



УДК 621.762.1

<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-1-15-22>Научная статья  
Research article

## Влияние режимов закалки и отпуска на структуру и свойства горячедеформированных порошковых сталей с ультрадисперсными частицами

М. С. Егоров , Р. В. Егорова, А. В. Мозговой,  
К. В. Гантимуров, М. В. Ковтун

Донской государственный технический университет  
Россия, 344003 г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1

 [aquavdonsk@mail.ru](mailto:aquavdonsk@mail.ru)

**Аннотация.** Рассматривается влияние режимов закалки и отпуска на структуру и механические свойства горячедеформированных порошковых сталей, содержащих ультрадисперсные частицы. Исследование основано на анализе термических и механических процессов, протекающих при закалке и отпуске, а также их связи с характером структурных изменений, происходящих в материале. Эксперименты включали вариации температуры закалки и времени отпуска, что позволило выявить оптимальные режимы для достижения наилучших механических характеристик – таких, как прочность и пластичность. Полученные результаты указывают на возможность достижения высокой прочности, что делает эти материалы перспективными для применения в условиях высокой нагрузки. Подчеркивается значимость выбора режимов термообработки для управления микро- и макроструктурой порошковых сталей, что открывает новые возможности для их использования в различных отраслях промышленности.

**Ключевые слова:** термическая обработка, порошковые стали, ультрадисперсные частицы, механические свойства

**Для цитирования:** Егоров М.С., Егорова Р.В., Мозговой А.В., Гантимуров К.В., Ковтун М.В. Влияние режимов закалки и отпуска на структуру и свойства горячедеформированных порошковых сталей с ультрадисперсными частицами. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия.* 2025;19(1):15–22.  
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-1-15-22>

## Effect of quenching and tempering on the structure and properties of hot-deformed powder steels with ultrafine particles

M. S. Egorov , R. V. Egorova, A. V. Mozgovoy,  
K. V. Gantimurov, M. V. Kovtun

Don State Technical University  
1 Gagarina Sq., Rostov-on-Don, 344003 Russia

 [aquavdonsk@mail.ru](mailto:aquavdonsk@mail.ru)

**Abstract.** This study examines the effect of quenching and tempering on the structure and mechanical properties of hot-deformed powder steels containing ultrafine particles. The research analyzes the structural transformations and mechanical responses during quenching and tempering, focusing on the relationship between heat treatment conditions and the resulting material properties. The experiments involved variations in quenching temperature and tempering time, allowing the identification of optimal conditions for achieving a favorable combination of strength and ductility. The findings highlight the potential to achieve a homogeneous microstructure and

high mechanical performance, making these materials suitable for high-load applications. This study underscores the significance of tailoring heat treatment parameters to control both microstructural and mechanical characteristics, thereby broadening the industrial applicability of powder steels.

**Keywords:** heat treatment, powder steels, ultrafine particles, mechanical properties

**For citation:** Egorov M.S., Egorova R.V., Mozgovoy A.V., Gantimurov K.V., Kovtun M.V. Effect of quenching and tempering on the structure and properties of hot-deformed powder steels with ultrafine particles. *Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2025;19(1):15–22. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-1-15-22>

## Введение

Повышения свойств порошковых сталей можно добиться путем усложнения их состава, а также применением термической и химико-термической обработки. Однако такие способы повышения свойств этих сталей имеют ряд особенностей, обусловленных, прежде всего, остаточной пористостью, а также химической и структурной неоднородностью [1].

Влияние структуры порошковых сталей на термодинамику образования зародышей новой фазы и кинетику превращения можно регулировать технологией изготовления изделий. Формирование горячедеформированных порошковых сталей (ГДПС) с минимальной остаточной пористостью приближает их критические точки к соответствующим критическим точкам компактных материалов. Температура нагрева под закалку порошковых сталей определяется в первую очередь положением критических точек  $A_{c1}$  (температурой начала превращения аустенита в перлит (или другую фазу) при охлаждении, а также начала превращения аустенита в феррит при нагревании) и  $A_{c3}$  (температурой, при которой начинается превращение феррита в аустенит при нагревании – важный процесс для получения необходимых свойств стали) и содержанием в них углерода. ГДПС являются наследственно мелкозернистыми. Легирование некарбидообразующими элементами не влияет на склонность зерен аустенита к росту в пределах температуры нагрева до 1100 °С. Данное обстоятельство позволяет расширить температурный интервал нагрева под закалку; для ГДПС с содержанием углерода 0,5 % он составляет 825–845 °С [2–5].

