

Оригинальная статья

УДК 621.791.92:621.727:620.178

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-1(51)-15-24

**МАГНИТО-ИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ Р6М5:
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА**

© 2025 г. В. Д. Сарычев¹, Т. В. Володин¹, В. Е. Громов¹, А. Ю. Грановский¹, Ю. Ф. Иванов²

¹Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

²Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томск, Академический пр., 2/3)

Аннотация. Проведена магнитно-импульсная обработка (МИО) кольцевого образца стали марки Р6М5. Результаты рентгеноструктурного и рентгенофазового анализов исследуемых образцов свидетельствуют о том, что основной фазой материала до и после магнитно-импульсного воздействия является α -фаза Fe. В исходном состоянии концентрация углерода в α -фазе составляет 0,040 %, после магнитно-импульсной обработки концентрация углерода – 0,082 % (таким образом формируется пересыщенный по углероду твердый раствор). При магнитно-импульсной обработке происходит уменьшение области когерентного рассеяния (ОКР) α -фазы в 2,1 раза и γ -фазы в 1,5 раза. В α -фазе увеличивается микроискажения кристаллической решетки фаз ($\Delta d/d$) в десять раз, в γ -фазе уменьшается в 1,6 раз. В ходе изучения травленного шлифа методами сканирующей электронной микроскопии показано, что карбидные включения имеют глобулярную форму и расположены в объеме стали хаотическим образом. Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что независимо от места анализа рассматриваемого включения обогащены атомами вольфрама, молибдена и железа, могут являться карбидами сложного состава типа Me_6C . Исследования структуры травленного шлифа стали марки Р6М5, выполненные методами сканирующей электронной микроскопии, выявили визуальные различия в размерах включений карбидной фазы: среднее значение включений образца без магнитно-импульсной обработки (МИО) $D = 0,623$ мкм; после МИО $D = 0,30$ мкм. Выполненные исследования трибологических свойств материала образца показали, что без МИО параметр износа k составляет $4,0 \times 10^{-5}$ мм³/Н·м, коэффициент трения $\mu = 0,58$; после МИО величина $k = 8,4 \times 10^{-5}$ мм³/Н·м, коэффициент трения $\mu = 0,59$. Магнитно-импульсная обработка стали марки Р6М5 приводит к повышению износостойкости материала.

Ключевые слова: магнитно-импульсная обработка, сталь марки Р6М5, α -фаза Fe, область когерентного рассеяния, карбидные включения, трибологические свойства

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229/>

Для цитирования: Сарычев В.Д., Володин Т.В., Громов В.Е., Грановский А.Ю., Иванов Ю.Ф. Магнитно-импульсная обработка стали Р6М5: структура и свойства. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;1(51):15–24. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-1\(51\)-15-24](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-1(51)-15-24)

Original article

MAGNETIC PULSE TREATMENT OF STEEL P6M5 STRUCTURE AND PROPERTIES

© 2025 V. D. Sarychev¹, T. V. Volodin¹, V. E. Gromov¹, A. Yu. Granovskii¹, Yu. F. Ivanov²

¹Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

²Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskoy Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

Abstract. In this work, magnetic-pulse treatment (MPT) of a ring sample of P6M5 steel was carried out. The results of X-ray structural and X-ray phase analysis of the studied samples indicate that the main phase of the studied material before and after magnetic-pulse action is the α -phase of Fe. In the initial state, the concentration of carbon in the α -phase is 0,040 %. After magnetic-pulse treatment, the carbon concentration is 0,082 %, and thus a solid solution supersaturated with carbon is formed. During magnetic-pulse treatment, the size of the coherent scattering regions (CSR) of the α -phase decreases by 2,1 times and of the γ -phase by 1,5 times. In the α -phase, the value of microdistortions of the crystal lattice of the phases ($\Delta d/d$) increases by ten times, in the γ -phase it decreases by 1,6 times. During the study of the etched section using scanning electron microscopy methods, it was shown that the carbide inclusions have a globular shape and are located in the volume of the steel in a chaotic manner. Using micro-X-ray spectral analysis methods, it was established that, regardless of the location of analysis, these inclusions are enriched with atoms of tungsten, molybdenum and iron and may be carbides of complex composition of the Me_6C type. Studies of the structure of the etched section of P6M5 steel, carried out using scanning electron microscopy methods, revealed visual differences in the sizes of inclusions of the carbide phase: the average value of inclusions of the sample without magnetic pulse treatment (MPT) $D = 0,623 \mu\text{m}$; after MPT $D = 0,30 \mu\text{m}$. The conducted studies of the tribological properties of the sample material showed that without MPT the wear parameter $k = 4,0 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$, the friction coefficient $\mu = 0,58$ and after MPT $k = 8,4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$, the friction coefficient $\mu = 0,59$. Thus, magnetic pulse treatment of P6M5 steel leads to increased wear resistance of the material.

