

ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ

MATERIAL PROCESS ENGINEERING

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)

УДК 621.762.4:621.891.620

DOI: 10.18503/1995-2732-2021-19-4-45-55



ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ И УДАРНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ РАСПЫЛЕННЫХ ПОРОШКОВ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ

Гасанов Б.Г.¹, Бабец А.В.², Баев С.С.¹

¹Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова, Новочеркасск, Россия

²ООО «Композит Нчк», Новочеркасск, Россия

Аннотация. Актуальность исследований. Обоснована актуальность разработки технологии получения седел клапанов двигателей внутреннего сгорания из материалов с прогнозируемой жаростойкостью и ударной износостойкостью на основе распыленных порошков высокомарганцевистых сталей. **Используемые методы.** Для испытания использовали усовершенствованную установку, позволяющую оценить ударную износостойкость исследуемых материалов при заданной энергии удара и температуре нагрева в условиях газовой коррозии. **Результаты и научная значимость.** Выявлено, что на интенсивность окисления поверхности порошковых изделий из указанных материалов кроме внешних факторов влияют и внутренние. Одним из таких факторов является химический потенциал атомов компонентов сплава и молекул нагретого газа, зависящий от микрорельефа частиц порошков, объема и конфигурации пор и способов приготовления шихты. Анализ результатов испытаний на жаростойкость образцов после их нагрева в интервале 600–1000°C показал, что наименьшей жаростойкостью обладают спеченные высокомарганцевистые стали плотностью менее 6,0–6,5 г/см³ из смеси порошков и лигатур. При повышении плотности сплавов из распыленных порошков высокомарганцевистых сталей до 7,1–7,2 г/см³ значительно улучшаются жаростойкость и ударная износостойкость. **Практическая значимость.** Установлено, что в случае добавления в шихту порошка никеля в пределах 10–20% и последующей механической активации шихты на основе распыленного порошка РХ-НСХ23 при незначительном повышении плотности прессовок существенно возрастает жаростойкость и ударная износостойкость спеченных и горячедеформированных сплавов. Выявлено, что у спеченных биметаллических образцов с рабочим слоем на основе распыленных высокомарганцевистых порошков быстрорежущих сталей РХ-НСХ23 ударная износостойкость рабочего слоя выше, чем у аналогичных однородных образцов.

Ключевые слова: высокомарганцевистые стали, распыленный порошок, спекание, жаростойкость, ударная износостойкость, химический потенциал, горячая штамповка.

© Гасанов Б.Г., Бабец А.В., Баев С.С., 2021

Для цитирования

Гасанов Б.Г., Бабец А.В., Баев С.С. Влияние химического состава на жаростойкость и ударную износостойкость материалов на основе распыленных порошков высокомарганцевистой стали // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2021. Т.19. №4. С. 45–55. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-4-45-55>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

INFLUENCE OF A CHEMICAL COMPOSITION ON HEAT RESISTANCE AND IMPACT WEAR RESISTANCE OF MATERIALS BASED ON ATOMIZED POWDERS OF HIGH-CHROMIUM STEEL

Gasanov B.G.¹, Babets A.V.², Baev S.S.¹

¹Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI), Novocherkassk, Russia

²LLC Kompozit Nchik, Novocherkassk, Russia

Abstract. The relevance of the research topic. The paper provides a rationale for relevance of the development of technology for manufacturing valve seats of internal combustion engines from materials with predicted heat resistance and impact wear resistance based on atomized powders of high-chromium steels. **Research methods.** To test the materials under study, an advanced installation was used to evaluate the impact wear resistance at a given impact energy and heating temperature in gas corrosion. **Results and scientific significance.** It has been shown that in addition to external factors the oxidation intensity of the surface of the powder products is influenced by the chemical potential of the atoms of the alloy components and heated gas molecules, depending on the microrelief of the powder particles, the volume and configuration of the pores and the methods of preparation of the batch. The analysis of the tests on the heat resistance of the samples, when heated within the range of 600–1000°C, showed that sintered high-chromium steels with a density of less than 6.0–6.5 g/cm³ from a mixture of powders and alloys have the least heat resistance. With an increase in the density of alloys from atomized powders of high-chromium steels to 7.1–7.2 g/cm³, heat resistance and impact wear resistance are significantly improved. **Practical significance of the research.** It has been found that when adding nickel powder within 10–20% and performing subsequent mechanical activation of the batch based on the atomized powder RKh-NSKh23 the density of the pressings slightly increases and the heat resistance and impact wear resistance of sintered and hot-deformed alloys significantly increases. It has been revealed that the sintered bimetallic samples with a working layer based on atomized high-chromium powders of high-speed steels RKh-NSKh23 have a higher impact wear resistance of the working layer than similar homogeneous samples.

Keywords: high-chromium steels, atomized powder, sintering, heat resistance, impact wear resistance, chemical potential, hot forging.

For citation

Gasanov B.G., Babets A.V., Baev S.S. Influence of a Chemical Composition on Heat Resistance and Impact Wear Resistance of Materials Based on Atomized Powders of High-Chromium Steel. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2021, vol. 19, no. 4, pp. 45–55. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-4-45-55>

Введение

Анализ многих публикаций показывает, что жаростойкость и износостойкость материалов, полученных методами порошковой металлургии, зависят от химического и гранулометрического состава порошков, технологии приготовления шихты, способов формования прессовок, температуры, времени и условий спекания изделий; методов и режима термического или термомеханического воздействия [1–4]. В частности, на эксплуатационную надежность сталей и сплавов, применяемых для изготовления седел клапанов двигателей внутреннего сгорания, влияет не только содержание хрома, никеля, кремния и других добавок, но состав и температура обработанных газов, способность материала противостоять динамическим нагрузкам при высоких температурах [5–8]. Исследования многих спе-

циалистов показывают, что для повышения износостойкости и окалиностойкости порошковые стали целесообразно легировать хромом и другими элементами, влияющими на кристаллическую структуру и физико-химические свойства окалины, а для улучшения вязкости эффективно использовать добавки никеля и меди [9–12].

Целью данной работы является исследование влияния химического состава шихты, способов введения легирующих добавок и технологии получения образцов на структурообразование и ударную износостойкость высокохромистых порошковых сталей, полученных различными методами, оценка их жаростойкости (окалиностойкости) и составление рекомендаций по использованию данных материалов для изготовления седел клапанов, работающих в условиях высокотемпературной газовой коррозии.