Целью настоящей работы является исследование режимов закалки и отпуска с определением оптимальных механических свойств горячедеформированных порошковых сталей, содержащих ультрадисперсные частицы.

## Материалы и методы исследований

В работе использовали отечественные порошки марок ПЖРВ 2.200.26 (ТУ 14–1–5365–98, порошок железный, распыленный водой, восстановленный)

и Н4Д2М (ТУ 14–5402–2002, порошок легированный) производства ПАО «Северсталь» (г. Череповец) [4; 5]. В шихту добавляли ультрадисперсные добавки нитрида кремния ( $Si_3N_4$ ) и оксида никеля (NiO) производства компании «Плазмотерм» (г. Москва) [6].

Перед применением порошки проходили контроль на универсальном лазерном приборе измерения размера частиц «Analysette 22 MicroTecplus» (Fritsch, Германия) и анализаторе субмикронных частиц от компании «Beckman Coulter AU480» (США). Для приготовления шихты использовали двухконусный смеситель марки RT-NM05S (Тайвань) и ультразвуковую станцию для просеивания и смешивания порошков с ультрадисперсными частицами «Assonic SPC» (Китай). Статическое холодное прессование проводили на гидравлическом прессе модели TS0500-6 (Китай) с максимальным усилием в 50 т в лабораторных пресс-формах. Гомогенизирующее спекание осуществляли в лаборатории термической обработки кафедры «Материаловедение и технологии металлов» ДГТУ в муфельной электропечи модели SNOL 6,7/1300 (АВ «UMEGA», Литва) в диапазоне температур 900–1150 °С в среде защитного газа – диссоциированного аммиака. Время спекания составляло 15–180 мин. В таких же печах производили и последующую термическую обработку горячедеформированных порошковых сталей.

Динамическое горячее прессование (ДГП) заготовок осуществляли на кривошипном прессе простого действия модели K2232 (Россия). Перед операцией ДГП порошковые заготовки нагревали в муфельной электрической печи сопротивления ( $t = 950 \div 1150$  °С) в среде диссоциированного аммиака; температуру в печи контролировали платинопалладиевой термопарой [7].

Испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 18227–85 с использованием сервогидравлической напольной разрывной машины МГС-В15 в автоматическом режиме с помощью персонального компьютера. На рис. 1 представлен чертеж образца, подвергнутого испытанию.

Твердость образцов измеряли на твердомере Роквелла ТК-2М (Точмашприбор, г. Иваново) с помощью индентирования алмазным конусом при общей нагрузке 1471 Н.

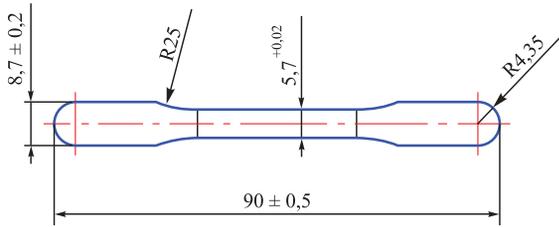


Рис. 1. Чертеж образца для испытания на растяжение  
 Fig. 1. Technical drawing of the sample for tensile testing

Закалке с последующим отпуском подвергались образцы ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С и Н4Д2М + 0,5 % С после горячей допрессовки при  $t = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$  с добавлением в каждый материал ультрадисперсных частиц (2 % NiO, 0,1 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). Охлаждение проводили в воде и в масле. Скорость охлаждения составляла при температуре минимальной устойчивости аустенита соответственно 600÷500 °C/с (в воде) и 150÷100 °C/с (в масле). Химический состав исследуемых порошков, характеристики ультрадисперсных частиц, а также технология получения спеченных образцов подробно описаны в работе [2].

## Результаты и их обсуждение

Закалка ГДПС дает возможность получить однородную структуру мартенсита с высокой твердостью

( $HV = 7,5\text{ ГПа}$ ). Это объясняется незначительной пористостью и благоприятной структурой, образующейся в процессе горячей штамповки.

