

# НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И ОБОРУДОВАНИЕ NEW TECHNOLOGICAL PROCESSES AND EQUIPMENT

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

УДК 621.762.4:621.891.620

DOI: 10.18503/1995-2732-2021-19-2-79-89



## ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОЛЕЦ ДЛЯ СЕДЕЛ КЛАПАНОВ ДВС ИЗ АКТИВИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Гасанов Б.Г.<sup>1</sup>, Бабец А.В.<sup>2</sup>, Баев С.С.<sup>1</sup><sup>1</sup> ЮРГПУ (НПИ) имени М.И. Платова, Новочеркасск, Россия<sup>2</sup> ООО «Композит Нчк», Новочеркасск, Россия

**Аннотация.** Показана целесообразность получения цельнопрессованных биметаллических колец и других изделий с рабочими слоями из распыленных порошков быстрорежущих сталей. Установлено, что механоактивация распыленных порошков не способствует росту плотности прессовок. Добавки в шихту порошков пластичных металлов (никеля и меди) улучшают формуемость, незначительно повышают плотность и микротвердость материала формовок. Выявлены закономерности структурообразования межслойных границ и рабочих слоев при спекании цельнопрессованных седел клапанов ДВС. Показано, что на структурообразование и диффузионный массоперенос на указанных границах существенно влияют способ активации порошков, состав шихты, сродство компонентов, режим и условия спекания. В зависимости от содержания в шихте никеля и меди микротвердость переходной зоны изменяется в пределах от 2800 до 3200 МПа. Построены концентрационные кривые распределения компонентов в межслойных границах биметаллических образцов различного химического состава, приведены значения коэффициентов взаимной диффузии Fe и Cr в переходной зоне. Выявлено, что после совместного введения порошков меди и никеля они, взаимно растворяясь в процессе спекания, активируют процессы диффузии железа и хрома в переходной зоне. Легирование только никелем приводит к тому, что он связывает хром, образуя твердый раствор сложного состава. Показано, что механические свойства спеченных биметаллических образцов с рабочим слоем на основе распыленных порошков быстрорежущих сталей существенно зависят от условий спекания. После спекания в вакууме предел прочности и относительное удлинение в переходной зоне биметаллических образцов существенно, в 1,5–2 раза, выше по сравнению с образцами, спеченными в диссоциированном аммиаке (ДА).

**Ключевые слова:** распыленный порошок, активация, биметаллические седла, взаимная диффузия, структурообразование, механические свойства.

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

### Для цитирования

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. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-2-79-89>



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

# PRODUCING BIMETALLIC RINGS FOR VALVE SEATS OF INTERNAL COMBUSTION ENGINES FROM ACTIVATED POWDERS OF HIGH-SPEED STEEL

Gasanov B.G.<sup>1</sup>, Babets A.V.<sup>2</sup>, Baev S.S.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI), Novocherkassk, Russia

<sup>2</sup> LLC Kompozit NCHK, Novocherkassk, Russia

**Abstract.** This paper shows that it is feasible to produce solid pressed bimetallic rings and other products with working layers of atomized powders of high-speed steels. It was found that the mechanical activation of atomized powders does not contribute to an increase in the density of compacts. Adding powders of ductile metals (nickel and copper) to the charge improves the formability, slightly increases the density and microhardness of the molding material. The authors determined the regularities of the structure formation of interlayer boundaries and working layers during sintering of solid pressed internal combustion engine valve seats. It was shown that the structure formation and diffusion mass transfer at the indicated boundaries were significantly influenced by the method of powder activation, the composition of the charge, the affinity of the components, the mode and conditions of sintering. Depending on the content of nickel and copper in the charge, microhardness of the transition zone varies from 2800 to 3200 MPa. The authors identified concentration curves of the distribution of components in the interlayer boundaries of bimetallic samples of different chemical compositions, and the values of the coefficients of mutual diffusion of Fe and Cr in the transition zone. It was found that after the combined introduction of copper and nickel powders, they activate the diffusion of iron and chromium in the transition zone by mutually dissolving during the sintering process. Alloying with nickel alone leads to the fact that it binds chromium, forming a solid solution of a complex composition. It was shown that the mechanical properties of sintered bimetallic specimens with a working layer based on atomized powders of high-speed steels substantially depended on the sintering conditions. After vacuum sintering ultimate strength and percentage elongation in the transition zone of the bimetallic specimens are significantly higher (by 1.5–2 times) compared to the specimens sintered in dissociated ammonia (DA).

**Keywords:** atomized powder, activation, bimetallic seats, mutual diffusion, structure formation, mechanical properties.

## For citation

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. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2021-19-2-79-89>

## Введение

Распыленные порошки высоколегированных сталей, содержащие карбиды, бориды, нитриды и другие хрупкие структурные составляющие, отличаются низкими технологическими свойствами. Для повышения плотности и прочности формовок в шихты добавляют различные пластификаторы или перед прессованием их активируют различными способами, например обработкой в планетарных шаровых мельницах [1, 2]. Практический интерес представляют работы, в которых предложены способы формования пресовок из порошков высоколегированных сталей и показаны варианты термомеханического воздействия для повышения механических и эксплуатационных свойств изделий из них [3–5]. Особенно это касается тех работ, которые посвящены разработке технологии получения высоконагруженных деталей, работающих в сложных условиях [6–8]. Например, для седел выпускных клапанов газораспределительных меха-

низмов двигателей внутреннего сгорания (ДВС), которые подвергаются более высоким тепловым и механическим нагрузкам, разработаны альтернативные сплавы на основе порошков быстрорежущих сталей с пониженным содержанием вольфрама, молибдена, кобальта и других металлов [9–13].