Материалы и методика исследований

Для испытаний на жаростойкость и ударную износостойкость изготавливали цилиндрические образцы (\varnothing 21,6 мм, $h = 5$ мм) статическим холодным прессованием при давлении прессования 600–800 МПа из распыленных порошков высококромистой быстрорежущей стали РХ-НСХ23 фирмы Höganäs (Швеция). Для улучшения технологических и эксплуатационных свойств получаемых материалов в шихту добавляли порошок никеля ПНК-1Л5. Для биметаллических образцов базовый слой получали из порошка железа ПЖРВ 2.200.28 с добавками порошка меди ПМС-1. Часть образцов была получена из шихт с применением порошка стали ШХ 15, сепарированного из шлифовального шлама подшипников, феррохрома и карбида хрома. В качестве пластификатора применяли стеарат цинка ZN 55 производства фирмы Tere Kimya (Турция). Химический состав использованных порошков приведен в **таблице**.

Механическую активацию шихты проводили в планетарной шаровой мельнице САНД-1 при скорости вращения 180 об/мин в течение 120 мин и соотношении массы шаров к массе шихты 4:1. Образцы спекали в диссоциированном аммиаке (ДА) (75% H_2 и 25% N_2) при 1120°C 1,5 ч, в вакуумной печи (~0,133 Па) при 1150°C – 4,5 ч. Для получения высокоплотных образцов проводили горячую штамповку пористых заготовок.

Часть формовок с исходной пористостью 20–30% спекали в камерной печи при температуре 1150°C в среде диссоциированного аммиака в течение 1,5–4,5 ч, а часть – в вакуумной печи при температуре 1150°C с выдержкой 1,5–4,5 ч. Плотность спеченных образцов колебалась в пределах 6,5–7,2 г/см³. Формовки пористостью

22–24% нагревали в диссоциированном аммиаке при температуре 1120°C 5 мин и подвергали горячей штамповке. Приведенная работа уплотнения составляла $W_{\text{привед}} = 250$ МДж/м³. Остаточная пористость высокоплотных образцов не превышала 2–4%.

Для сравнительных испытаний дополнительно были изготовлены цилиндрические образцы из порошков шарикоподшипниковой стали ШХ15, полученной магнитоволновой технологией сепарации шламов [13], и шихты на основе порошков железа и феррохрома [14].

Микроструктурные исследования проводили на металлографическом микроскопе «Altami MET-1M» и растровом электронном микроскопе Quanta 200. Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском порошковом дифрактометре ARL X'TRA Thermo Fisher Scientific с вертикальным гониометром радиусом 260 мм в шаговом режиме с временем интеграции 1 с в диапазоне 20°=50–900°. Качественный фазовый анализ осуществляли путем сравнения полученных дифрактограмм с эталонами из базы данных ICDD PDF-2 2012. Характеристики пиков рассчитывали при помощи программного комплекса WinXRD 2.0.8 (модельная функция – Pearson 7, количество итераций – 30).

Испытания исследуемых образцов на жаростойкость проводили согласно методике [15]. Износостойкость материала определяли на специально разработанной лабораторной установке [16]. Энергию удара регулировали количеством пружин различных типоразмеров, такие регулировки дают возможность в процессе испытаний варьировать ударными нагрузками на испытуемый образец, приближаясь к реальным рабочим эксплуатационным условиям, характерным для систем седло-клапан двигателей внутреннего сгорания.

Таблица. Химический состав использованных порошков
Table . Chemical composition of the used powders

Материал	Химический состав, %												
	C	Cr	Mo	Si	V	W	O	Fe	Mn	P	S	Cu	Ni
РХ-НСХ23	1,5	23	2,8	0,5	1,8	2,8	0,15	Ост.	-	-	-	-	-
ПЖРВ 2.200.28	0,02	-	-	0,05	-	-	0,25	Ост.	0,15	0,02	0,015	-	-
ПМС-1	-	-	-	-	-	-	0,2	0,018	-	0,05	-	Ост.	-
ПНК- 1Л5	0,28	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	99,7
Шихта ШХ15	1	1,5	-	0,17	-	-	-	Ост.	0,2	0,027	0,02	0,25	0,3
35% ФХ850 + 65% ПЖРВ 2.200.28	2,8	23	-	0,3	-	-	-	Ост.	-	-	-	-	-

Известно, что температура отработанных газов бензиновых двигателей при средних нагрузках колеблется в пределах 600–800°C, а на сжиженном нефтяном газе 680–900°C. Поэтому жаростойкость оценивали по увеличению массы образца после нагрева и выдержки образцов 1 ч в интервале от 600 до 1000°C, а ударную износостойкость определяли по изменению высоты Δh_t в трех точках после испытания цилиндрических образцов.

Результаты исследований и их обсуждение

Как и следовало ожидать, с увеличением температуры спекания образцов из порошка РХ-НСХ23 в диссоциированном аммиаке после нагрева в газовой среде их поверхность интенсивно окисляется (**рис. 1, а**, кривая 1). Толщина оксидного слоя образцов такого же состава, спеченных в вакууме, примерно в два раза меньше, чем у спеченных в диссоциированном аммиаке (**рис. 1, б**, кривая 2). Такое различие интенсивности окисления исследуемых формовок связано с макро- и микроструктурой материала после спекания.

Как известно, у компактных хромистых и хромоникелевых сталей микроструктура практически не влияет на жаростойкость. Исследования показывают, что на газовую коррозию спеченных материалов существенно влияет не только химический состав частиц порошка, но и условия спекания.

После спекания прессовок в вакууме границы частиц порошка РХ-НСХ23 практически не различаются (**рис. 2, б**), так как при высокой температуре более интенсивно протекает диффузионный массоперенос на межчастичных контактах, а на начальной стадии спекания в результате дегазации пор, диссоциации оксидов металла на поверхности частиц снижается общее содержание оксидов. После спекания образцов в диссоциированном аммиаке хорошо видны окисленные границы частиц (**рис. 2, а**), это стимулирует диффузию ионов кислорода и других газов из пор в объем тела порошкового материала, соответственно, возрастает количество оксидов железа и хрома, которые можно идентифицировать на дифрактограммах (**рис. 3, а**). Очевидно, что такие же оксиды присутствуют в материале после спекания в вакууме (**рис. 3, б**), но их рефлексы более слабые и их сложно однозначно выделить.

На газовую коррозию хромистых порошковых сталей в большей степени влияет способ введения и концентрация хрома в шихту. В частности, спеченные прессовки, полученные из смеси порошков железа и феррохрома, содержащие такое же количество хрома, как в порошке РХ-НСХ23, около 23% Cr, независимо от условий спекания активно окисляются с повышением температуры нагрева. Более интенсивно окислились образцы, полученные из шихты с добавками порошка стали ШХ 15 (см. **рис. 1, а** и **б**, кривые 3).