На рис. 2 показана микроструктура ГДПС, полученной на основе порошка ПЖРВ 2.200.26 с содержанием 0,5 % С + 2 % NiO. Структура мартенсита четко выделяется, также присутствуют малочисленные поры с размерами до 3 мкм. Данная структура закаленной стали не содержит феррита и остаточного аустенита, что позволяет заключить о корректном проведении закалки [8; 9]. Твердость закаленных ГДПС при температуре закалки 835 °C представлена в табл. 1.

Модифицирование сталей нитридом кремния повышает твердость после закалки. Окончательное формирование структуры и свойств ГДПС происходит при отпуске. Влияние температуры отпуска на механические свойства ГДПС представлено в табл. 2.

Для всех исследуемых материалов наблюдается похожий характер изменения свойств: с повышением температуры отпуска предел прочности ( $\sigma_B$ ) и твердость ( $HRC$ ) сталей снижаются, а показатель пластичности ( $\psi$ ) увеличивается, достигая максимальных значений при  $t = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ . При этой температуре весь комплекс механических свойств выше, чем у исходных и отожженных сталей [7–9].

Микроструктуры закаленной и отпущенной ГДПС Н4Д2М + 0,5 % С + 2 % NiO показаны на рис. 3.

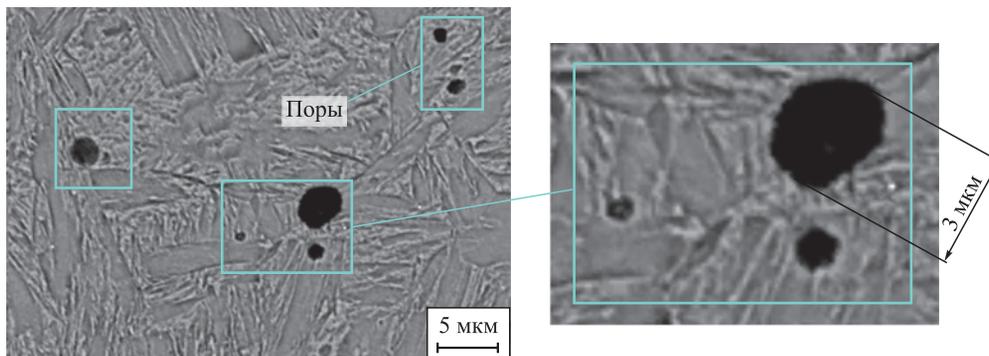


Рис. 2. Мартенсит горячедеформированной порошковой стали марки ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С + 2 % NiO  
 Размер пор: 1–3 мкм

Fig. 2. Martensite of hot-deformed powder steel of PZhRV grade 2.200.26 + 0.5 % C + 2 % NiO  
 Pore size: 1–3 μm

Таблица 1. Твердость ( $HRC$ ) закаленных ГДПС  
 Table 1. Hardness ( $HRC$ ) of quenched HDPS

Порошковая сталь					
ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С	ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С + 2 % NiO	ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С + 0,1 % Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Н4Д2М + 0,5 % С	Н4Д2М + 0,5 % С + 2 % NiO	Н4Д2М + 0,5 % С + 0,1 % Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>
Охлаждающая среда					
Вода			Масло		
50–52	50–52	54	49–51	49–51	55

Таблица 2. Зависимость механических свойств ГДПС от температуры отпуска  
Table 2. Dependence of mechanical properties of HDPS on tempering temperature

Состав ГДПС	Температура отпуска, °С	$\sigma_b$ , МПа	$\psi$ , %	HRC
ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С	250	1180	18	45
	350	920	22	42
	450	825	30	38
	550	760	35	33
ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С + 0,1 % Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	250	1230	18	47
	350	950	22	45
	450	860	30	40
	550	780	35	35
ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С + 2 % NiO	250	1190	19	45
	350	935	23	42
	450	840	29	38
	550	765	35	33
Н4Д2М + 0,5 % С	250	1420	16	46
	350	1260	20	43
	450	1090	28	39
	550	1070	32	34
Н4Д2М + 0,5 % С + 0,1 % Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	250	1450	17	48
	350	1290	24	46
	450	1130	30	41
	550	1090	34	35
Н4Д2М + 0,5 % С + 2 % NiO	250	1430	16	46
	350	1270	20	43
	450	1100	28	39
	550	1080	32	32