Для получения материалов с заданными функциональными характеристиками перспективны исследования, связанные с разработкой технологий получения биметаллических седел клапанов на основе распыленных порошков высоколегированных сталей и сплавов с целью снижения стоимости готовых изделий и повышения их рабочего ресурса за счет изменения структуры и свойств в процессе эксплуатации. Однако при разнородных химических составах слоев биметаллов при их получении могут возникать дефекты в межслойных границах, обусловленные различием их технологических свойств и влиянием диффузионного массопереноса на структурообразование материалов [14, 15].

Целью данной работы является исследование кинетики формирования структуры материалов и разработка технологии получения цельнопрессованных биметаллических седел клапанов ДВС с рабочим слоем из активированных порошков быстрорежущей стали и базовым слоем на основе распыленных порошков железа.

### Материалы и методика исследований

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. Наружный слой кольцевых образцов получали из порошков железа ПЖРВ 2.200.28, внутренний (рабочий) слой – из механоактивированной гетерогенной смеси, состоящей из распыленных порошков быстрорежущей стали РХ-НСХ23 производства фирмы Högabäs (Швеция), никеля ПНК-1Л5 и меди ПМС-1. Двухслойные кольцевые и цилиндрические образцы изготавливали статическим холодным прессованием на специальной оснастке.

Часть формовок с исходной пористостью 20–30% спекали при температуре 1120°C в среде диссоциированного аммиака (ДА) в течение 1,5 ч, а другая часть – в вакуумной печи при 1150°C с выдержкой в интервале 1,5–4,5 ч.

Микроструктурные исследования проводили на металлографическом микроскопе «Altami MET-1M» и растровом электронном микроскопе Quanta 200. Микротвердость измеряли на цифровом микротвердомере HVS-1000 и на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 при нагрузке 0,5 Н. Твердость по Виккерсу измеряли на стационарном твердомере ТП-7Р-1 при нагрузке 50 Н. Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском порошковом дифрактометре ARL X'TRA Thermo Fisher Scientific. Качественный фазовый анализ осуществляли путём сравнения

полученных дифрактограмм с эталонами из базы данных ICDD PDF-2 2012.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили методами электронно-зондовых исследований на растровом электронном микроскопе Tescan VEGA II LMU, оснащённом системой энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450/XT производства фирмы OXFORD Instruments Analytical, обеспечивающими возможность проведения элементного анализа в диапазоне от Na до U.

Механические свойства в переходной зоне определяли на специальных биметаллических образцах согласно ГОСТ 1497-84 на разрывной испытательной машине УММ-5.

### Результаты исследований и их обсуждение

Поскольку оценочными показателями материалов, влияющими на эксплуатационную надёжность пары «клапан – седло» газораспределительного механизма ДВС, являются твердость, прочность, износостойкость, красно- и жаростойкость, то на первом этапе было исследовано влияние исходной пористости и режима спекания цилиндрических образцов из порошков быстрорежущей стали на микротвердость.

Анализ результатов элементного картирования и дифрактограмм порошков стали РХ-НСХ23 (рис. 1) показал, что материал частиц представляет собой пересыщенный твердый раствор хрома и других легирующих элементов в  $\alpha$ -железе (около 57% (мас.), остальное – карбиды и оксиды металлов (хрома, вольфрама, молибдена и ванадия). Объёмную или массовую концентрацию всех структурных составляющих трудно идентифицировать, но можно выделить рефлексы, характерные для карбидов хрома (типа  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ), вольфрама и молибдена (рис. 2, а).