Поскольку основные реакции окисления металлов при нагреве стимулируются активацией объемной диффузии атомов из металлической матрицы на поверхность частиц и поверхностной диффузией молекул газов, адсорбируемых на поверхности частиц порошка, то возникает необходимость оценки природы диффузионного массопереноса нагретых газов по поверхности частиц формовок в межчастичные контакты и в частицы порошков. Известно, что сложный микрорельеф частиц порошков обуславливает наличие вогнутых и выпуклых поверхностей металлического каркаса формовки, что приводит к изменению химического потенциала атомов μ_i в зависимости от размеров, формы пор и частиц порошков. Поэтому плотность диффузионного потока атомов компонентов сплавов и ионов нагретых газов за единицу времени сквозь рассматриваемое сечение прессовки площадью S пропорциональна градиенту их химического потенциала:

$$J_i = -\frac{1}{V_i^a} \sum_{j=1}^s L_{ij} \nabla \mu_i, \quad (1)$$

где L_{ij} – кинетические коэффициенты; $\nabla \mu_i$ – градиент химического потенциала ионов газа; S – число окислителей; V_i^a – объем i -го атома или иона.

Поскольку химический потенциал атомов металла и ионов газа в изотермических условиях меняется в результате изменения состава материала и поверхностного давления, то

$$\nabla \mu_i = \sum_{j=1}^s \frac{\partial \mu_i}{\partial c_j} \nabla c_j + \frac{\partial \mu_i}{\partial P} \nabla P, \quad (2)$$

где $\nabla c_j, \nabla P$ – градиенты концентрации и давления на поверхности порошковых образцов.

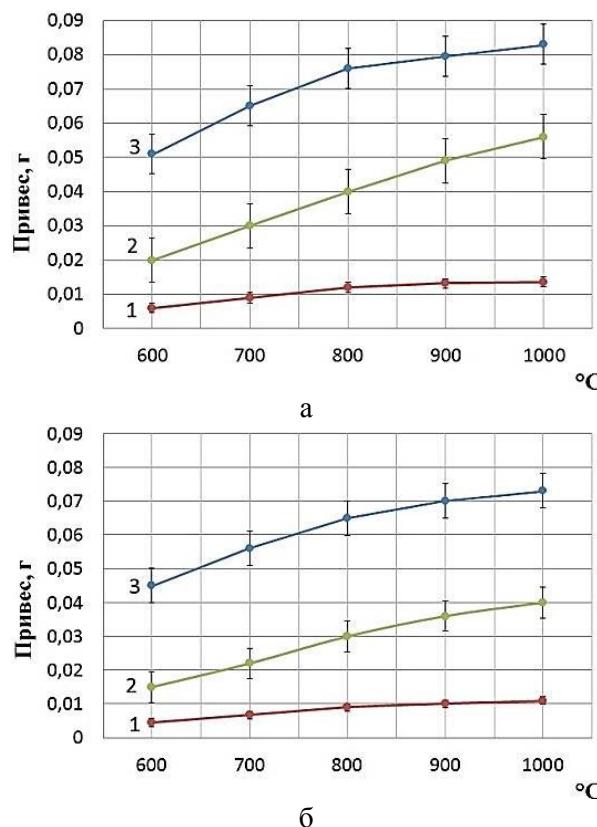


Рис. 1. Влияние температуры нагрева на жаростойкость спеченных в диссоциированном аммиаке (а) и вакууме (б) образцов из смеси порошков: 1 – РХ-НСХ23; 2 – шихта 35%ФХ850 + 65%ДЖРВ; 3 – из шлама ШХ15

Fig. 1. The influence of the heating temperature on the heat resistance of the samples sintered in dissociated ammonia (a) and vacuum (б) from a mixture of powders: 1 is RKh-NSKh23; 2 is 35%FeCr850 + 65% atomized reduced iron powder Fe; 3 is from sludge ShKh15

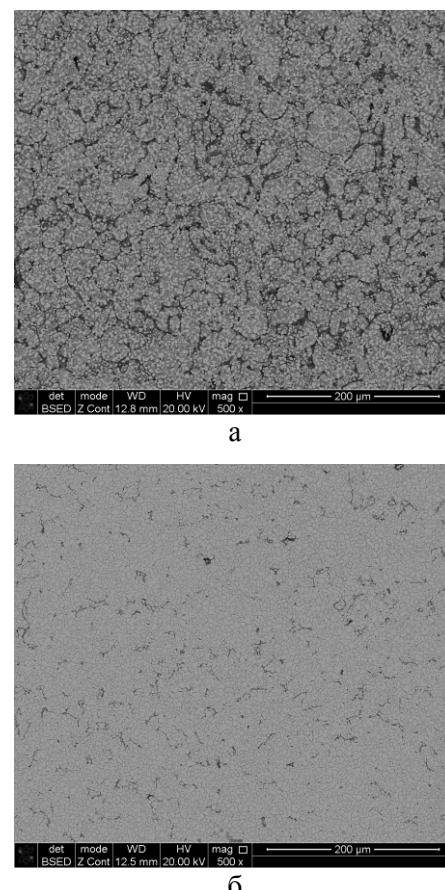


Рис. 2. Микроструктура образцов из порошка РХ-НСХ23 после спекания:
а – в диссоциированном аммиаке;
б – в вакуумной печи

Fig. 2. Microstructure of RKh-NSKh23 powder samples after sintering: a is in dissociated ammonia; б is in a vacuum furnace