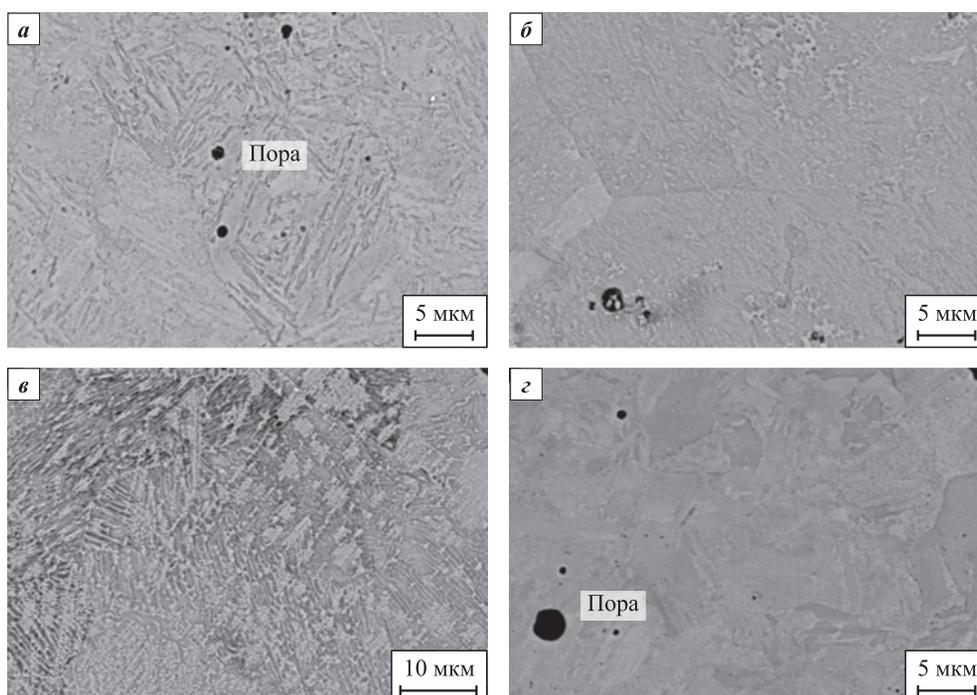


Рис. 3. Микроструктура Н4Д2М + 0,5 % С + 2 % NiO после закалки и отпуска при различной температуре  $t$ , °С: 250 (а); 350 (б); 450 (в); 550 (г)

Fig. 3. Microstructure of H4D2M + 0.5 % C + 2 % NiO after quenching and tempering at different temperatures  $t$ , °С: 250 (a); 350 (б); 450 (в); 550 (г)

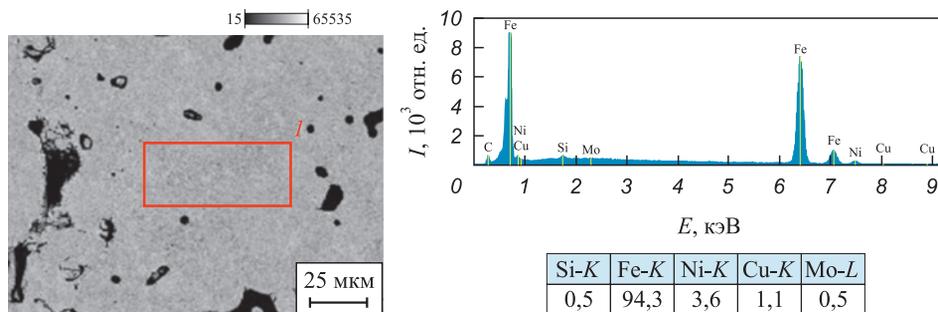


Рис. 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа порошковой стали H4D2M + 0,5 % C + 2 % NiO после проведения термической обработки (закалка и отпуск)

Fig. 4. Results of micro-X-ray spectral analysis of powder steel H4D2M + 0.5 % C + 2 % NiO after heat treatment (quenching and tempering)

Таким образом, в результате закалки и отпуска можно получить заданную структуру ГДПС [9–11]. Уровень механических свойств ГДПС зависит от качества межчастичного сращивания, которое сформировалось на стадии спекания и горячей допрессовки. В случае его незавершенности повысить механические свойства упрочняющей термической обработкой не удастся [11; 12].

Для контроля химического состава полученных после термической обработки (закалка и отпуск) порошковых сталей был проведен микрорентгено-спектральный анализ на сканирующем электронном

микроскопе S-3400N (Hitachi, Япония) [12; 13] – его результаты представлены на рис. 4.