Keywords: magnetic pulse treatment, steel P6M5, α -phase Fe, coherent scattering region, carbide inclusions, tribological properties

Financing. The research was carried out at the expense of the grant of the Russian Science Foundation no. 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229/>

For citation: Sarychev V.D., Volodin T.V., Gromov V.E., Granovskii A.Yu., Ivanov Yu.F. Magnetic pulse treatment of steel P6M5: structure and properties. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;1(51):15–24. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-1\(51\)-15-24](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-1(51)-15-24)

Введение

Высокие эксплуатационные свойства быстрорежущих сталей достигаются при использовании покрытий AlCrN [1; 2], Ti [3;4], комплексной термической обработки [5], различных видов облучения (электронно-пучковой обработкой) [6; 7]. Последнее относится к импульсным методам воздействия и обеспечивает повышенную твердость и износостойкость при механических и термических нагрузках, а также предотвращает преждевременное зарождение хрупких микротрещин. Проводимые в последнее время исследования в области применения внешних энергетических воздействий с целью повышения надежности и долговечности рабочих поверхностей механизмов и конструкций свидетельствуют о том, что использование рассматриваемых технологий наиболее полно отвечает требованиям промышленности (как по уровню достигаемых свойств, так и с точки зрения экономической эффективности) [8].

Магнитно-импульсная обработка быстрорежущих сталей обладает преимуществами по сравнению с другими импульсными способами модифицирования рабочих поверхностей. Процесс магнитно-импульсной обработки (МИО) материалов основан на преобразовании электрической энергии, запасенной в накопителе, в переменное магнитное поле, выполняющее нагрев поверхностных слоев, работу по пластической деформации

заготовки [9; 10]. Для создания электродинамических сил, способных деформировать обрабатываемую заготовку, необходимо обеспечить протекание по индуктору тока силой порядка десятков, сотен тысяч ампер. При протекании столь мощных токов в индукторе и заготовке выделяется тепло. Следовательно, при магнитно-импульсной обработке силовое воздействие на заготовку сопровождается ее нагревом. Температура нагрева заготовки определяется характеристиками разрядного тока, толщиной заготовки и физическими свойствами материала, из которого она изготовлена. Следует иметь в виду, что тепло выделяется в скин-слое. Во время протекания импульса тока приповерхностные слои заготовки и рабочая поверхность индуктора могут нагреваться до высоких температур. В дальнейшем за счет теплопроводности происходит перераспределение тепла по всему объему индуктора и заготовки. Магнитно-импульсная обработка характеризуется значительным вводом тепла в поверхностный объем материала и узкой зоной влияния больших деформации (порядка 30 – 100 мкм) [11; 12].

Применение МИО с целью модификации поверхности приводится в работах [13 – 15]. Работ по выявлению природы и механизмов изменения поверхностных свойств быстрорежущих сталей при использовании МИО крайне мало.

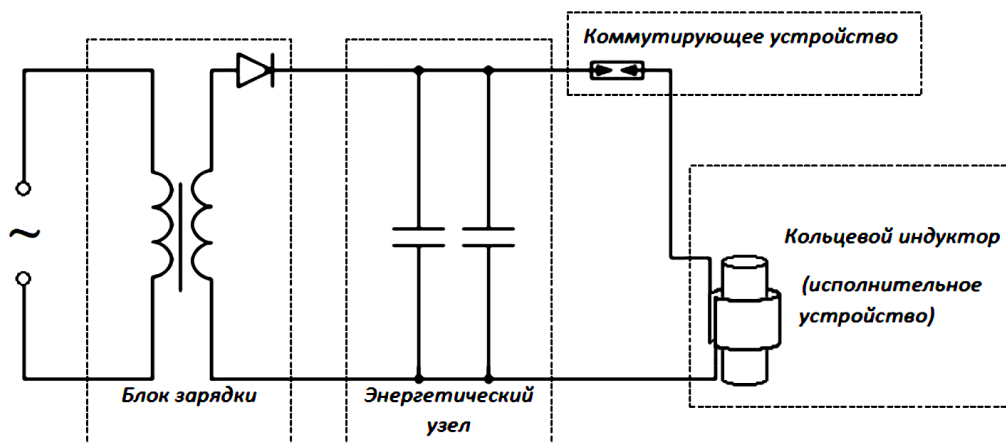


Рис. 1. Схема установки для магнито-импульсной обработки
Fig. 1. Scheme of the installation for magnetic pulse treatment

Целью настоящей работы является исследование структурно-фазовых преобразований, трибологических свойств стали марки Р6М5, подвергнутой магнито-импульсной обработке.

Материал и методика исследования

В качестве материала исследования использовали образцы из быстрорежущей стали марки Р6М5, изготовленные в виде колец. Внешний диаметр кольцевого образца 55 мм, внутренний – 45 мм, толщина кольца 10 мм. Магнито-импульсную обработку стали осуществляли на установке [9; 10] с напряжением 3 кВ при десяти разрядах. Индуктор изготовлен из медной ленты толщиной 10 мм, согнутой в кольцо диаметром 55 мм. Схема установки представлена на рис. 1.

