. 3б). При соотношении с данными рентгеновского анализа (рис. 2б) внешняя мелкозернистая структура включает мартенсит закалки и остаточный аустенит с карбидом ванадия и нитридами железа и хрома. Крупнозернистая структура включает также мартенсит и большое количество остаточного аустенита.

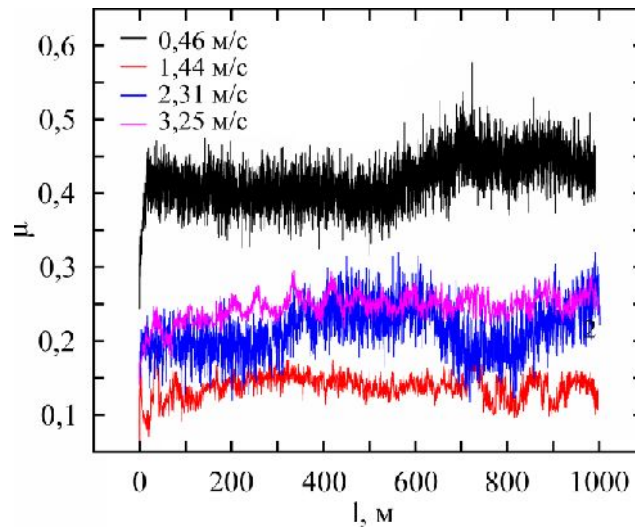
Последующий отпуск за счет более полного мартенситного превращения и выделения карбидов приводит к образованию относительно равномерной мелкозернистой структуры с мелкодисперсными карбидами на основе

легирующих компонентов (белые пятна) (рис. 3в).

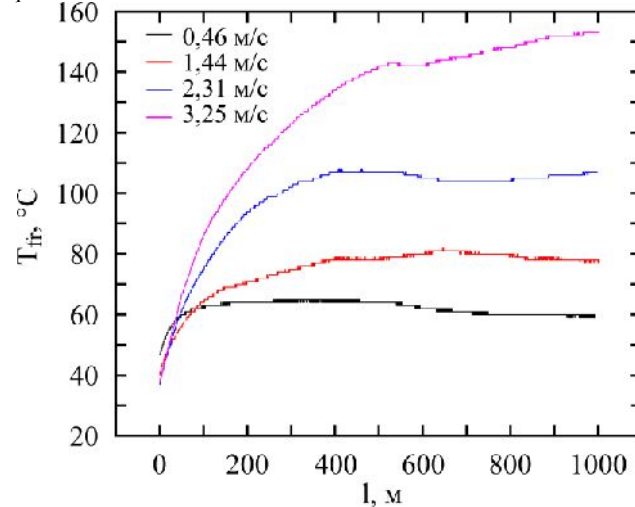
В результате закалки на воздухе микротвердость поверхностных слоев увеличилась до 1140 HV, а глубина упрочненной зоны составила 300–350 мкм за счет образования высокодисперсного мартенсита (рис. 4). Последующий отпуск после закалки привел к значительному повышению микро-твердости до 1380 HV. Этому способствовало более полное мартенситное превращение и выделение мелкодисперсных карбидов – дисперсионное твердение.

#### Трение и износ

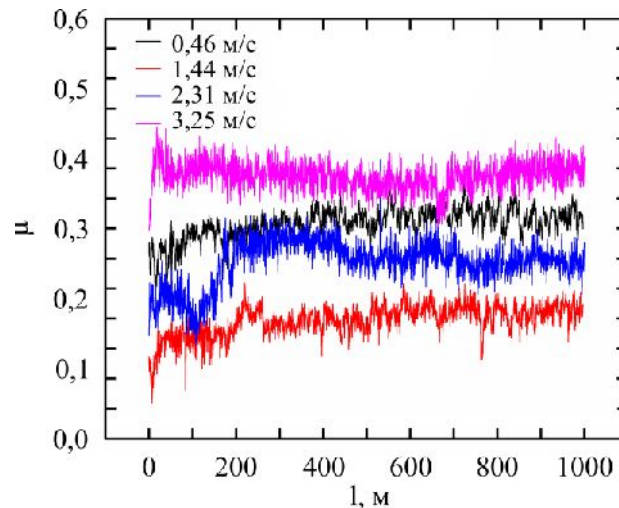
Результаты трибологических испытаний показывают снижение коэффициента трения и массового износа поверхности стали Р6М5 после ПЭНЦ с закалкой, а также последующим отпуском по сравнению с результатами испытаний необработанных образцов (табл. 1).