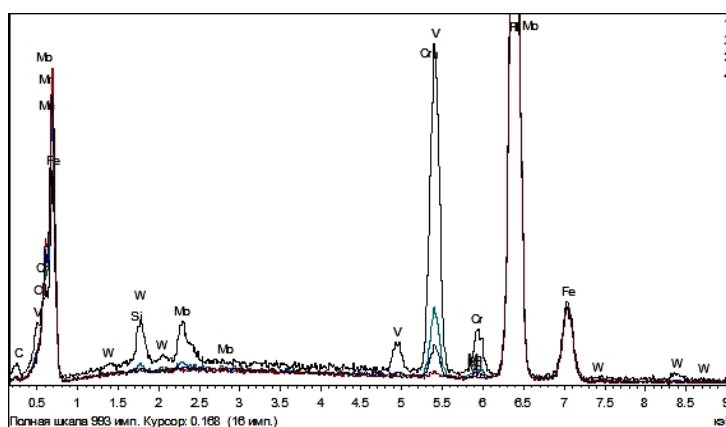


Рис. 1. EDX-спектр порошка РХ-НСХ23

Fig. 1. EDX spectrum of PX-HCX23 powder

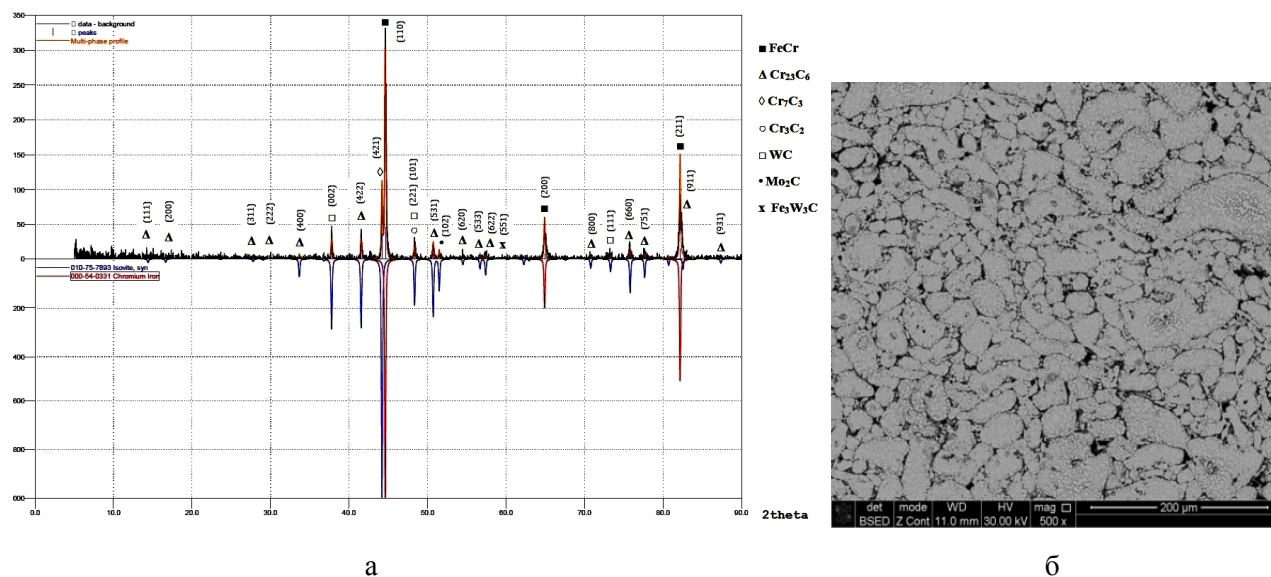


Рис. 2. Дифрактограмма (а) и микроструктура материала прессовки (б) из распыленного порошка быстрорежущей стали PX – HCX23

Fig. 2. Diffraction pattern (a) and microstructure of the compacting material (b) from atomized powder of high-speed steel PX-HCX23

Микротвердость частиц порошка PX – HCX23 в состоянии поставки колебалась в интервале 3000–3500 МПа. После их механоактивации она повысилась на 2–5%, т.е. в пределах погрешности измерений. Нужно отметить, что в процессе обработки в планетарной шаровой мельнице разрушаются конгломераты частиц распыленных порошков, поэтому легирующие добавки достаточно равномерно распределяются по всему объему спеченных образцов (рис. 2, б).

Процесс распыления расплава исследуемых быстрорежущих сталей сопровождается быстрым охлаждением образовавшихся капель, в результате которого сначала кристаллизуются тугоплавкие карбиды металлов. Они расположены, как правило, на периферии полученных частиц и имеют дендритную структуру без заметных осей второго порядка, а выделившиеся в центре – более равноосную конфигурацию (светлый фон на рис. 2, б). Поэтому структура, морфология частиц и распределение компонентов в распыленных порошках быстрорежущих сталей в значительной степени определяют технологические характеристики шихты.

При прессовании порошков PX – HCX23 до и после их механоактивации конфигурация частиц мало изменяется. Это связано с тем, что уплотнение происходит в основном за счет структурной деформации. Остаточная пори-

стость формовок при давлении прессования 800 МПа составляла 23% (рис. 3, а, кривая 1), после спекания в ДА и вакууме она практически не изменяется (рис. 3, б, в, кривая 1). В случае, когда перед обработкой в шаровой мельнице в шихту добавляли по 5% (мас.) порошков никеля и меди, пористость формовок при том же давлении прессования снизилась до 21% (рис. 3, а, кривая 4).

После спекания в ДА при 1120°C в течение 1,5 ч пористость формовок и порошка PX – HCX23, прессованных при давлении 600 МПа, практически не изменилась и составила 26–27% (рис. 3, б, кривая 1), а микротвердость в разных участках повысилась с 4500–5500 до 6500–8000 МПа. Такое изменение микротвердости обусловлено тем, что при спекании из пересыщенного твердого раствора выделяются дисперсные карбиды хрома, молибдена и вольфрама. После спекания в вакууме с выдержкой 4,5 ч плотность тех же образцов повышается с 5,74 до 6,41 г/см<sup>3</sup>, а пористость, соответственно, снижается с 27 до 23–24% (рис. 3, в, кривая 1). Твердость прессовок из порошков PX – HCX23 после спекания в вакууме составляет около 2300 МПа. Это связано с тем, что при повышении температуры и времени спекания в вакууме при 1150°C, 4,5 ч карбиды металлов частично растворяются в аустените.