Исследование элементного состава и состояние дефектной субструктуры образцов, подвергнутых магнито-импульсной обработке, осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии (прибор Philips SEM-515 с микроанализатором EDAX ECON IV). Исследование фазового состава и состояния кристаллической решетки фаз осуществляли методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализов (дифрактометр XRD-6000 на $\text{CuK}\alpha$ -излучении). Анализ фазового состава проводили с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. Трибологические испытания (определение износостойкости и коэффициента трения) осуществляли на приборе TRIBOtester при следующих условиях: нагрузка на индентор 10 Н; скорость вращения образца 25 мм/с; радиус трека 2 мм; индентор – шарик Al_2O_3 диаметром 6 мм; длина пути индентирования 50 м (для образца без МИО) и 100 м (для образца после МИО). Трибологические испытания проводили при комнатной температуре в условиях сухого трения.

Результаты и обсуждение

Результаты рентгеноструктурного и рентгенофазового анализов исследуемых образцов представлены на рис. 2 и в табл. 1, где ОКР – области когерентного рассеивания.

Основной фазой исследуемого материала до и после магнито-импульсного воздействия является α -фаза (ОЦК твердый раствор на основе железа). В существенно меньшем количестве в исследуемом материале присутствует γ -фаза (ГЦК твердый раствор на основе железа) и карбиды Fe_3C и WC .

В исходном состоянии (состояние стали до обработки) параметр кристаллической решетки α -фазы $a = 0,28828$ нм. Учитывая, что параметр кристаллической решетки α -железа $a_0 = 0,28668$ нм, и предполагая, что увеличение обусловлено наличием в твердом растворе атомов углерода, можно оценить [16; 17] концентрацию ΔC_α углерода, расположенного в кристаллической решетке α -фазы. Выполненные оценки показали, что $\Delta C_\alpha = 0,040$ %. Параметр кристаллической решетки γ -фазы $a = 0,3699$ нм. Используя выражение, приведенное в работе [18], и принимая во внимание, что параметр кристаллической решетки γ -железа $a_0 = 0,3555$ нм, можно получить, что концентрация ΔC_γ углерода, расположенного в кристаллической решетке γ -фазы, составляет 0,33 %.

Магнито-импульсная обработка стали сопровождается $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, что приводит к снижению (на 58 %) относительного содержания γ -фазы (табл. 1). Относительное содержание в материале карбидных фаз и тип карбидных фаз не меняется. Параметр кристаллической решетки α -фазы увеличивается до 0,28997 нм. Это соответствует содержанию в кристаллической решетке α -фазы атомов углерода $\Delta C_\alpha = 0,082$ %, то

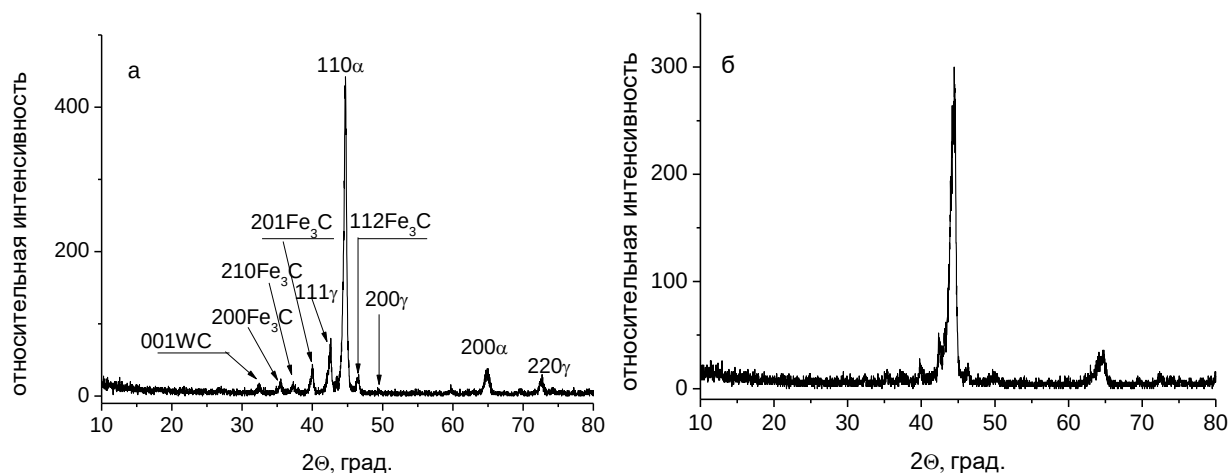


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм образцов стали марки Р6М5 в исходном состоянии (а) и после магнито-импульсной обработки (б)

Fig. 2. Fragments of X-ray diffraction patterns obtained from samples of P6M5 steel in the initial state (a) and after magnetic pulse treatment (б)

есть соответствует формированию пересыщенного по углероду твердого раствора. Параметр кристаллической решетки γ -фазы в результате магнито-импульсной обработки снижается до 0,36867 нм. Это соответствует концентрации атомов углерода в кристаллической решетке γ -фазы $\Delta C_\gamma = 0,30\%$.