**Рис. 5.** Зависимость коэффициента трения образцов из стали Р6М5 после ПЭНЦ с закалкой на воздухе при различных скоростях скольжения от пути трения.



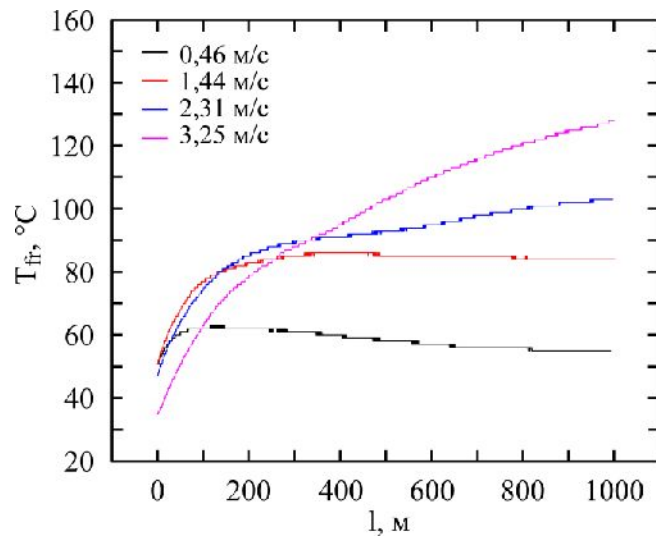
**Рис. 6.** Зависимость температуры в зоне фрикционного контакта при трении образцов из стали Р6М5 после ПЭНЦ с закалкой на воздухе при различных скоростях скольжения от пути трения.



**Рис. 7.** Зависимость коэффициента трения образцов из стали Р6М5 после ПЭНЦ с закалкой на воздухе и последующим трехкратным отпуском при различных скоростях скольжения от пути трения.

После ПЭНЦ с закалкой на воздухе максимальное значение коэффициента трения наблюдается при скорости скольжения 0,46 м/с (рис. 5). Данная скорость скольжения обеспечивает самую низкую температуру в зоне фрикционного контакта (рис. 6). После истирания

внешнего оксидного слоя трение начинает идти по металлической поверхности, на которой после очередного прохода микровыступов шероховатости контртела не успевает образовываться новая оксидная пленка в условиях низкой температуры фрикционного контакта. Механизм



**Рис. 8.** Зависимость температуры в зоне фрикционного контакта при трении образцов из стали Р6М5 после ПЭНЦ с закалкой на воздухе и последующим трехкратным отпуском при различных скоростях скольжения от пути трения.

**Таблица 2.** Расчетные значения фактической площади контакта ( $A$ ) при различных скоростях скольжения образца по контртелу  $v$

$v$ , м/с	$A$ , мкм <sup>2</sup>	
	ПЭНЦ с закалкой	ПЭНЦ с закалкой и трехкратным отпуском
0,46	1,73±0,05	1,06±0,03
1,44	1,54±0,05	0,88±0,03
2,31	2,84±0,09	2,03±0,06
3,25	2,96±0,09	2,17±0,07