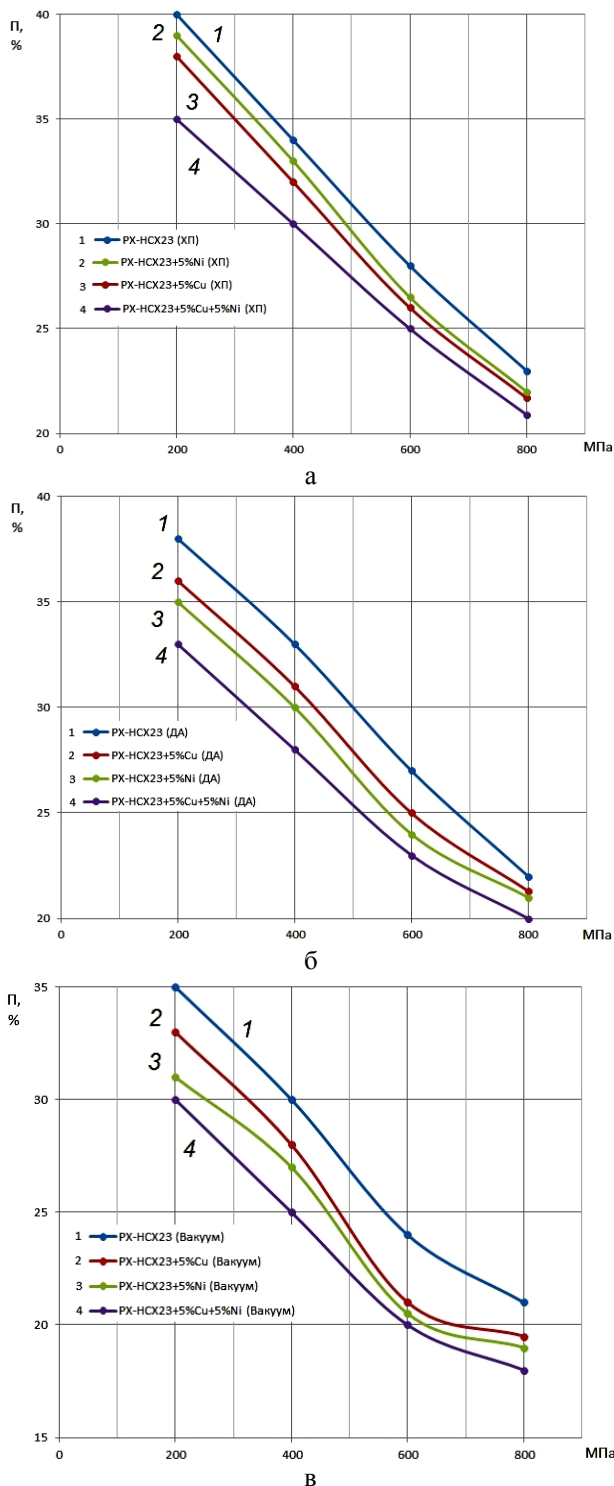


Рис. 3. Влияние давления прессования на пористость образцов из порошков быстрорежущей стали PX-HCX23 (с добавками и без них) после: а – ХП; б – спекания при 1120°C, 1,5 ч в ДА; в – спекания при 1150°C, 4,5 ч в вакууме

Fig. 3. Influence of molding pressure on porosity of the samples made of PX-HCX23 high-speed steel powders (with and without additives) after: a is CP; б is sintering at 1120°C, 1.5h in DA; в is vacuum sintering at 1150°C, 4.5h

При последующем охлаждении дополнительно выделяются более крупные вторичные карбиды. Поэтому микротвердость матрицы стали снижается до 4900 МПа. Аналогично изменяется плотность и микротвердость прессовок из смеси порошков PX – HСХ23 + Cu, PX – HСХ23 + Ni, PX – HСХ23 + Cu + Ni. В частности, пористость формовок из механоактивированной шихты PX – HСХ23 + Cu + Ni, прессованных при  $P = 600$  МПа ( $\Pi=25\%$ ), после спекания в ДА составила около 23% (рис. 3, б, кривая 4), а в вакууме она снизилась до 20% (рис. 3, в, кривая 4).

Микротвердость в переходной зоне биметаллических образцов исходной пористостью 18–24% с разным химическим составом рабочего слоя также зависит от условий спекания (рис. 4). После спекания образцов в ДА при 1120°C с выдержкой 1,5 ч в разных зонах межслойных границ в зависимости от содержания в шихте порошка никеля и меди HV0,05 изменяется в пределах от 2800 до 3200 МПа (рис. 4, кривые 1 и 2). В процессе спекания в вакууме хром и другие металлы более активно диффундируют в железо, микротвердость матрицы в переходной зоне биметаллических образцов плавно снижается до 2000–2200 МПа (рис. 4, кривые 3 и 4).

Для изучения влияния режима механоактивации и химического состава шихты исследуемых материалов на диффузионный массоперенос в переходной зоне проводили элементный анализ распределения компонентов в различных участках межслойных границ биметаллических цельнопрессованных образцов. При этом концентрацию компонентов определяли как по среднестатистическим значениям, полученных в отдельных точках, так и по результатам картирования.

На рис. 5, 6 показано распределение компонентов на одном участке переходной зоны биметаллических образцов из механоактивированного порошка PX-HCX23 без добавок и с добавками никеля и меди, а также распыленного порошка ПЖРВ 2.200.28 после спекания в ДА при 1120°C, 1,5 ч.

Нужно отметить, что на фотографиях микроструктуры межслойных границ (рис. 5, а и 6, а) диффузионная зона имеет более светлый фон, а фазы, имеющие более высокий средний атомный вес, окрашены в более темные тона. На участках картирования на рис. 6 более темный фон имеют карбиды хрома (в), молибдена (г) и вольфрама (д). Это подтверждают и кривые распределения компонентов в сплаве и переходной зоне.