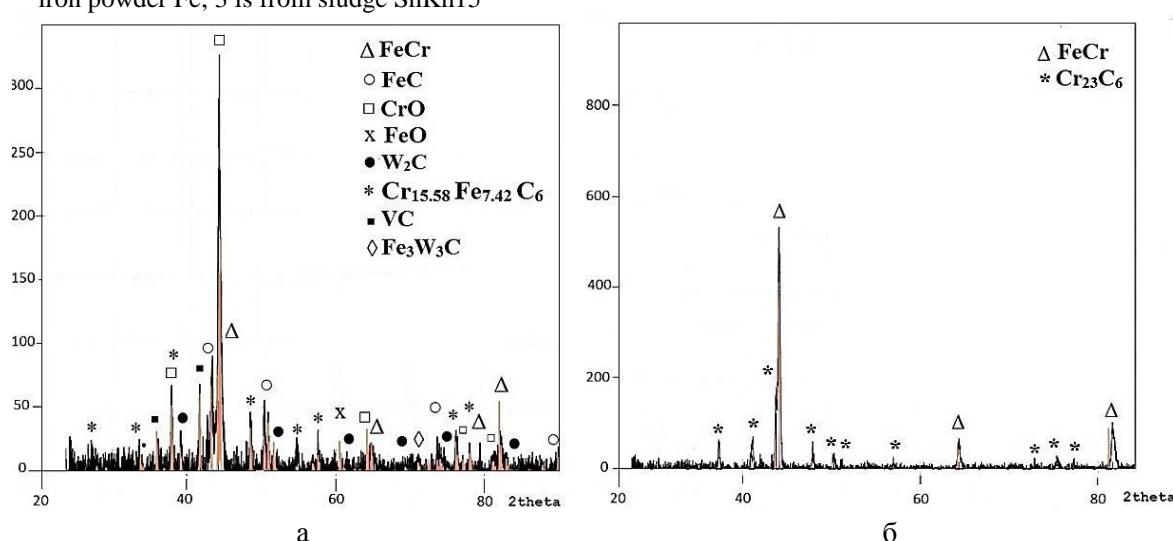


Рис. 3. Фрагменты дифрактограмм образцов из порошка РХ-НСХ23, спеченных перед испытанием в диссоциированном аммиаке (а) и в вакууме (б)

Fig. 3. Fragments of diffractograms of the samples from RKh-NSKh23 powder sintered before testing in dissociated ammonia (a) and in vacuum (б)

Градиент химического потенциала атомов компонентов сплава (например, хрома) в поверхностном слое частиц определяется градиентом кривизны профиля контактного перешейка и самих частиц. Тогда направленный поток атомов хрома (компонент A) по поверхности частиц из выпуклых его участков в вогнутые участки и в том числе в контактный перешеек можно определить по следующей формуле [17]:

$$J_A^s = -\frac{D_A^s c_A \nabla \mu_s}{kT}, \quad (3)$$

где c_A – поверхностная концентрация компонента A в частице.

Градиент вакансий по объему частиц обусловлен значениями радиуса кривизны в наиболее вогнутой и выпуклой части профиля, диффузионный поток атомов компонентов сплавов по поверхности частиц порошков на каждом участке связан с изменением радиуса кривизны по всему профилю. Поэтому для элемента длины профиля ds

$$\nabla \mu_s = \alpha_A V_A^\epsilon \frac{\partial k}{\partial s}. \quad (4)$$

С учетом зависимости (4) выражение (3) после преобразования имеет следующий вид [17]:

$$J_A^s \approx -D_A^s \frac{c_A \alpha_A V_A^\epsilon}{kTR_n^2}. \quad (5)$$

Из выражения (5) следует, что чем больше коэффициент поверхностной диффузии компонент A D_A^s , его концентрация c_A , коэффициента поверхностного натяжения α_A и меньше радиус контактного перешейка R_n в зоне контакта частиц, тем больше образуются оксиды металлов при нагреве спеченных образцов.

Интенсивность окисления поверхности частиц порошков образцов при спекании пористых систем связана с процессом адсорбции и испарения ионов газа с поверхности одной частицы и конденсацией на поверхности. Поэтому атомы металлов и ионы адсорбированного газа испаряются с выступов и конденсируются на вогнутые поверхности. Этим обусловлено также увеличение концентрации оксидов металлов в зонах межчастичных контактов (см. **рис. 2**). Поскольку на интенсивность окисления поверхности частиц при спекании влияет не только количество испа-

рившихся атомов с поверхности частиц, но и количество конденсированных атомов на поверхности соседней частицы или в зону контактного перешейка, то количественные расчеты влияния пористости и гранулометрического состава производят по диффузионным потокам конденсированных атомов.

Если предположить, что поверхность частиц порошков достаточно гладкая и α_i мало зависит от состава сплавов, то диффузионный поток атомов компонента молекул (атомов или ионов) газов зоны контактного перешейка можно определить по следующей зависимости [17]:

$$J_A^\Gamma = \frac{P_0 \alpha_A V_A^\epsilon}{(kT)^{3/2}} \left(\frac{m_A}{2\pi} \right)^{1/2} \left(\frac{1}{R_n} + \frac{1}{R_B} \right). \quad (6)$$

Из формулы (6) следует, что диффузия молекул газа с поверхности образцов в частицы порошков сплавов в результате воздействия лапласовых сил с увеличением радиуса кривизны перешейка снижается в квадратической зависимости и при сфероидизации пор ($R_n \approx R_{\text{пор}}$) и $\alpha_i = \alpha_{ij}$ направленный поток атомов компонента A обусловлен только градиентом концентрации, то есть кинетический фактор не играет роли в окислении материала матрицы порошковых материалов.

Анализ уравнений (5) и (6) показывает, что в беспористых образцах окисление металла частиц протекает только в результате объемной диффузии ионов газа и атомов компонентов, что подтверждают результаты экспериментов (**рис. 4**). В частности, жаростойкость образцов из порошка РХ-НСХ23 остаточной пористостью не более 2–3%, полученных горячей штамповкой спеченных формовок, значительно выше, чем у спеченных сплавов аналогичного химического состава (см. **рис. 1, 4**). Однако с увеличением температуры нагрева выше 800°C горячештампованные стали тоже окисляются достаточно интенсивно.

Известно, что хромоникелевые стали с пониженным содержанием углерода отмечаются хорошей жаростойкостью при нагреве до 1000–1050°C. Поэтому было исследовано влияние содержания никеля в сплавах на основе порошка РХ-НСХ23 на жаростойкость и ударную износостойкость нагретых образцов.

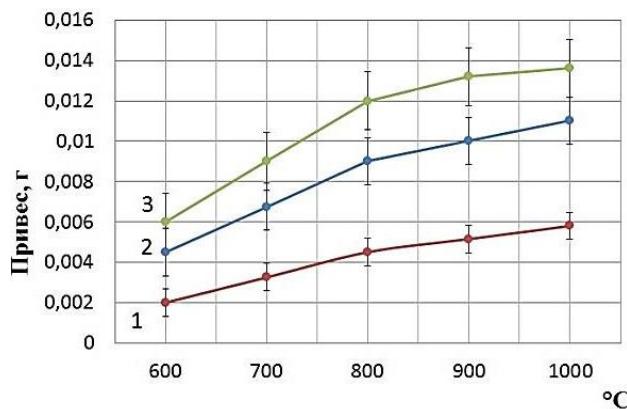


Рис. 4. Влияние температуры нагрева на жаростойкость образцов из порошка РХ-НСХ23, полученных ГШПЗ (1) и спеченных в вакууме (2) и в диссоциированном аммиаке (3)

Fig. 4. The influence of the heating temperature on the heat resistance of the samples from RKh-NSKh23 powder produced by hot forging (1) and sintered in vacuum (2) and in dissociated ammonia (3)

Полученные результаты показывают, что жаростойкость исследуемых образцов на основе порошка РХ-НСХ23 с введением в шихту 15–20% Ni значительно возрастает (рис. 5, а и б, кривые 3 и 4). Анализ результатов экспериментальных исследований влияния химического состава и температуры спекания материала на основе порошка РХ-НСХ23 показывает, что с учетом погрешности измерений связь между скоростью окисления (приращения массы) и временем t близка к линейной и можно выразить уравнением типа $\Delta m = K_c t$. Здесь K_c константа скорости окисления.