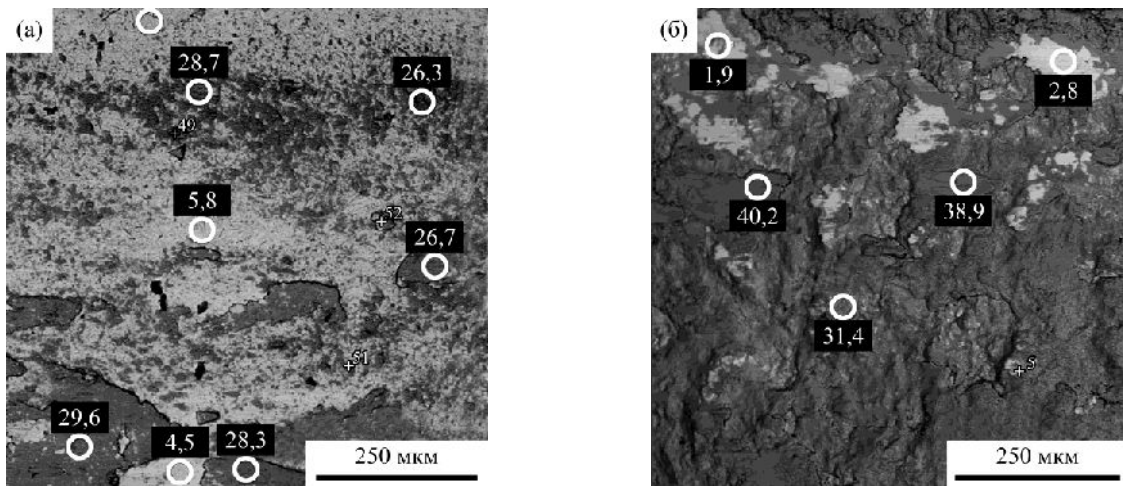
разрушения поверхностного слоя в этих условиях усталостный при пластических деформациях в трибосопряжении, так как величина относительного внедрения поверхностей образца и контртела превышает значения, определенные в выражении (16). Следствием такого разрушения поверхностного слоя является и наибольший массовый износ как нитроцементованной поверхности, так и контртела (табл. 1). Аналогичные закономерности изнашивания при данной скорости скольжения характерны для необработанных нитроцементованных образцов с последующим отпуском, когда при относительно большом значении коэффициента трения (рис. 7) наблюдается самая низкая температура в зоне фрикционного контакта (рис. 8) и самый большой износ трущихся поверхностей (табл. 1).

Увеличение скорости скольжения до 1,44 м/с заметно снижает коэффициент трения и массовый износ закаленных и отпущенных образцов (табл. 1, рис. 5 и 7). Температура фрикционного контакта при данной скорости скольжения повышается (табл. 1, рис. 6 и 8), ювенильная металлическая поверхность трения затягивается оксидной пленкой  $Fe_2O_3$ . Пленка, разрушаясь, успевает нарасти заново перед следующим проходом микровыступов контртела по поверхности трибосопряжения. В этом случае имеет место преимущественно износ оксидной пленки, ведущим механизмом износа вместо

усталостного при пластическом контакте становится износ оксидных пленок.

Повышение скорости скольжения до 2,31 м/с снова меняет ведущий механизм изнашивания. Относительное внедрение поверхностей образца и контртела в испытаниях на трение при скоростях скольжения в интервале 2,31–3,25 м/с больше величины, определяемой выражением (16). Давление на вершинах микровыступов шероховатости на фактической площади контакта в 1,5 раза превышает определяемые выражением (17). Пластические деформации становятся преобладающими в области трибологического контакта, фрикционные связи разрушаются в результате пластического обтекания деформирующего выступа. Скорость пластического деформирования трибоконтакта становится выше скорости формирования оксидных пленок. После прохода микровыступов контртела по поверхности образца оксидная пленка разрушается и перед следующим проходом не успевает нарасти вновь. В результате происходит усталостное разрушение материала образца, а не оксидной пленки. Это отражается в повышении коэффициентов трения и массового износа трущихся поверхностей (табл. 1, рис. 5 и 7) при росте температуры в зоне фрикционного контакта (табл. 1, рис. 6 и 8).