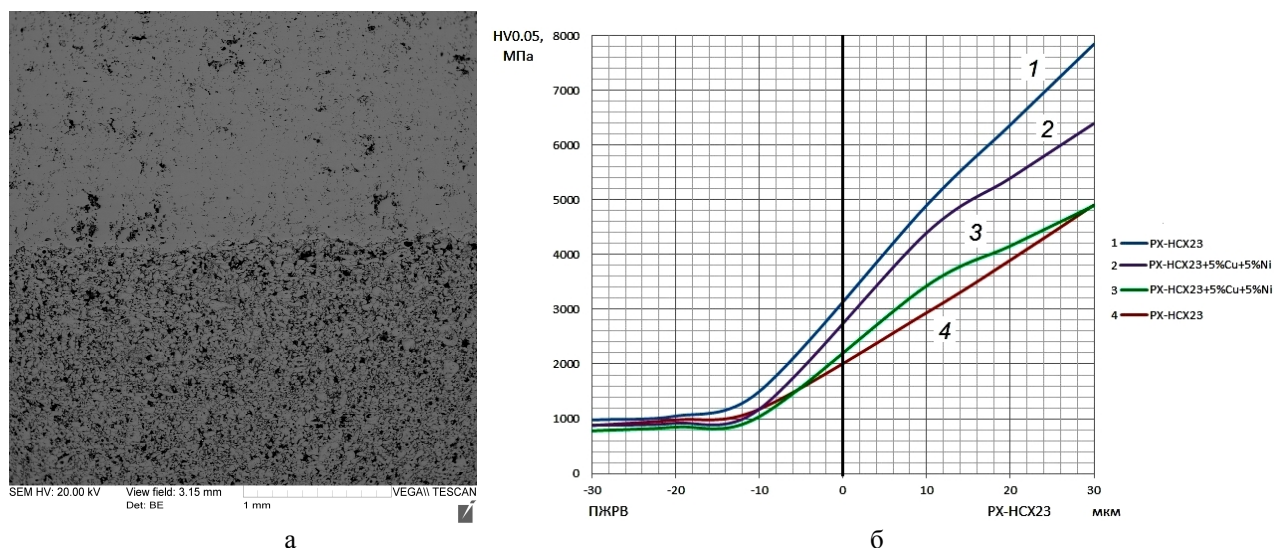


Рис. 4. Микроструктура межслойной границы (а) и влияние химического состава шихты на микротвердость в переходной зоне биметаллических материалов (б) из порошков PX – HСХ23 (с добавками и без них) при спекании в ДА (1, 2) и вакууме (3, 4)

Fig. 4. Microstructure of the interlayer boundary (a) and the effect of the chemical composition of the charge on microhardness in the transition zone of bimetallic materials (б) from PX-HCX23 powders (with and without additives) during sintering in DA (1, 2) and in vacuum (3, 4)

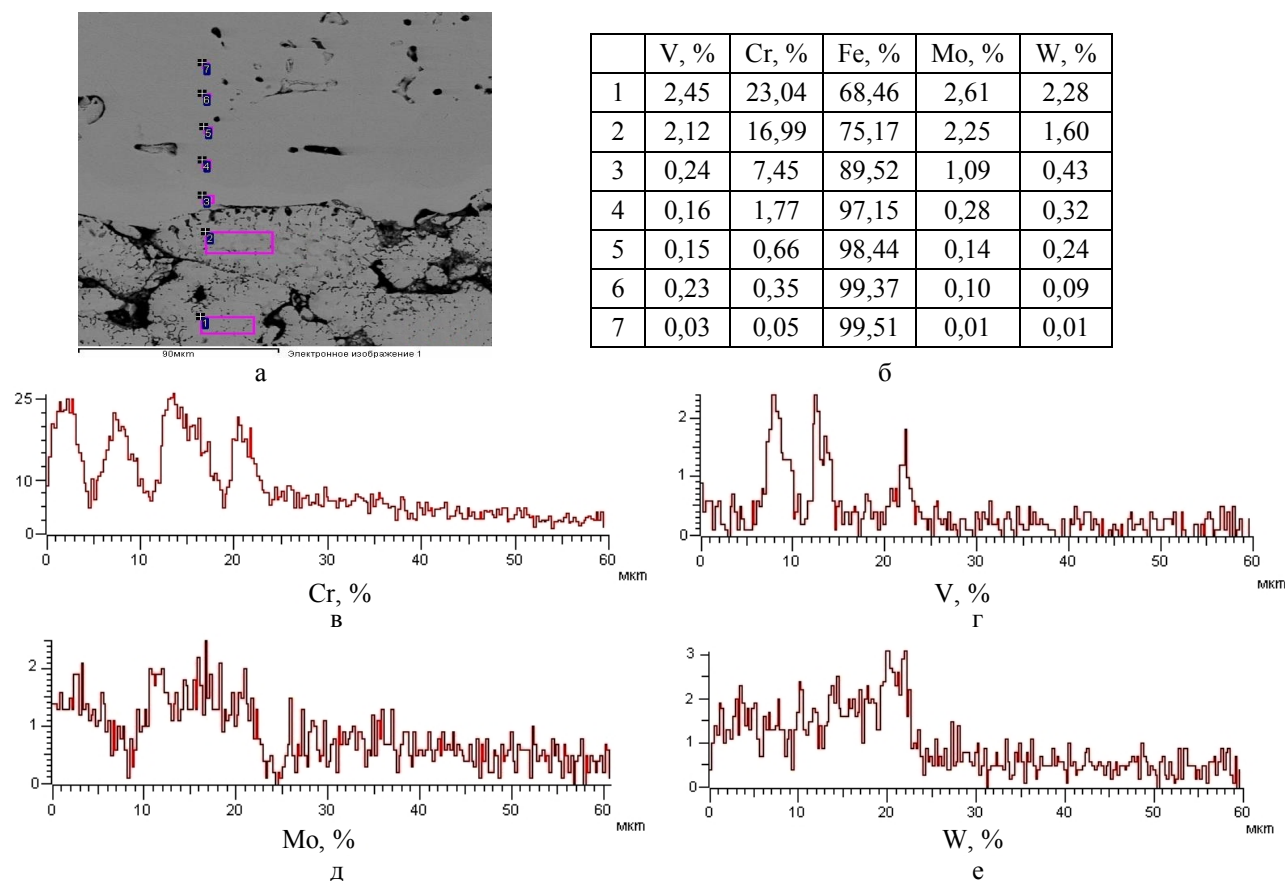
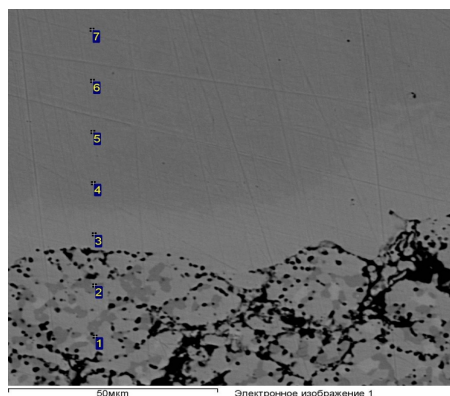