Магнито-импульсная обработка сопровождается преобразованием дефектной субструктуры стали, о чем свидетельствует уменьшение области когерентного рассеяния α -фазы в 2,1 раза и γ -фазы – в 1,5 раза (табл. 1). Существенным образом изменяется микроискажение кристаллической решетки фаз ($\Delta d/d$). Параметр $\Delta d/d$ α -фазы увеличи-

вается в 10 раз, а γ -фазы снижается в 1,6 раза. Изменение микроискажения коррелируется с изменением концентрации атомов углерода в кристаллической решетке α - и γ -фаз: увеличение концентрации атомов углерода в кристаллической решетке α -фазы с 0,040 до 0,082 % приводит к увеличению микроискажений кристаллической решетки в 10 раз. Подобная же взаимосвязь микроискажения и для концентрации атомов углерода в твердом растворе наблюдается для γ -фазы.

Следовательно, исходя из результатов, полученных методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализов, магнито-импульсная обработка стали марки Р6М5 сопровождается пре-

Т а б л и ц а 1

Результаты рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа

Table 1. Results of X-ray structural and X-ray phase analysis

Образец	Обнаруженные фазы	Содержание фаз, %	Параметры решетки, Å	Размер ОКР, нм	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
Исходное состояние	α -Fe	74	$a = 2,8828$	41	0,3
		19	$a = 3,6990$	24	3,9
	Fe_3C	4	$a = 5,1785$ $b = 6,8175$ $c = 4,4690$	–	–
	WC	Менее 3	$a = 2,8162$ $c = 2,9370$	–	–
После МИО	α -Fe	80	$a = 2,8997$	20	3,0
	γ -Fe	11	$a = 3,6867$	16	2,5
	Fe_3C	6	$a = 5,1006$ $b = 6,7961$ $c = 4,5160$	–	–
	WC	Менее 3	$a = 2,8972$ $c = 2,9370$	–	–

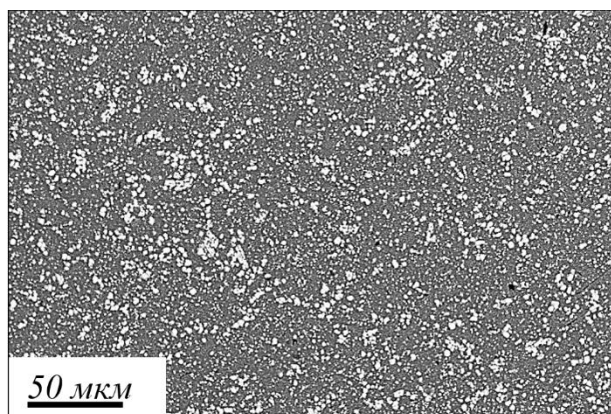


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры травленого шлифа стали марки Р6М5
Fig. 3. Electron microscopic image of the structure of an etched section of P6M5 steel

образованием структуры материала: изменением относительного содержания α - и γ -фаз в результате протекания $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения; изменением состояния твердых растворов на основе кристаллических решеток α - и γ -фаз и преобразованием дефектной субструктуры. Процесс преобразования структуры стали протекает в направлении увеличения прочности модифицированного слоя, что обусловлено следующими физическими механизмами [19]: твердорастворным (обусловлен увеличением концентрации атомов углерода в кристаллической решетке α -фазы) и субструктурным (обусловлен диспергированием структуры α -фазы, о чем свидетельствует кратное уменьшение областей когерентного рассеивания). Не следует исключать и увеличения вклада в упрочнение модифицированного слоя внутренних полей напряжений [19 – 21].

Структура стали марки Р6М5 характеризуется наличием включений карбидной фазы (рис. 2). Методами сканирующей электронной микроскопии травленого шлифа показано, что рассматриваемые включения имеют глобулярную форму и

расположены в объеме стали хаотическим образом (рис. 3).

Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что, независимо от места анализа (участок, подвергнутый или не подвергнутый МИО), включения обогащены атомами вольфрама, молибдена и железа (рис. 3, табл. 2), то есть могут являться карбидом сложного состава Me_6C .

Исследования структуры травленого шлифа стали марки Р6М5, выполненные методами сканирующей электронной микроскопии, выявили визуальные различия в размерах включений карбидной фазы образца без и после МИО (рис. 4, а, в).

Результаты количественного анализа размеров включений карбидной фазы образца без и после МИО (рис. 5, б, г) свидетельствуют о том, что средний размер D включений образца без МИО составляет 0,623 мкм, интервал изменения размеров частиц – от 0,11 до 2,32 мкм. Средний размер включений слоя образца стали после МИО 0,30 мкм, размеры включений изменяются в пределах от 0,06 до 1,49 мкм. Магнито-импульсная обработка стали марки Р6М5 сопровождается существенным (более чем в два раза) уменьшением средних размеров включений карбидной фазы.