Наличие всех легирующих элементов, находящихся в порошковой стали после термической обработки, определили рентгеноспектральным анализом [7; 10; 12].

Фрактографическое исследование изломов на сканирующем электронном микроскопе S-3400N позволило выявить особенности разрушения ГДПС после проведения термической обработки (закалка и отпуск). Изломы образцов закаленных и отпущенных ГДПС представлены на рис. 5.

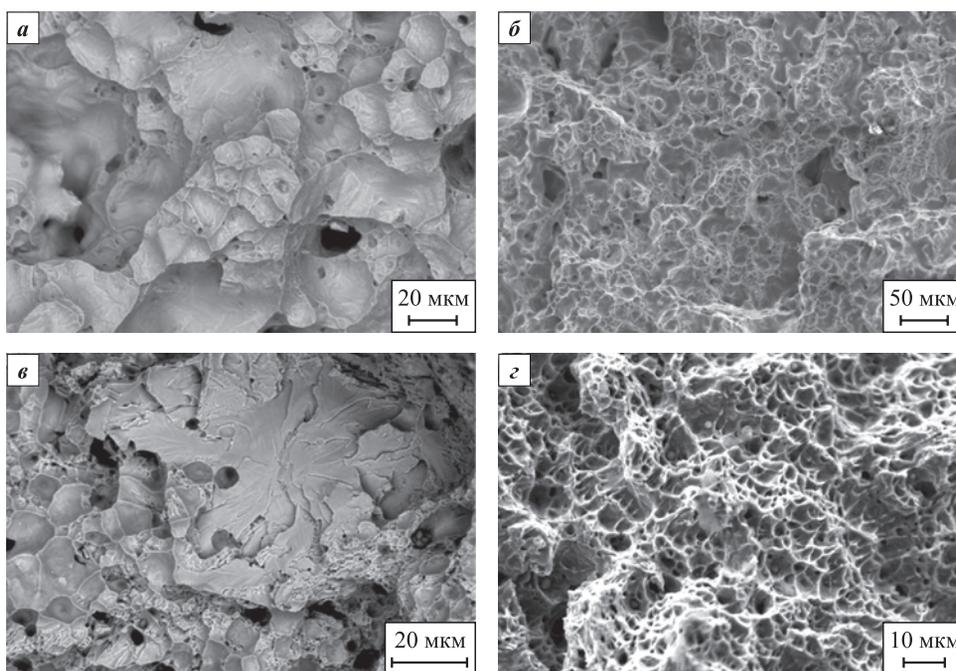


Рис. 5. Фрактограммы изломов порошковых сталей с ультрадисперсными частицами после отпуска  $t, ^\circ\text{C}: 250$  (а, в);  $550$  (б, з)

а, б – H4D2M + 0,5 % C + 2 % NiO; в, з – ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % C + 2 % NiO

Fig. 5. Fractographs of powder steels with ultrafine particles after tempering

$t, ^\circ\text{C}: 250$  (а, в);  $550$  (б, з)

а, б – H4D2M + 0.5 % C + 2 % NiO; в, з – PZHRV 2.200.26 + 0.5 % C + 2 % NiO

Анализ фрактограмм показал, что преобладающими элементами поверхностей разрушения ГДПС, отпущенных при  $t = 250$  °С, являются интеркристаллитный и транскристаллитный сколы, расположенные на различных уровнях и отличающиеся размером областей развития трещины [14–16]. На рис. 5, а, в отчетливо выделяются ступеньки на крупных элементах скола, придающие структуре вид ручьистых узоров, что является морфологическим признаком интеркристаллитного разрушения. На более мелких фасетках наблюдается гладкая поверхность, образованная в результате распространения трещины вдоль кристаллографической плоскости. Такой вид поверхности излома характерен для транскристаллитного скола [17–20]. Наличие несплошностей в областях как интеркристаллитного, так и транскристаллитного сколов не позволяет однозначно определить предпочтительную область зарождения трещины. Это обстоятельство косвенно свидетельствует о соответствии сил межзатомного взаимодействия внутри зерна и на межзеренной поверхности, что может являться признаком достижения внутрикристаллитного сращивания при формировании ГДПС [2; 12].