Рис. 5. Микроструктура (а), распределение компонентов (масс. %) в разных точках (б) и концентрация элементов (ат. %) по результатам картирования (в – Cr; г – V; д – Mo; е – W) на межслойной границе биметаллического образца

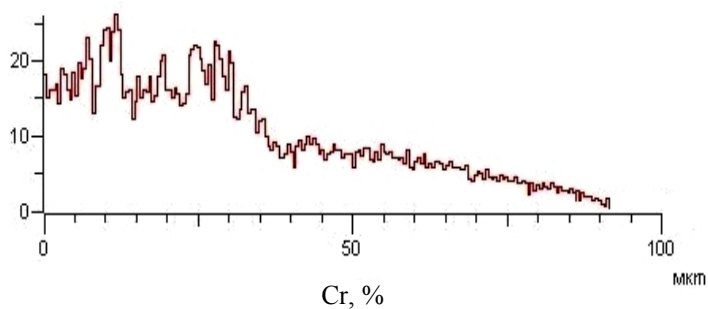
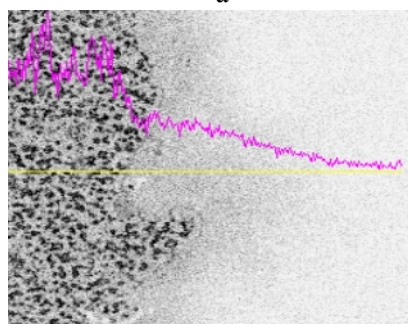
Fig. 5. Microstructure (a), distribution of components (wt.%) at different points (б) and concentration of elements (at.%) according to the results of mapping (в is Cr; г is V; д is Mo; е is W) at the interlayer boundary of the bimetallic sample



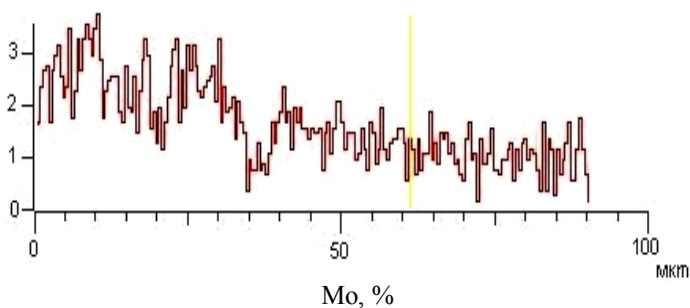
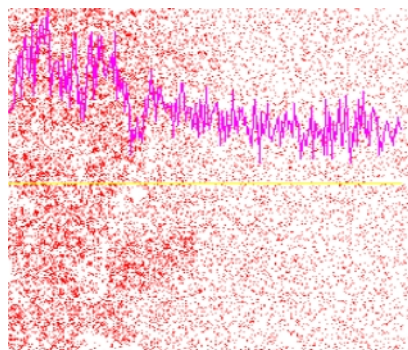
а

	V, %	Cr, %	Fe, %	Ni, %	Cu, %	Mo, %	W, %
1	1,89	23,08	65,86	4,45	3,12	2,95	1,96
2	0,79	12,57	74,91	2,25	1,85	1,82	1,50
3	0,21	7,21	86,89	1,37	1,84	1,10	0,92
4	0,08	1,68	97,70	0,91	1,05	0,27	0,22
5	0,08	0,96	97,96	0,31	0,14	0,19	0,17
6	0,06	0,47	98,76	0,04	0,07	0,10	0,08
7	0,04	0,19	99,16	0,01	0,02	0,04	0,01