Преобразование структуры стали в результате МИО должно отразиться и на трибологических свойствах материала. Для образца стали без МИО параметр износа $k = 4,0 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$, коэффициент трения $\mu = 0,58$; для образца стали после МИО $k = 8,4 \times 10^{-5} \text{ мм}^3/\text{Н} \cdot \text{м}$, $\mu = 0,59$. Таким образом, магнито-импульсная обработка стали марки Р6М5 приводит к повышению износостойкости материала. Это может быть обусловлено как двукратным уменьшением средних размеров частиц карбидной фазы, так и многократным увеличением микрорискажений кристаллической решетки (внутренних напряжений) α -фазы (основной фазы исследуемой стали).

Т а б л и ц а 2

Результаты микрорентгеноспектрального анализа участка стали марки Р6М5

Table 2. The results of the micro-X-ray spectral analysis of a section of P6M5 steel

Элемент	Элементный состав включения (рис. 3, а, спектр 1)		Элементный состав стали с площади (рис. 3, а)	
	Весовой %	Атомный %	Весовой %	Атомный %
V (K)	2,86	4,91	3,38	4,21
Cr (K)	3,91	6,58	4,70	5,74
Fe (K)	30,13	47,24	70,47	80,11
Mo (L)	25,70	23,46	8,00	5,30
W (M)	37,40	17,81	13,45	4,65

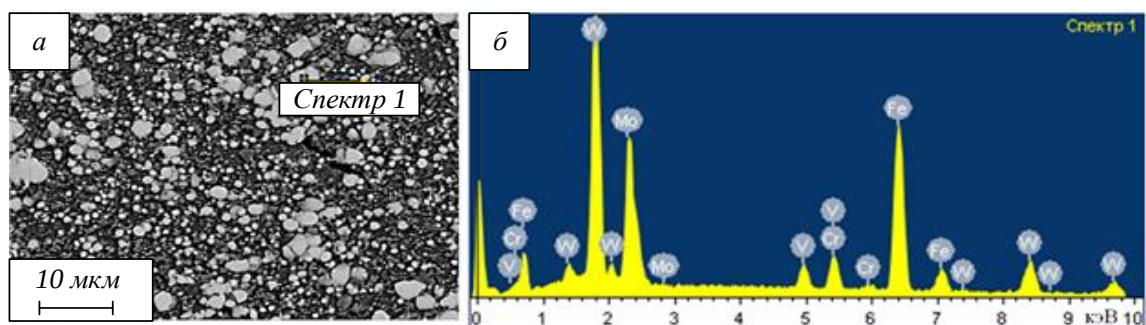


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры травленого шлифа стали марки Р6М5 (а); энергетические спектры (б), полученные с участка спектр 1

Fig. 4. Electron microscopic image of the structure of an etched R6M5 steel strip (a); energy spectra (b) obtained from the spectrum 1 site

Определенным образом изменяется коэффициент трения исследуемой стали (рис. 6). Коэффициент трения стали без МИО изменяется в две стадии: линейно увеличивается в течение первых 600 с испытаний и, далее, выходит на насыщение.

Для стали после МИО изменение коэффициента трения протекает в три стадии: на первой стадии (400 с) коэффициент трения увеличивается, достигая 0,3; на второй стадии (400 с) коэффициент трения не изменяется; на третьей стадии (400 с) коэффициент трения вновь увеличивается, достигая насыщения.

Можно предположить, что первые две стадии изменения коэффициента трения (800 с) соответствуют трибологическим испытаниям именно поверхностного слоя, структура и фазовый состав которого был подвергнут преобразованиям в результате магнито-импульсной обработки. Таким образом, выполненные трибологические испытания позволили показать, что магнито-импульсная обработка стали марки Р6М5 приводит к снижению коэффициента трения почти в два раза относительно необработанного материала.