Испытания исследуемых материалов на ударную износостойкость $i_{уд}$ показали, что наиболее высокие значения $i_{уд}$ имеют образцы из порошка РХ-НСХ23, полученные горячей штамповкой пористых заготовок (ГШПЗ), а спеченные в вакууме образцы незначительно уступают им по $i_{уд}$ во всем температурном интервале (рис. 6, кривая 1). Максимальный износ имеют образцы, спеченные в диссоциированном аммиаке (рис. 6, кривая 3). Например, после испытания при 800°C 1 ч. износ спеченных в диссоциированном аммиаке сплавов составлял 0,32 мм (рис. 6, кривая 3).

Образцы с добавками никеля в пределах 15–20% отличаются более высокой ударной износостойкостью, как полученные ГШПЗ, так и спеченные (рис. 7, а–в). Как видно из рис. 7, у сплавов из порошка РХ-НСХ23 с добавками никеля в пределах 15–20% после испытания при

800°C 1 ч $i_{уд}$ горячештампованных и спеченных в вакууме образцов отличается незначительно (см. рис. 7, а и б, кривые 1 и 2).

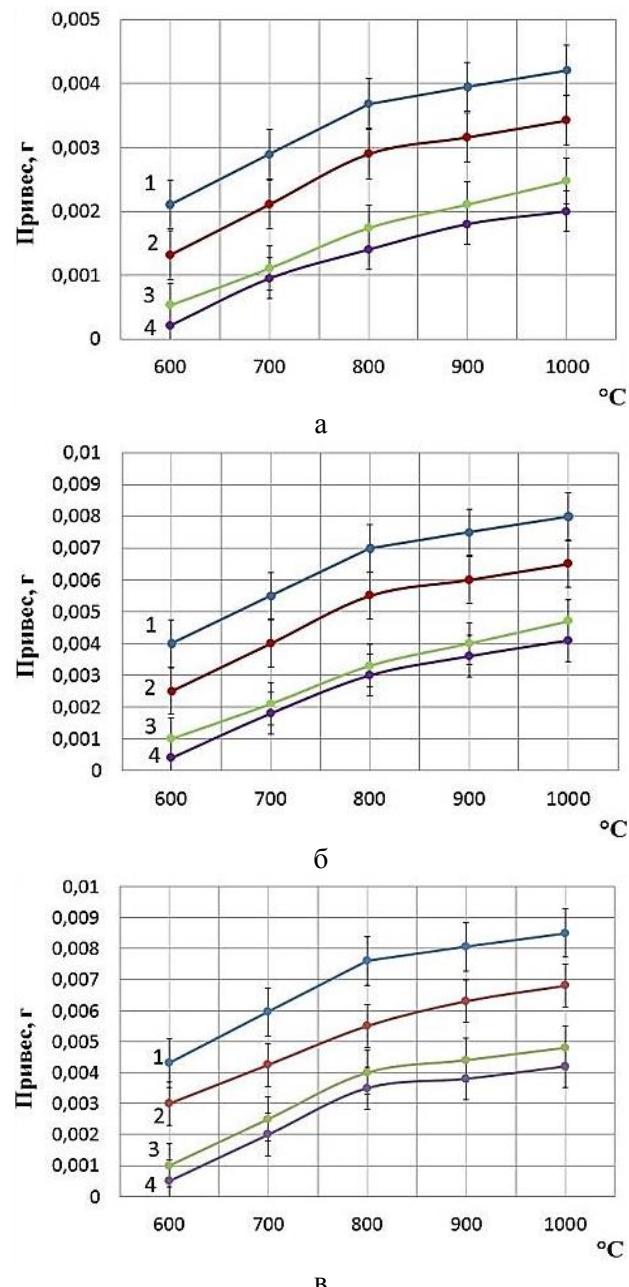


Рис. 5. Влияние температуры нагрева на жаростойкость образцов из смеси на основе порошка РХ-НСХ23, полученных ГШПЗ (а), спеченных в вакууме (б) и в диссоциированном аммиаке (в), при содержании Ni, мас.%: 1–5; 2–10; 3–15; 4–20

Fig. 5. The influence of the heating temperature on the heat resistance of the samples from a mixture based on RKh-NSKh23 powder produced by hot forging (a), sintered in vacuum (б) and in dissociated ammonia (в), at a Ni content, wt%: 1–5; 2–10; 3–15; 4–20

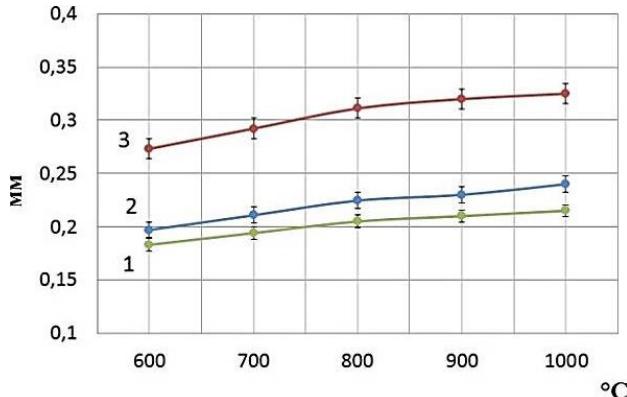


Рис. 6. Влияние температуры нагрева на ударную износостойкость образцов из порошка РХ-НСХ23, полученных ГШПЗ (1), спеченных в вакууме (2) и в диссоциированном аммиаке (3)
Fig. 6. The influence of the heating temperature on the impact wear resistance of the samples from RKh-NSKh23 powder produced by hot forging (1), sintered in vacuum (2) and in dissociated ammonia (3)

Как было показано в работе [12], для производства седел клапанов двигателей внутреннего сгорания перспективны исследования, связанные с разработкой технологии получения биметаллических седел клапанов на основе распыленных порошков высоколегированных сталей и сплавов, так как снижается стоимость готовых изделий и повышается их рабочий ресурс за счет незначительного изменения структуры и свойств в процессе эксплуатации. Для проведения испытаний на ударную износостойкость были изготовлены биметаллические цилиндрические образцы, базовая часть которых составляет порошок железа, легированный медью, а рабочая часть из порошков на основе высокохромистой быстрорежущей стали РХ-НСХ23 (рис. 8, а, б).