## Заключение

Было рассмотрено влияние режимов закалки и отпуска на структуру и свойства ГДПС с ультрадисперсными частицами. Максимальная твердость при температуре закалки 835 °С наблюдается у сталей составов ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С + 0,1 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ( $HRC = 54$ ) и Н4Д2М + 0,5 % С + 0,1 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> ( $HRC = 55$ ). Модифицирование сталей нитридом кремния повышает твердость после закалки. Для сталей указанных составов отмечены и максимальные значения предела прочности при температуре отпуска 250 °С:  $\sigma_b = 1230$  МПа (ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С + 0,1 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и  $\sigma_b = 1450$  МПа (Н4Д2М + 0,5 % С + 0,1 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). При температуре отпуска 550 °С у этих сталей наблюдаются максимальные показатели пластичности:  $\psi = 35$  % (ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С + 0,1 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и  $\psi = 34$  % (Н4Д2М + 0,5 % С + 0,1 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). Добавление 0,1 % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> способствует росту предела прочности при температуре отпуска 250 °С – на 50 МПа для стали ПЖРВ 2.200.26 + 0,5 % С и на 30 МПа для стали Н4Д2М + 0,5 % С. При введении в состав обоих материалов ультрадисперсной добавки 2 % NiO незначительно повышаются прочностные показатели (до 10–15 МПа).

Для ГДПС, отпущенных при температуре 550 °С, на поверхности разрушения преобладающим элементом является чашечный излом, представляющий собой совокупность отдельных ямок, диаметр которых колеблется в диапазоне 8–20 мкм. Четкое

разрешение глубины ямок и высоты перемычек свидетельствует о высокой способности материала к микропластической деформации в очаге распространения трещины [19; 20].

Таким образом, можно заключить, что упрочняющая термическая обработка является ключевым инструментом для изменения механических свойств горячедеформированных порошковых сталей. В процессе термообработки, за счет регулирования температурных режимов закалки и отпуска, можно достичь улучшения прочности, пластичности и твердости материала. Управление уровнем механических свойств порошковых сталей возможно при условии окончательного формирования внутрикристаллитного сращивания частиц. Этот процесс способствует оптимизации микроструктуры, что, в свою очередь, позволяет значительно повысить эксплуатационные характеристики конечного изделия. Эффективное сочетание термической обработки и контроля процессов сращивания представляется перспективным направлением для повышения качества и функциональности порошковых сталей. Это открывает новые возможности для создания материалов с требуемыми свойствами, что имеет важное значение в современном машиностроении и других высокотехнологичных областях [10; 12].

## Список литературы / References

1. Kuhn H.A., Ferguson B.L. Powder forging. Princeton, New Jersey: MPIF, 1990. 270 p.
2. Егоров М.С., Егорова Р.В., Лопатин В.Ю. Фазовые превращения в порошковых спеченных сталях при охлаждении. *Безопасность техногенных и природных систем*. 2024;8(3):67–77.  
<https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-3-67-77>  
Egorov M.S., Egorova R.V., Lopatin V.Yu. Phase transformations in powder sintered steels during cooling. *Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2024;8(3):67–77. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.23947/2541-9129-2024-8-3-67-77>
3. Bernshtein M.L., Kaputkina L.M., Konyukova E.V., Nikishov N.A., Shakhkerimov R.N. Changes in the structure of thermomechanically hardened austenite under the effect of temperature and deformation. *Russ. Metallurgy. Metally*. 1985;(1):80–88.
4. Chen N., Luo R., Xiong H., Li Z. Dense M2 high speed steel containing core-shell MC carbonitrides using high-energy ball milled M2/VN composite powders. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;771:138628.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138628>
5. Чаус А.С. Структурные и фазовые изменения в карбидах при термической обработке быстрорежущей стали. *Физика металлов и металловедение*. 2016;117(7):706–714.  
Chaus A.S. Structural and phase changes in carbides of the high-speed steel upon heat treatment. *The Physics of*