**Рис. 9.** СЭМ-изображение дорожки трения образца из стали Р6М5 после ПЭНЦ с закалкой на воздухе, полученной при различных скоростях скольжения: (а) – 0,46 м/с; (б) – 1,44 м/с. Цифрами обозначены атомные проценты содержания кислорода в отмеченных окружностях областях сканирования.

Стоит отметить рост температуры в зоне фрикционного контакта по мере увеличения скорости скольжения образцов по контртелу до и после обоих вариантов обработки (табл. 1, рис. 6 и 8). При этом трение образцов после ПЭНЦ с закалкой приводит к большему нагреву зоны контакта, чем при трении образцов с отпуском. Это связано с тем, что при одинаковых скоростях скольжения и нормальных нагрузках пятна фактического контакта для образцов после ПЭНЦ с закалкой имеют большую площадь согласно расчету площади фактического контакта (табл. 2). Пятна контакта, имеющие большую площадь, нагреваются до больших температур. Чем больше длина контакта в направлении скольжения, тем выше температура вспышки, что объясняется увеличением времени нахождения материала под нагрузкой, то есть временем генерирования тепловой энергии.

Повышение трибологических свойств после обработки связано с повышением твердости поверхности стали Р6М5. Показано, что отпуск нитроцементованных образцов, который приводит к повышению микротвердости поверхностного слоя, способствует увеличению убыли массы контртела по сравнению с закаленными образцами (табл. 1).

Механизм изнашивания в рассматриваемых парах трения можно описать следующим образом. Трение проводилось без использования смазки. На поверхностях трения в процессе испытаний происходило доокисление наружного оксидного слоя, а после его разрушения образовывались оксидные пленки, которые предохраняли основной металл от прямого соприкосновения с контртелом. В условиях сухого трения оксидная пленка, которая возникает на ювенильной металлической поверхности образца после ПЭНЦ, увеличивается по толщине до

определенной величины, отшелушивается, растет снова и т.д. Оксидная пленка на поверхности нитроцементованного образца из стали Р6М5 вступает в молекулярное взаимодействие с пленкой поверхности контртела из закаленной стали ХВГ. Оксидные пленки защищают основной металл от глубинного вырывания. В то же время эти пленки не могут защитить образец от деформации, которую он испытывает при скольжении по нему внедрившегося выступа контртела. Каждый выступ гонит перед собой волну, деформируя металл. Он сжимает его перед выступом, растягивает его на некотором расстоянии впереди выступа и значительно его растягивает за выступом за счет силы трения. Таким образом, каждое сечение истираемого образца последовательно подвергается сжимающим и растягивающим напряжениям. Повторно действующая нагрузка в зоне трения приводит к усталостному разрушению поверхности. Усталостные трещины возникают на дефектах, всегда имеющих в поверхностном слое металла после закалки (вакансии в кристаллической решетке, границы блоков, различия в твердости разных фаз и др.). Трещины, постепенно смыкаясь, приводят к образованию частицы износа. Согласно расчетам относительного сближения поверхностей, в трибологическом контакте фрикционные связи в процессе трения разрушаются в результате пластического оттеснения материала, пластические деформации являются преобладающими в процессе трения. В необработанном образце микровыступы контртела погружались на глубину, превышающую порог внешнего трения, и наблюдался процесс микрорезания, съем стружки.

В общем случае для всех вариаций обработки износ возникал в результате усталости основного материала и отшелушивания оксидной пленки, но в разных диапазонах скоростей ведущий