Было исследовано влияние остаточной пористости на окалиностойкость и ударную износостойкость спеченных образцов из смеси порошков РХ-НСХ23+15%Ni. Исследования показали, что после испытания образцов, нагретых при 800°C в течение 1 ч, $i_{уд}$ возрастает плавно при повышении пористости с 15 до 25%, а при $\Pi = 30\%$ ударная износостойкость спеченных в вакууме образцов составила 0,22 мм. Привес окалины при этом не превышал 0,01–0,012 г (рис. 9, а). Эти показатели у сплава, спеченного в ДА, несколько хуже (рис. 9, б).

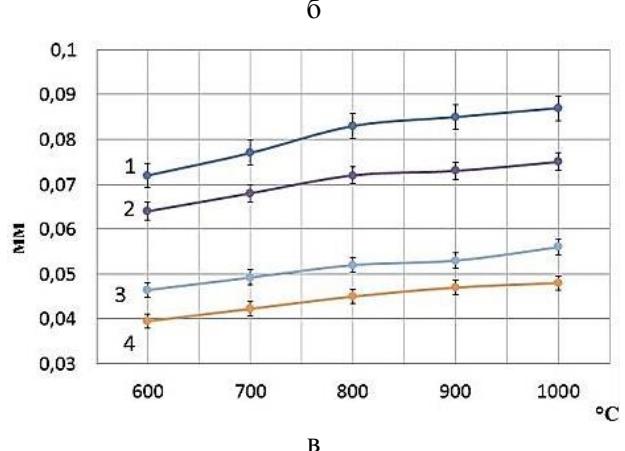
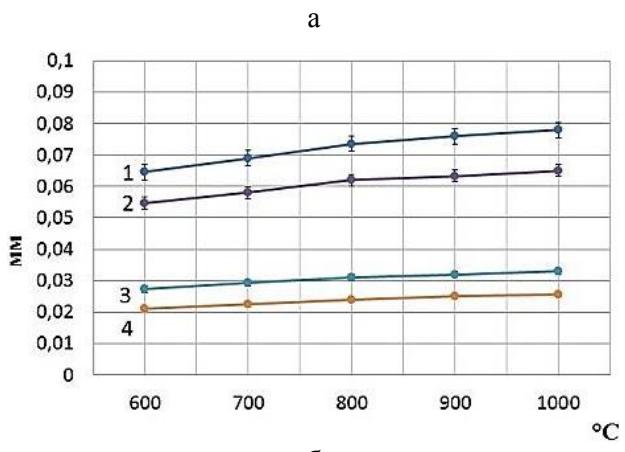
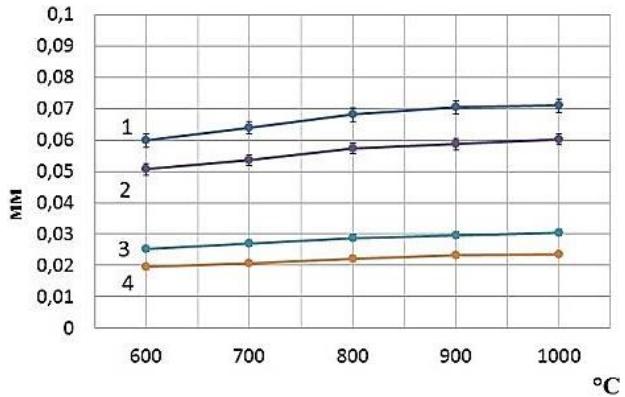


Рис. 7. Зависимость ударной износостойкости образцов из смеси на основе порошка РХ-НСХ23 от содержания никеля (вес.%: 1–5; 2–10; 3–15; 4–20): а – полученных ГШПЗ; б – спеченных в вакууме; в – спеченных в диссоциированном аммиаке

Fig. 7. Dependence of the impact wear resistance of the samples from a mixture based on RKh-NSKh23 powder on the nickel content (wt%: 1–5; 2–10; 3–15; 4–20): a is produced by hot forging; b is sintered in vacuum; c is sintered in dissociated ammonia

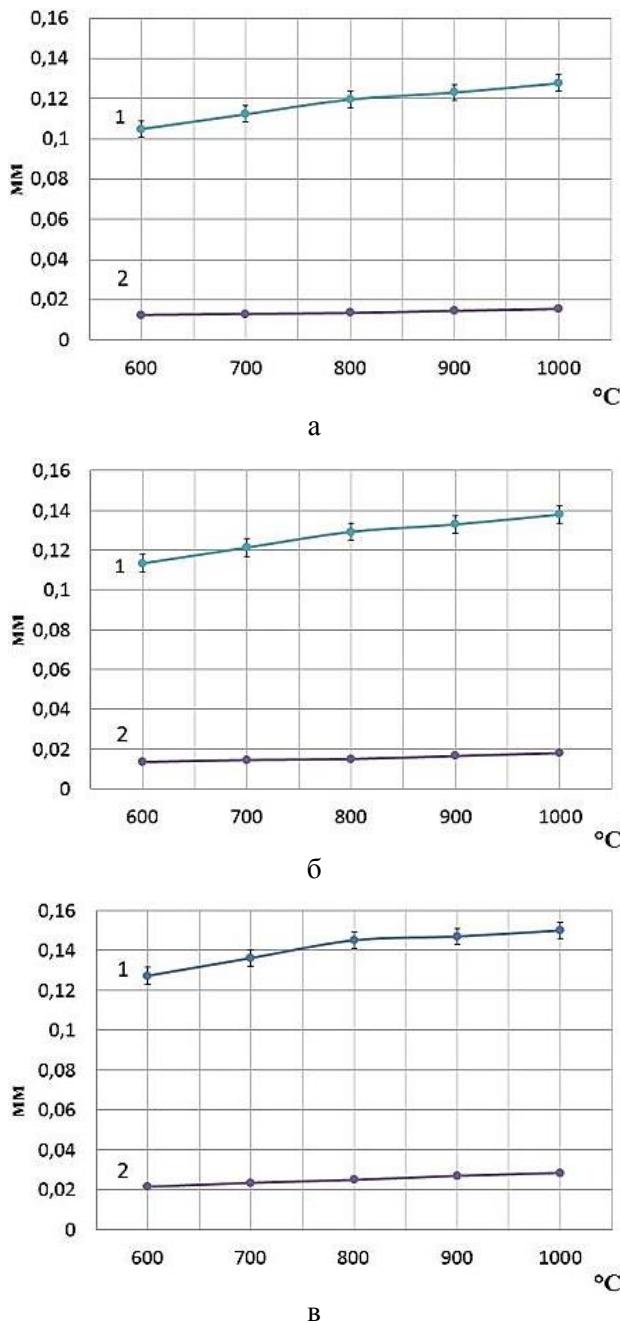


Рис. 8. Влияние температуры нагрева на ударную износостойкость биметаллических образцов с рабочим слоем из порошка РХ-НСХ23 (1) и РХ-НСХ23+15% Ni (2): а – полученных ГШПЗ; б – спеченных в вакууме; в – спеченных в диссоциированном аммиаке