- Metals and Metallography*. 2016;117(7):684–692.  
<https://doi.org/10.1134/S0031918X16070048>
6. Компания ООО «Плазмотерм». Нанопорошки металлов. URL: [http://plasmotherm.ru/catalog/metal/item\\_4.html](http://plasmotherm.ru/catalog/metal/item_4.html) (дата обращения: 18.05.2024).
  7. Дорофеев Ю.Г., Дорофеев В.Ю., Кочкарова Х.С. Особенности распределения микролегирующих элементов в горячедеформированных порошковых материалах на основе железа и их влияния на качество межчастичного сращивания. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013;(8):35–39.  
<https://doi.org/10.1007/s11041-013-9650-4>  
 Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu., Kochkarova H.S. Features of the distribution of microalloying elements in hotly deformed iron-based powder materials and their effect on the quality of interparticle splicing. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013;(8):35–39. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.1007/s11041-013-9650-4>
  8. Pelletiers T.W., Daye W.K. Copper-infiltrated steels. *Powder Metallurgy*. 1998;(7):326–330.  
<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v07.a0006076>
  9. Hendrickson A.A., Machmeier P.M., Smith D.W. Impact forging of sintered steel performs. *Powder Metallurgy*. 2000; 43(4):327–344.
  10. Панов В.С., Скориков Р.А. Влияние наноразмерных легирующих добавок на структуру и свойства порошковых углеродистых сталей. *Нанотехнологии: наука и производство*. 2015;35(3):40–45.  
 Panov V.S., Skorikov R.A. The influence of nanosized dopants on the structure and properties of powder carbon steels. *Nanotekhnologii: nauka i proizvodstvo*. 2015; 35(3):40–45. (In Russ.).
  11. Егоров М.С., Егорова Р.В., Ковтун М.В. Влияние содержания углерода на формирование контактной межчастичной поверхности при горячей допрессовке. *Безопасность техногенных и природных систем*. 2023;7(2):90–101.  
<https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-2-90-101>  
 Egorov M.S., Egorova R.V., Kovtun M.V. Influence of carbon content on the formation of a contact interparticle surface during hot post-pressing. *Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2023;7(2):90–101. (In Russ.).  
<https://doi.org/10.23947/2541-9129-2023-7-2-90-101>
  12. Егоров М.С. Научно-технологические принципы межчастичного сращивания спеченных и горячедеформированных порошковых сталей, модифицированных ультрадисперсными частицами. В сб.: *Материалы 16-й Междунар. науч.-техн. конференции «Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка»* (Минск, 22–24 мая 2024 г.). Минск: Изд. дом «Белорусская наука», 2024. С. 63–67.
  13. Дьячкова Л.Н., Дечко М.М. Влияние нанодисперсных добавок на структуру и свойства порошковой углеродистой и высокохромистой стали. *Нанотехнологии: наука и производство*. 2015;3(35):5–14.  
 Dyachkova L.N., Dechko M.M. The effect of nanodisperse additives on the structure and properties of powdered carbon and high-chromium steel. *Nanotekhnologii: nauka i proizvodstvo*. 2015;35(3):5–14. (In Russ.).
  14. Дорофеев В.Ю., Свиридова А.Н., Самойлов В.А. Формирование структуры и свойств горячедеформированных порошковых сталей, микролегированных натрием и кальцием, при термической и термомеханической обработках. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2021;15(3):22–33.  
<https://doi.org/10.17073/1997-308X-2021-3-22-33>  
 Dorofeyev V.Y., Sviridova A.N., Samoilov V.A. Formation of structure and properties of hot-deformed powder steels microalloyed with sodium and calcium in the process of thermal and thermomechanical treatment. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62(6):723–731.  
<https://doi.org/10.3103/S1067821221060080>
  15. Nasibulin A.G., Queipo P., Shandakov S.D., Brown D.P., Jiang H., Pikhista P.V., Kauppinen E.I. Studies of mechanism of single-walled carbon nanotube formation. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. 2006;6(5): 1233–1246. <https://doi.org/10.1166/jnn.2006.340>
  16. Dorofeyev V.Y., Sviridova A.N., Berezhnoy Y.M., Bessarabov E.N., Kochkarova K.S., Pustovoit V.N., Sviridova S.V. Structure and properties of hot-deformed powder steels microalloyed by aluminium. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020; 862(2):022045.  
<http://doi.org/10.1088/1757-899X/862/2/022045>
  17. Gilardi R., Alzati L., Oro R., Hryha E., Nyborg L., Berg S. Reactivity of carbon based materials for powder metallurgy parts and hard metal powders manufacturing. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2016;63(7):548–554.  
<https://doi.org/10.2497/jjspm.63.548>
  18. Rojek J., Nosewicz S., Mazdziarz M., Kowalczyk P., Wawrzyk K., Lumelskyj D. Modeling of a sintering process at various scales. *Procedia Engineering*. 2017;177:263–270.  
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.02.210>
  19. Гостев А.С., Гостева Е.Г., Гулевский В.А. Роль нанопорошков в модифицировании сплавов. *Молодой ученый*. 2010;22(11):53–55.  
 Gostev A.S., Gosteva E.G., Gulevsky V.A. The role of nanopowders in alloy modification. *Young Scientist*. 2010;22(11):53–55. (In Russ.).
  20. Еремеева Ж.В., Ниткин Н.М., Шарипзянова Г.Х. Особенности применения наноразмерных порошков углерода и хрома на процессы подготовки шихты и прессования порошковых сталей. *Известия МГТУ «МАМИ»*. 2011;12(2):123–127.  
 Eremeeva Zh.V., Nitkin N.M., Sharipzyanova G.H. Features of the application of nanoscale carbon and chromium powders to the processes of charge preparation and pressing of powder steels. *Izvestiya MGTU «MAMI»*. 2011;12(2):123–127. (In Russ.).