механизм менялся. При скорости скольжения 0,46 м/с механизм износа – усталостный износ при сухом трении и пластическом контакте. На рис. 9а на СЭМ-изображении дорожки трения практически не видны следы оксидных пленок, зато видны полосы деформации в направлении скольжения с округлыми кромками без резких границ. На участках сканирования содержание кислорода незначительно. Увеличение скорости скольжения до 1,44 м/с приводит к снижению коэффициента трения и интенсивности износа, так как на поверхностях трения образуется пленка  $Fe_2O_3$ , которая предохраняет поверхность от повреждения, работая в качестве смазки. Износ оксидных пленок является ведущим механизмом изнашивания при данной скорости скольжения образца по контртелу. На рис. 9б в выделенных областях сканирования присутствует значительное количество кислорода, что подтверждает окисление дорожек трения. Рост скорости скольжения в интервале 1,44–3,25 м/с сопровождается как износом оксидной пленки, так и механическим износом, причем скорость последнего превышает скорость износа оксидной пленки. С истиранием слоя оксида новый не успевает образовываться, и в трибоконтакте реализуется усталостный износ с преобладанием пластических деформаций в узле трения.

## ВЫВОДЫ

1. Предложена технология повышения твердости и износостойкости поверхности быстрорежущей стали Р6М5 с применением низкотемпературной плазменно-электролитной нитроцементации при температуре 550 °С в течение 10 минут в сочетании с закалкой на воздухе от температуры 1230 °С и последующим трехступенчатым отпуском при температуре 555 °С с выдержкой каждого цикла в течение 60 минут.

2. Показано формирование мелкодисперсной структуры высоколегированного мартенсита с сохранением части аустенита и карбидов ванадия после закалки с выделением нитридов железа и хрома как результат диффузионного насыщения поверхностного слоя образца. В результате закалки на воздухе микротвердость поверхностных слоев увеличилась до 1140 НВ, а глубина упрочненной зоны составила 300–350 мкм. Последующий отпуск образцов после закалки привел к значительному повышению микротвердости до 1380 НВ. Этому способствовало более полное мартенситное превращение и выделение мелкодисперсных карбидов – дисперсионное твердение.

3. Упрочнение поверхности способствует повышению трибологических свойств. Установлено наибольшее снижение коэффициента трения после низкотемпературной нитроцементации с закалкой в 3,8 раза и последующего отпуска в 2,8 раза по сравнению с необработанным образцом при условии окислительного изнашивания. Массовый износ при этом аналогично снижается в 7,4 раза и 11,6 раза соответственно. Окислительное изнашивание при исследуемых условиях испытаний происходит только при скорости скольжения 1,44 м/с. В этом случае ювенильная металлическая поверхность трения затягивается оксидной пленкой  $Fe_2O_3$ . Пленка, разрушаясь, успевает нарасти заново перед следующим проходом микровыступов контртела по поверхности трибосопряжения. При меньших скоростях скольжения трение идет по металлической поверхности, на которой после очередного прохода микровыступов шероховатости контртела не успевает образовываться новая оксидная пленка в условиях низкой температуры фрикционного контакта. Механизм разрушения поверхностного слоя в этих условиях усталостный при пластических деформациях. Аналогичный механизм наблюдается при высоких скоростях трения, когда скорость пластического деформирования трибоконтакта становится выше скорости формирования оксидных пленок. Характер взаимодействия поверхностей трибологического контакта при полученных величинах сближений контурных давлений механический, а не молекулярный. Молекулярного взаимодействия поверхностей при полученных величинах давлений не происходит. Как следствие, адгезионный (без переноса материала) и когезионный (с переносом материала) виды разрушения фрикционных связей не реализуются. У необработанных образцов фрикционные связи нарушаются вследствие микрорезания.

## ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-20082, <https://rscf.ru/project/24-29-20082/>

## КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Belkin, P., Kusmanov, S., Naumov, A. and Parkaeva, Yu., Anodic plasma electrolytic nitrocarburizing of low-carbon steel, *Adv. Mater. Res.*, 2013, vol. 704, p. 31. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.704.31>