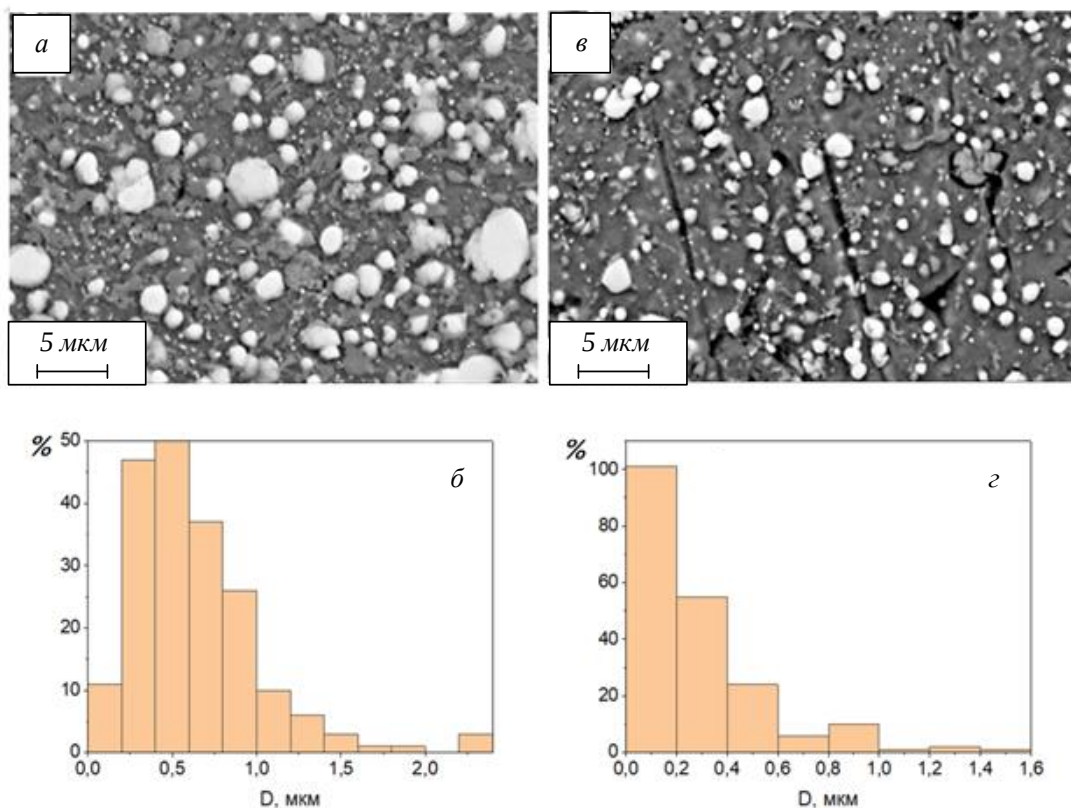


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали марки Р6М5 в исходном состоянии (а) и после МИО (б); б и з – гистограммы включений карбидной фазы участка образца без и после МИО

Fig. 5. Electron microscopic image of the structure of P6M5 grade steel in the initial state (a) and after MIO (b); б and з – are histograms of inclusions of the carbide phase of the sample section without and after MIO



Рис. 6. Зависимость коэффициента трения от длительности трибологических испытаний образца стали Р6М5 без (а) и после (б) МИО

Fig. 6. Dependence of the friction coefficient on the duration of tribological tests of a P6M5 steel sample without (a) and after (b) MIO

Выводы

Выполнена магнито-импульсная обработка образцов стали марки Р6М5, сопровождающаяся следующими основными преобразованиями структуры поверхностного слоя:

- $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением стали, что приводит к снижению (на 58 %) относительного содержания γ -фазы;
- повышением концентрации углерода в кристаллической решетке α -фазы более чем в два раза;
- преобразованием дефектной субструктуры поверхностного слоя стали, о чем свидетельствует уменьшение области когерентного рассеяния α -фазы в 2,1 раза и γ -фазы – в 1,5 раза;
- увеличением микроискажений кристаллической решетки α -фазы в 10 раз;
- существенным (более чем в два раза) уменьшением средних размеров включений карбидной фазы.

Высказано предположение, что выявленное преобразование структуры стали протекает в направлении увеличения прочности модифицированного слоя обусловлено увеличением концентрации атомов углерода в кристаллической решетке α -фазы и диспергированием структуры α -фазы, о чем свидетельствует кратное уменьшение областей когерентного рассеивания. Не следует исключать вклад в упрочнение модифицированного слоя внутренних полей напряжений.

Установлено, что магнито-импульсная обработка стали марки Р6М5 приводит к повышению

износостойкости материала, что может быть обусловлено как двукратным уменьшением средних размеров частиц карбидной фазы, так и многократным увеличением микроискажений кристаллической решетки (внутренних напряжений) α -фазы (основной фазы исследуемой стали). Выявлено многостадийное изменение коэффициента трения при трибологических испытаниях стали, подвергнутой магнито-импульсной обработке. Высказано предположение, что магнито-импульсная обработка стали марки Р6М5 приводит к формированию поверхностного слоя, коэффициент трения которого почти в два раза ниже коэффициент трения необработанного материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wu W., Chen W., Yang S., Lin Y., Zhang S., Cho T-Y., Lee G.H., Kwon S.-Ch. Design of AlCrSiN multilayers and nanocomposite coating for HSS cutting tools. *Appl. Surf. Sci.* 2015;351:803–810.
2. Cho I.S., Amanov A., Kim J.D. The effects of AlCrN coating, surface modification and their combination on the tribological properties of high speed steel under dry conditions. *Tribol. Int.* 2015;81:61–72.
3. Kottfer D., Ferdinandy M., Kaczmarek L., Maňková I., Beňo J. Investigation of Ti and Cr based PVD coatings deposited onto HSS Co 5 twist drills. *Applied Surface Science.* 2013;282:770–776.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.06.051>

4. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel. *Wear*. 2008;264:885–892. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.11.053>
5. Chaus A.S., Rudnitskii F.I. Structure and Properties of Cast Rapidly Cooled High-Speed Steel R6M5. *Metal Science and Heat Treatment*. 2003;45:157–162. <http://doi.org/10.1023/A:1025997100645>
6. Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменной обработке / Под ред. Н.Н. Ковалю, Ю.Ф. Иванова. Томск: НТЛ. 2016:298.
7. Коваль Н.Н. Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке. *Известия вузов. Физика*. 2008;51(5):60–70. EDN: IXVYKN.
8. Чапайкин А.С., Громов В.Е., Чжан П., Иванов Ю.Ф., Крюков Р.Е., Шляров В.В., Семин А.П. Структурно-фазовые состояния и свойства плазменной наплавки быстрорежущей стали в среде азота. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;1(47):35–47. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-35-47](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-35-47)
9. Володин В.А., Сарычев В.Д., Гудимова Л.Н., Яницкий И.Е. Влияние импульсных магнитных полей на структуру и свойства металлических сплавов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1990;10:77–79.
10. Володин В.Л., Хасанов О.Л., Володин Т.В., Громов В.Е., Коновалов С.В. *Формирование структурно-фазовых состояний металлических сплавов при магнитно-импульсной обработке*. Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011:221.
11. Volodin V.L., Kon'kov Yu.D., Gaiduk V.V., Volodin T.V., Sarychev V.D. Resistance to fatigue failure of bimetal after pulsed treatment with electric currents in an alternating magnetic field. *Steel in Translation*. 2002;32(2):68–74.
12. Гагарин А.Ю., Сарычев В.Д., Черемушкина Е.В., Грановский А.Ю., Громов В.Е. Импульсное магнитное поле для создания на поверхности металлов полей высоких температур. *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. 2016;21(3):926–929.
13. Алифанов А.В., Ционенко Д. А., Милукова А.М. Физика процесса магнитно-импульсного упрочнения стальных изделий, расчет индукторов и параметров процесса. В кн. *Перспективные материалы и технологии*. Витебск: ВГТУ, 2017:31–52.
14. Kostyk K., Kuric I., Saga M., Kostyk V., Ivanov V., Kovalov V., Pavlenko I. Impact of Magnetic- Pulse and Chemical-Thermal Treatment on Alloyed Steels' Surface Layer. *Applied Sciences*. 2022;12(1):469. <https://doi.org/10.3390/app12010469>
15. Stolyarov V., Misochenko A.A. Pulsed Current Application to the Deformation Processing of Materials. *Materials*. 2023;16(18):6270. <https://doi.org/10.3390/ma16186270>
16. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon. *Trans. Met. Soc. AIME*. 1967;239(11):1818–1820.
17. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. *Превращения в железе и стали*. Москва: Наука. 1977:236.
18. Ridley N., Stuart H., Zwell L. Lattice parameter of Fe – C austenite of room temperature. *Trans. Met. Soc. AIME*. 1969;246(8):1834–1836.
19. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Попова Н.Н., Коновалов С.В., Конева Н.А. *Структурно-фазовые состояния и механизмы упрочнения деформированной стали*. Новокузнецк: Полиграфист. 2016:510. EDN: ZQOUNB.
20. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А. *Эволюция структуры и внутренние поля напряжений*. Saarbrücken: LAP Lambert Academic Publishing RU. 2017:148.
21. Попова Н.А., Громов В.Е., Порфирьев М.А., Иванов Ю.Ф., Никоненко Е.Л., Невский С.А. Механизмы упрочнения тяжелонагруженных рельсов из заэвтектоидной стали при длительной эксплуатации. *Вопросы материаловедения*. 2024;1(117):20–39.

REFERENCES

1. Wu W., Chen W., Yang S., Lin Y., Zhang S., Cho T-Y., Lee G.H., Kwon S.-Ch. Design of AlCrSiN multilayers and nanocomposite coating for HSS cutting tools. *Appl. Surf. Sci.* 2015;351:803–810.
2. Cho I.S., Amanov A., Kim J.D. The effects of AlCrN coating, surface modification and their combination on the tribological properties of high speed steel under dry conditions. *Tribol. Int.* 2015;81:61–72.
3. Kottfer D., Ferdinandy M., Kaczmarek L., Maňková I., Beňo J. Investigation of Ti and Cr based PVD coatings deposited onto HSS Co 5 twist drills. *Applied Surface Science*. 2013;282:770–776. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.06.051>
4. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel. *Wear*. 2008;264:885–892. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.11.053>