Fig. 8. The influence of the heating temperature on the impact wear resistance of the bimetallic samples with a working layer of powder RKh-NSKh23 (1) and RKh-NSKh23 +15% Ni (2): a is produced by hot forging; б is sintered in vacuum; в is sintered in dissociated ammonia

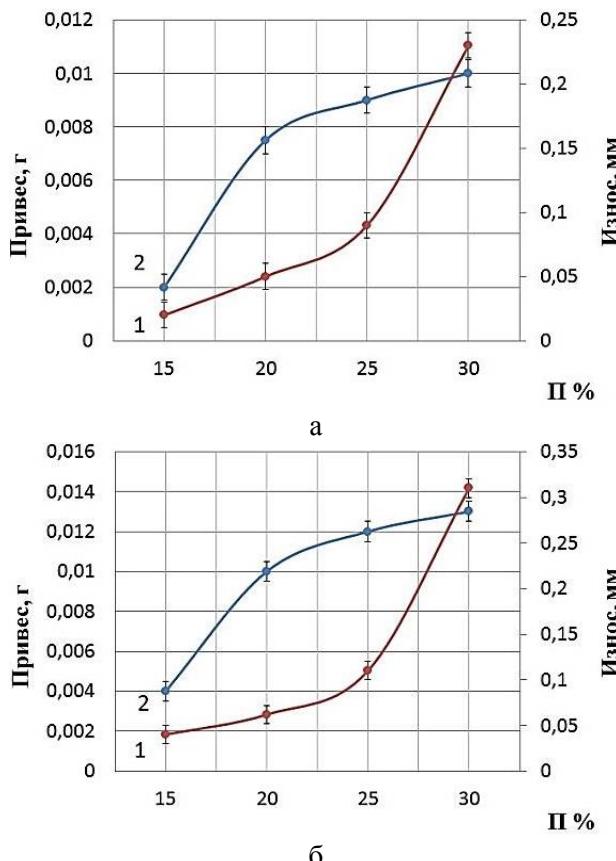


Рис. 9. Зависимость ударной износостойкости (1) и жаростойкости (2) от пористости (%), спеченных в вакууме (а) и в диссоциированном аммиаке (б) образцов из смеси порошка РХ-НСХ23+15%Ni

Fig. 9. Dependence of impact wear resistance (1) and heat resistance (2) on porosity (%) of the samples sintered in vacuum (a) and in dissociated ammonia (б) from a mixture of RKh-NSKh23 +15%Ni powder

Заключение

Исследовано влияние химического состава, способа введения легирующих компонентов в шихту на основе высокомаргантиновых порошков быстрорежущей стали и феррохрома, исходной пористости прессовок, режима и условий спекания и горячей штамповки пористых формовок и биметаллических образцов на жаростойкость и ударную износостойкость.

Теоретически обосновано и экспериментально установлено, что независимо от состава и способа введения добавок порошковые высокомаргантиновые стали РХ-НСХ23 с плотностью 6,0–6,5 г/см³, спеченные в диссоциированном аммиаке, обладают низкой жаростойкостью и

ударной износостойкостью. Выявлен механизм окисления поверхности пористых систем и показано, что на кинетику образования оксидов металлов на поверхности прессовок при спекании влияет интенсивность диффузационного массопереноса атомов металлов и ионов адсорбированного газа по поверхности части и в зоны межчастичного контакта. Показано, что при сфероидизации поверхностных пор или закрытии их толщина оксидной пленки зависит в основном от химического состава материала и температуры испытания.

У горячештампованных высокохромистых сталей из порошка РХ-НСХ23, остаточной пористостью не более 2–4%, жаростойкость и ударная износостойкость повысились более чем в 2–3 раза по сравнению со спеченными. При добавлении никеля в пределах 15–20% мас. в порошок стали РХ-НСХ23 и механической активации шихты существенно возрастают жаростойкость и ударная износостойкость материалов, спеченных в вакууме и полученных ГШПЗ.

Впервые выявлено, что у спеченных биметаллических образцов с рабочим слоем из порошка РХ-НСХ23 и корпуса из смеси порошков ПЖРВ 2.200.28 + ПМС-1 исследуемая ударная износостойкость примерно в 1,5–2 раза выше, чем у цельных образцов из активированных распыленных порошков высокохромистых быстрорежущих сталей.