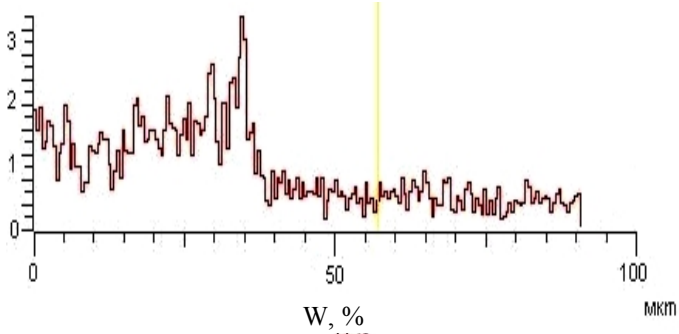
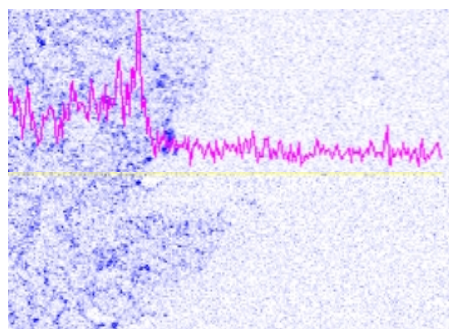
б



в



г



д

Рис. 6. Микроструктура (а), распределение компонентов (масс. %) в разных точках (б) и концентрация элементов (ат.%) по результатам картирования (в – Cr; г – Mo; д – W) на межслойной границе биметаллического образца

Fig. 6. Microstructure (a), distribution of components (wt.%) at different points (б) and concentration of elements (at.%) according to the results of mapping (в is Cr; г is Mo; д is W) at the interlayer boundary of the bimetallic sample



По результатам исследований построены концентрационные кривые распределения компонентов в переходной зоне исследуемых биметаллических образцов (рис. 7). Ширина диффузионной зоны Сг на межслойных границах биметаллических образцов после спекания при 1120°C в течение 1,5 ч составила около 55–60 мкм. В случае совместного добавления в шихту из порошка быстрорежущей стали 5% Cu и 5% Ni она достигает 80–110 мкм, а при введении в шихту только Ni ее ширина составляет 40–45 мкм (см. рис. 7). Эти данные показывают, что после совместного введения порошков меди и никеля они, взаимно растворяясь в процессе спекания, активируют процессы диффузии железа и хрома в переходной зоне. Легирование только никелем приводит к тому, что он связывает хром, образуя твердый раствор сложного состава.

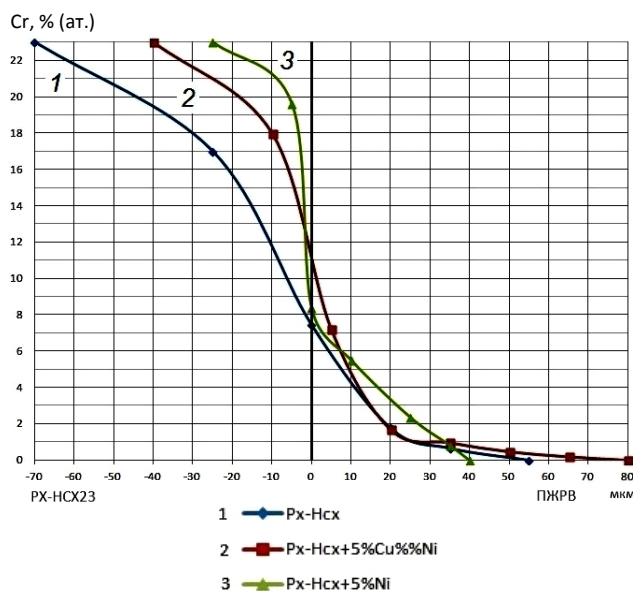


Рис. 7. Концентрационные кривые распределения хрома на межслойных границах биметаллических образцов без добавок (1), с добавками в шихту порошков никеля и меди (2), с добавками только никеля (3)

Fig. 7. Concentration curves of the distribution of chromium at the interlayer boundaries of bimetallic samples without additives (1), with additives of nickel and copper powders to the charge (2), only nickel additives (3)

Для снижения погрешности расчета коэффициентов взаимной диффузии компонентов  $\tilde{D}$  в переходной зоне проводили сглаживание концентрационных кривых на основе статистической обработки результатов картирования 4–5 зон каждого образца. По полученным кривым

определяли  $\tilde{D}$  графическим методом Матано [16]. Этот метод позволяет относительно точно количественно оценивать значения  $\tilde{D}$  при концентрациях компонентов в пределах от 10 до 90% (ат.%). Анализ результатов эксперимента позволяет заключить, что при добавлении только никеля в шихту из механоактивированных порошков быстрорежущей стали PX-HCX23 он активно растворяется в матрице, образуя с хромом твердый раствор, т.е. никель блокирует диффузию хрома в железо. Если в шихте содержится одновременно и медь, и никель, то после механоактивации они не только интенсивно неограниченно взаимно растворяются друг в друге, т.к. имеют изоморфное кристаллическое строение, но и активируют взаимную диффузию хрома и никеля.

Ранее показано, что зависимость коэффициентов взаимодиффузии компонентов от концентрации в парах из чистых металлов заметно выше, чем парах из их сплавов [16]. Анализ полученных результатов проведенных исследований также подтверждает, что на диффузионный массоперенос существенно влияют такие факторы, как способ активации порошков, химическое сродство компонентов, плотность и характер распределения неравновесных вакансий, обусловленные прежде всего объемом и конфигурацией пор и др.

В качестве примера в данной работе приведены значения коэффициентов взаимной диффузии Fe и Cr в переходной зоне биметаллических образцов различного химического состава. Авторами [17] установлено, что при спекании формовок из гетерогенных порошковых смесей, содержащих Fe и Cr, коэффициент их взаимной диффузии зависит от концентрации хрома и имеет при температуре спекания 1200°C максимальное значение  $(2,5–5,0) \cdot 10^{-12} \text{ м}^2/\text{с}$  при содержании в смеси около 10–15% Cr (ат.). В исследуемых диффузионных парах наибольшие значения коэффициентов взаимной диффузии при 1120°C  $\tilde{D}_{\text{Fe-Cr}} = (4,5–5,0) \cdot 10^{-14} \text{ м}^2/\text{с}$  получены при содержании хрома около 15–20% (ат.) (рис. 8, кривая 1).