5. Chaus A.S., Rudnitskii F.I. Structure and Properties of Cast Rapidly Cooled High-Speed Steel R6M5. *Metal Science and Heat Treatment*. 2003;45:157–162.
<http://doi.org/10.1023/A:1025997100645>
6. Kovalya N.N., Ivanova Yu.F. ed. *Evolution of the structure of the surface layer of steel subjected to electron-ion-plasma treatment*. Tomsk:NTL. 2016:298. (In Russ.).
7. Koval' N.N., Ivanov Yu.F. . Nanostructuring of the surface of metal-ceramic and ceramic materials using pulsed electron-beam processing *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2008;51(5):60–70. (In Russ.). EDN: IXVYKN.
8. Chapaikin A.S., Gromov V.E., Chzhan P., Ivanov Yu.F., Kryukov R.E., Shlya-rov V.V., Semin A.P. Structural-phase states and properties of plasma surfacing of high-speed steel in a nitrogen environment. *Vestnik Sibirskogo gosudarstvennogo industrial'nogo universiteta*. 2024;1(47):35–47. (In Russ.).
[http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-35-47](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-35-47)
9. Volodin V.A., Sarychev V.D., Gudimova L.N., Yanitskii I.E. The influence of pulsed magnetic fields on the structure and properties of metal alloys. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 1990;10:77–79. (In Russ.).
10. Volodin V.L., Khasanov O.L., Volodin T.V., Gromov V.E., Konovalov S.V. Formation of structural-phase states of metal alloys during magnetic-pulse treatment. Novokuznetsk: Izd-vo «Inter-Kuzbass», 2011:221. (In Russ.).
11. Volodin V.L., Kon'kov Yu.D., Gaiduk V.V., Volodin T.V., Sarychev V.D. Resistance to fatigue failure of bimetal after pulsed treatment with electric currents in an alternating magnetic field. *Steel in Translation*. 2002;32(2):68–74.
12. Gagarin A.Yu., Sarychev V.D., Cheremushkina E.V., Granovskii A.Yu., Gromov V.E. Pulsed magnetic field for creating high temperature fields on the surface of metals. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennye i tekhnicheskie nauki*. 2016;21(3):926–929. (In Russ.).
13. Alifanov A.V., Tsionenko D. A., Milyukova A. M. Physics of the process of magnetic pulse hardening of steel products, calculation of inductors and process parameters. In.: *Advanced materials and technologies*. Vitebsk: VGTU. 2017:31–52. (In Russ.).
14. Kostyk K., Kuric I., Saga M., Kostyk V., Ivanov V., Kovalov V., Pavlenko I. Impact of Magnetic-Pulse and Chemical-Thermal Treatment on Alloyed Steels' Surface Layer. *Applied Sciences*. 2022;12(1):469.
<https://doi.org/10.3390/app12010469>
15. Stolyarov V., Misochenko A.A Pulsed Current Application to the Deformation Processing of Materials. *Materials*. 2023;16(18):6270.
<https://doi.org/10.3390/ma16186270>
16. Fasiska E.J., Wagenblat H. Dilatation of alpha-iron by carbon. *Trans. Met. Soc. AIME*. 1967;239(11):1818–1820.
17. Kurdyumov V.G., Utevskii L.M., Entin R.I. *Transformations in iron and steel*. Moscow: Nauka. 1977:236. (In Russ.).
18. Ridley N., Stuart H., Zwell L. Lattice parameter of Fe–C austenite of room temperature. *Trans. Met. Soc. AIME*. 1969;246(8):1834–1836.
19. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Popova N.N., Konovalov S.V., Koneva N.A. *Structural-phase states and strengthening mechanisms of deformed steel*. Novokuznetsk: Poligrafist. 2016:510. (In Russ.). EDN: ZQOUNB.
20. Koneva N.A., Kiseleva S.F., Popova N.A. *Evolution of structure and internal stress fields*. Saarbrücken: LAP Lambert Academic Publishing RU. 2017:148. (In Russ.).
21. Popova N.A., Gromov V.E., Porfir'ev M.A., Ivanov Yu.F., Nikonenko E.L., Nevskii S.A. Mechanisms for strengthening heavily loaded hypereutectoid steel rails during long-term operation. *Voprosy materialovedeniya*. 2024;1(117):20–39. (In Russ.).

Сведения об авторах:

Владимир Дмитриевич Сарычев, к.т.н., ведущий научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: sarychev_vd@mail.ru
ORCID: 0000-0002-4861-0778

Тарас Витальевич Володин, соискатель, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: volodin_tv@mail.ru
ORCID: 0009-0008-1160-675X

Виктор Евгеньевич Громов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Алексей Юрьевич Грановский, к.т.н., старший научный сотрудник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: legatokun@gmail.com
ORCID: 0009-0006-4583-8431

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники СО РАН
E-mail: yufi55@mail.ru
ORCID: 0000-0003-0271-5504

Information about the authors:

Vladimir D. Sarychev, Dr. Sci. (Eng.), Senior Researcher at the Department of Scientific Research, Siberian State Industrial University

E-mail: sarychev_vd@mail.ru

ORCID: 0000-0002-4861-0778

Taras V. Volodin, PhD candidate, Siberian State Industrial University

E-mail: volodin_tv@mail.ru

ORCID: 0009-0008-1160-675X

Viktor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

ORCID: 0000-0002-5147-5343

Alexey Yu. Granovsky, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher at the Department of Scientific Research, Siberian State Industrial University

E-mail: legatokun@gmail.com

ORCID: 0009-0006-4583-8431

Yuri F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Chief Researcher, Institute of High-Current Electronics SB RAS

E-mail: yufi55@mail.ru

ORCID: 0000-0003-0271-5504

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 20.08.2024

После доработки 09.12.2024

Принята к публикации 12.12.2024

Received 20.08.2024

Revised 09.12.2024

Accepted 12.12.2024