## Сведения об авторах



**Максим Сергеевич Егоров** – к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Материаловедение и технологии металлов» Донского государственного технического университета (ДГТУ)

 **ORCID:** 0000-0002-4289-1601

 **E-mail:** aquavdonsk@mail.ru

**Римма Викторовна Егорова** – к.т.н., доцент кафедры «Кибербезопасность информационных систем» ДГТУ

 **ORCID:** 0000-0002-1082-3970

 **E-mail:** rimmaruminskaya@gmail.com

**Андрей Владимирович Мозговой** – к.т.н., доцент, проректор по стратегическому и цифровому развитию ДГТУ

 **E-mail:** amozgovoy@donstu.ru

**Кирилл Викторович Гантимуров** – аспирант ДГТУ

 **ORCID:** 0009-0000-6913-6510

 **E-mail:** gantimkir@ya.ru

**Марк Валерьевич Ковтун** – начальник кафедры «Дорожные войска» Военного учебного центра ДГТУ

 **ORCID:** 0000-0002-1082-2730

 **E-mail:** Mk222200@yandex.ru

## Information about the Authors

**Maxim S. Egorov** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Head of the Department of Materials Science and Metal Technology, Don State Technical University (DSTU)

 **ORCID:** 0000-0002-4289-1601

 **E-mail:** aquavdonsk@mail.ru

**Rimma V. Egorova** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Cybersecurity of Information Systems of DSTU

 **ORCID:** 0000-0002-1082-3970

 **E-mail:** rimmaruminskaya@gmail.com

**Andrey V. Mozgovoy** – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Vice-Rector of Strategic and Digital Development of DSTU

 **E-mail:** amozgovoy@donstu.ru

**Kirill V. Gantimurov** – Graduate Student of DSTU

 **ORCID:** 0009-0000-6913-6510

 **E-mail:** gantimkir@ya.ru

**Mark V. Kovtun** – Head of the Department of Road Troops of the Military Training Center of DSTU

 **ORCID:** 0000-0002-1082-2730

 **E-mail:** Mk222200@yandex.ru

## Вклад авторов



**М. С. Егоров** – определение цели работы, участие в обсуждении результатов, написание статьи.

**Р. В. Егорова** – проведение экспериментов, участие в обсуждении результатов.

**А. В. Мозговой** – участие в обсуждении результатов, написание статьи.

**К. В. Гантимуров** – приготовление исходных образцов, проведение экспериментов.

**М. В. Ковтун** – приготовление исходных образцов, проведение экспериментов.

## Contribution of the Authors

**M. S. Egorov** – defined the research objectives, participated in the discussion of results, and wrote the article.

**R. V. Egorova** – conducted the experiments and participated in the discussion of results.

**A. V. Mozgovoy** – participated in the discussion of results and contributed to writing the article.

**K. V. Gantimurov** – prepared the initial samples and conducted the experiments.

**M. V. Kovtun** – prepared the initial samples and conducted the experiments.

Статья поступила 13.11.2024 г.  
Доработана 03.12.2024 г.  
Принята к публикации 05.12.2024 г.

Received 13.11.2024  
Revised 03.12.2024  
Accepted 05.12.2024