2. 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>
3. 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>
4. 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>
5. 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>
6. 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>
7. 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>
8. Bayatanova, L., Rakhadilov, B., Kurbanbekov, S., Skakov, D., et al., Fine structure of low-carbon steel after electrolytic plasma treatment, *Mater. Test.*, 2021, vol. 63, p. 842. <https://doi.org/10.1515/mt-2020-0119>
9. 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)
10. 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. Sci. Eng. A*, 2007, vol. 458, p. 240. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.067>
11. 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>
12. 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)
13. Belkin, P.N. and Kusmanov, S.A., Plasma electrolytic nitriding of steels, *J. Surf. Investig.*, 2017, vol. 11, p. 767. <https://doi.org/10.1134/S1027451017020045>
14. 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>
15. Kusmanov, S.A., Smirnov, A.A., Silkin, S.A. and Belkin, P.N., Increasing wear and corrosion resistance of low-alloy steel by anode plasma electrolytic nitriding, *Surf. Coat. Technol.*, 2016, vol. 307, p. 1350. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.07.050>
16. 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>
17. 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>
18. 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>
19. 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>
20. Kusmanov, S.A., Dyakov, I.G., Belkin, P.N., Gracheva, L.A., et al., Plasma electrolytic modification of the VT1-0 titanium alloy surface, *J. Surf. Investig.*, 2015, vol. 9, no. 1, p. 98. <https://doi.org/10.1134/S1027451015010139>
21. Belkin, P.N., Kusmanov, S.A., Zhironov, A.V., Belkin, V.S., et al., Anode plasma electrolytic saturation of titanium alloys with nitrogen and oxygen, *J. Mat. Sci. Technol.*, 2016, vol. 32, p. 1027. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.06.005>
22. Rakhadilov, B., Skakov, M., Batyrbekov, E., Erlan, M., et al., Surface modification of high-speed steel by plasma nitriding, *Appl. Mech. Mater.*, 2015, vol. 709, p. 403.
23. Skakov, M., Rakhadilov, B. and Batyrbekov, E., The formation of modified layers at high-speed steels after electrolytic-plasma nitriding, *Appl. Mech. Mater.*, 2014, vol. 682, p. 104. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.682.104>
24. Skakov, M., Batyrbekov, E., Rakhadilov, B. and Scheffler, M., Structural-phase transformations in R6M5 steel while electrolytic-plasma processing, *Adv. Mater. Res.*, 2014, vol. 904, p. 217. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.904.217>
25. 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>

26. Kragelsky, I.V., Dobychin, M.N. and Kombalov, V.S., *Friction and Wear Calculation Methods*, Oxford: Pergamon Press. 1982, 474 p.
27. Kusmanov, S.A., Kusmanova, Yu.V., Naumov, A.R. and Belkin, P.N., Formation of diffusion layers by anode plasma electrolytic nitrocarburizing of low-carbon steel, *J. Mat. Eng. Perform.*, 2015, vol. 24, p. 3187. <https://doi.org/10.1007/s11665-015-1578-y>
28. 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, p. 5425. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04342-2>

### Summary

A technology is proposed to increase the hardness and wear resistance of the surface of R6M5 high-speed tool steel using low-temperature plasma electrolytic nitrocarburizing in combination with air quenching and three-

stage tempering. The structure and phase composition of the surface layers of high-speed steel before and after treatment were studied using X-ray analysis and scanning electron microscopy. Tribological tests were carried out under dry friction conditions with a varying sliding speed. It is shown that the formation of a high-alloy martensite structure with nitride inclusions after nitrocarburizing with quenching and the precipitation of finely dispersed carbides during subsequent tempering leads to hardening of the surface layer to 1140 HV after quenching and to 1380 HV after subsequent tempering. The greatest reduction in weight wear (by 11.6 times) compared to that of the untreated sample occurs after plasma electrolytic nitrocarburizing with subsequent hardening and tempering under the condition of oxidative wear, which is observed at a load of 10 N and a sliding speed of 1.44 m/s. At both lower and higher sliding speeds in the studied friction pairs, wear is defined as fatigue wear with dry friction and plastic contact.

*Keywords:* high-speed steel, plasma electrolytic treatment, nitrocarburizing, quenching, tempering, micro-hardness, wear resistance, friction coefficient