Список литературы

1. Щедров К.П., Гакман Э.Л. Жаростойкие материалы. М.; Л.: Машиностроение, 1965. 168 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986. 544 с.
3. Металловедение и термическая обработка. В 3-х т. / под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. // Методы испытания и исследования. В 2-х кн. Кн. 2. М.: Металлургия, 1991. 462 с.
4. Лабораторные работы по коррозии и защите металлов / Н.Д. Томашов, Н.П. Жук, В.А. Титов, М.А. Веденеева. М.: Металлургия, 1961. 238 с.
5. Basshuysen R., Schäfer F. Internal Combustion Engine. Basics, Components, Systems, and Perspectives // Handbook. Warrendale, Pa, 2004, pp. 174–182.
6. Abrasion Resistant Improvement of the Valve Seat for Automobile Engines by the Oxidation and the Turn. Kenji Matsumoto, Akira Sasaki. TRACK: ENGINE & DRIVETRAIN VII (7C), 2016. 6 p.
7. Study of the mechanical and metallurgical properties of sintered steels for valve seat inserts application / Gomes M.P., Santos I.P., Mucsi C.S., Colosio M.A., Rossi J.L. // Proceedings of the VII EncontroCientífico de FísicaAplicada. Serra, ES, Brazil, 2016, pp. 59–61.
8. Sintered Valve Seat Inserts – Microstructural Characterization / Filho E.S. Jesus, E.R.B. Jesus, L. Salgado, S.L. Jesus, M.A. Colosio, J.C. Santos, et al // Materials Science Forum, 2006, pp. 65–70.
9. Machining. P/M High-Speed Tool Steels / Pinnow K.E., Stasko W. // ASM Handbook, 1995, pp. 127–145.
10. The Development of a High-Speed Steel Based Sintered Material for High Performance Exhaust Valve Seat Inserts / Kawata H., Hayashi K., Ishii K., Maki K., Ehiria A., Toriumi M. // SAE TechnicalPaper in United States. 1998.
11. Kawata H., Maki K. Development of high performance valve seat insert materials for gas engines // Powder Metallurgy Technology, 2011, pp. 64–65.
12. Гасанов Б.Г., Бабец А.В., Баев С.С. Получение биметаллических колец для седел клапанов ДВС из активированных порошков быстрорежущей стали // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2021. Т.19. №2. С. 79–89.
13. Vernigorov Yu.M., Gasanov B.G., Baev S.S. Magnetic Wave Technology of Grinding Slime Separation. Solid State Phenomena [электрон. журнал]. 2017. Vol. 265. P. 1020–1025.
14. Влияние режима двухступенчатого спекания на структурообразование и свойства порошковых цельнопрессованных биметаллических материалов на основе железа/ Гасанов Б.Г., Передерий В.Г., Ефимов А.Д., Баев С.С. // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2018. № 2. С. 23–34.
15. ГОСТ 6130-71. Металлы. Методы определения жаростойкости.
16. Пат. 204755 РФ. Установка для испытания на износостойкость и жаростойкость порошковых и композиционных материалов.
17. Гасанов Б. Г. Взаимная диффузия и гомогенизация в порошковых сплавах. Новочеркасск: ЮРГТУ, 2002. 113 с.

References

1. Shchedrov K.P., Gakman E.L. *Zharostoikie materialy* [Heat-resistant materials]. Moscow-Leningrad: Mechanical Engineering, 1965, 168 p. (In Russ.)
2. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow: Metallurgy, 1986, 544 p. (In Russ.)
3. Bernshtein M.L., Rakhshtadt A.G. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka. Metody ispytaniya i issledovaniya* [Metal science and heat treatment. Test methods and studies]. Moscow: Metallurgy, 1991, 462 p. (In Russ.)
4. Tomashov N.D., Zhuk N.P., Titov V.A., Vedeneeva M.A. *Laboratornye raboty po korrozii i zashchite metallov* [Laboratory classes on corrosion and protection of metals]. Moscow: Metallurgy, 1961, 238 p. (In Russ.)
5. Basshuysen R., Schäfer F. Internal combustion engine. Basics, components, systems, and perspectives. Handbook. Warrendale, PA, 2004, pp. 174–182.

6. Kenji Matsumoto, Akira Sasaki. Abrasion resistant improvement of the valve seat for automobile engines by the oxidation and the turn. TRACK: ENGINE & DRIVETRAIN VII (7C), 2016. 6 p.
7. Gomes M.P., Santos I.P., Mucsi C.S., Colosio M.A., Rossi J. L. Study of the mechanical and metallurgical properties of sintered steels for valve seat inserts application. Proceedings of the VII Encontro Científico de Física Aplicada. Serra, ES, Brazil, 2016, pp. 59–61.
8. Filho E.S. Jesus, E.R.B. Jesus, L. Salgado, S.L. Jesus, M.A. Colosio, J.C. Santos, et al. Sintered valve seat inserts - Microstructural characterization. Materials Science Forum, 2006, pp. 65–70.
9. Pinnow K.E., Stasko W. Machining. P/M high-speed tool steels. ASM Handbook, 1995, pp. 127–145.
10. Kawata H., Hayashi K., Ishii K., Maki K., Ehira A., Toriumi M. The development of a high-speed steel based sintered material for high performance exhaust valve seat inserts. SAE Technical Paper in United States. 1998.
11. Kawata H., Maki K. Development of high performance valve seat insert materials for gas engines. Powder Metallurgy Technology, 2011, pp. 64–65.
12. Gasanov B.G., Babets A.V., Baev S.S. Producing bimetallic rings for valve seats of internal combustion engines from activated powders of high-speed steel. *Vestnik Magnitogorskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University], 2021, vol. 19, no. 2, pp. 79–89. (In Russ.)
13. Vernigorov Yu.M., Gasanov B.G., Baev S.S. Magnetic wave technology of grinding slime separation. Solid State Phenomena. 2017, vol. 265, pp. 1020–1025.
14. Gasanov B.G., Perederiy V.G., Efimov A.D., Baev S.S. Influence of the two-stage sintering schedule on the structure formation and properties of solid-pressed bimetallic iron-based powder materials. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Poroshkovaya metallurgiya i funktsionalnye pokrytiya* [Proceedings of Higher Educational Institutions. Powder Metallurgy and Functional Coatings], 2018, no. 2, pp. 23–34. (In Russ.)
15. GOST 6130-71. Metals. Methods for determining heat resistance. (In Russ.)
16. Ustanovka dlya ispytaniya na iznosostойкость и згаростойкость порошковых и композиционных материалов [Installation for testing wear resistance and heat resistance of powder and composite materials]. Patent RF, no. 204755.
17. Gasanov B.G. *Vzaimnaya diffuziya i gomogenizatsiya v poroshkovykh splavakh* [Mutual diffusion and homogenization in powder alloys]. Novocherkassk: SRSPU, 2002, 113 p. (In Russ.)

Поступила 25.10.2021; принята к публикации 15.11.2021; опубликована 24.12.2021
Submitted 25/10/2021; revised 15/11/2021; published 24/12/2021

Гасанов Бадрудин Гасанович – доктор технических наук, профессор, Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова, Новочеркасск, Россия.
Email: gasanov.bg@gmail.com

Бабец Александр Васильевич – кандидат технических наук, директор ООО «Композит Нчк», Новочеркасск, Россия. Email: babets@kompozite.ru

Баев Сергей Сергеевич – аспирант, Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова, Новочеркасск, Россия.
Email: baiev93@mail.ru

Badrudin G. Gasanov – DrSc (Eng.), Professor, Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI), Novocherkassk, Russia. Email: gasanov.bg@gmail.com

Alexander V. Babets – PhD (Eng.), Director of LLC Kompozit Nchk, Novocherkassk, Russia.
Email: babets@kompozite.ru

Sergey S. Baev – postgraduate student, Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI), Novocherkassk, Russia. Email: baiev93@mail.ru