После одновременного введения в шихту меди и никеля коэффициенты взаимной диффузии хрома и железа несколько снижаются (рис. 8, кривая 2). В частности, если содержание хрома в шихте составляет 8–12 % (ат.), то  $\tilde{D}_{\text{Fe-Cr}}$  снизился до  $(2,5–3,6) \cdot 10^{-14} \text{ м}^2/\text{с}$ . С уменьшением кон-



центрации хрома в сплаве до 5,0–10 % (ат.), в обоих случаях  $\tilde{D}_{\text{Fe-Cr}}$  плавно снижается до  $(2,0\text{--}3,0) \cdot 10^{-14} \text{ м}^2/\text{с}$ . В случае добавления только никеля в шихту, содержание хрома 5,0–15,5% (ат.) на коэффициент  $\tilde{D}_{\text{Fe-Cr}}$  в переходной зоне влияния практически не оказывает (рис. 8, кривая 3).

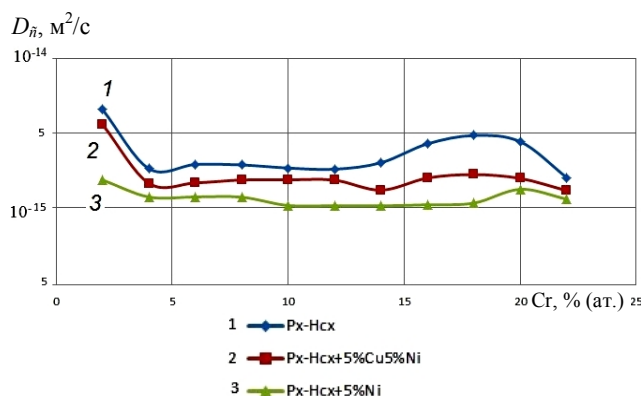


Рис. 8. Зависимость коэффициента взаимной диффузии от концентрации хрома: без введения легирующих элементов в шихту (1); с добавлением в шихту по 5% (масс.) Cu и Ni (2); с добавлением в шихту только 5% (масс.) Ni (3)

Fig. 8. Dependence of the coefficient of mutual diffusion on the concentration of chromium: without adding alloying elements to the charge (1); with the addition of 5% (wt.) of Cu and Ni to the charge (2); with the addition of only 5% (wt.) of Ni to the charge (3)

В качестве примера в таблице приведены результаты испытаний на растяжение некоторых биметаллических образцов с пористостью 19–27% из порошков железа и быстрорежущей стали после спекания в ДА и вакууме. Предел прочности  $\sigma_b$  и относительное удлинение  $\delta$  спекленных в вакууме образцов одинакового состава и пористости существенно выше в сравнении с образцами, спекленными в ДА. Температура и время спекания в меньшей степени влияют на  $\sigma_b$  и  $\delta$ . Эти величины существенно зависят от структуры материала быстрорежущей стали. Экспериментально установлено, что при спекании сплавов в вакууме формируется достаточно однородная структура с равномерным распределением карбидов и упрочненной матрицей. В образцах, спекленных в ДА, структура неоднородная, только частично протекает межчастичное сращивание частиц быстрорежущей стали. Поэтому биметаллические образцы, спекленные в ДА, разрушаются в основном по материалу быстрорежущей стали.

Таблица. Результаты испытаний спекленных биметаллических образцов из исследуемых материалов на растяжение

Table. Tensile tests of sintered bimetallic specimens from the materials under study

Химический состав и пористость образцов	Режим и среда спекания	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
PX-HCX23-ПЖРВ, П = 26–27%	1150°C, 1,5 ч в (ДА)	112–184	1,6–2,6
PX-HCX23+5%Cu+5%Ni-ПЖРВ, П=23–24 %	1150°C, 1,5 ч в (ДА)	150–210	2,6–2,9
PX-HCX23-ПЖРВ, П = 23–24 %	1150°C, 1,5 ч (Вакуум)	430–601	2,8–4,0
PX-HCX23+5%Cu+5%Ni-ПЖРВ, П= 19–20 %	1150°C, 1,5 ч (Вакуум)	475–680	3,5–4,4

### Заключение

1. Установлено, что механоактивация распыленных порошков быстрорежущих сталей не способствует росту плотности прессовок. Добавки в шихту порошков пластичных металлов (никеля и меди) улучшают их формуемость, но незначительно повышает плотность и микротвердость материала.

2. Выявлены закономерности структурообразования межслойных границ и рабочих слоев при спекании цельнопрессованных биметаллических образцов. Показано, что на структурообразование и диффузионный массоперенос на межслойных границах существенно влияют способ активации порошков и состав шихты, сродство компонентов, режимы и условия спекания. В зависимости от содержания в шихте порошка никеля и меди микротвердость переходной зоны изменяется в пределах от 2800 до 3200 МПа.

3. Построены концентрационные кривые распределения компонентов в межслойных границах биметаллических образцов различного химического состава, приведены значения коэффициентов взаимодиффузии Fe и Cr в переходной зоне. Выявлено, что после совместного введения порошков меди и никеля они, взаимно растворяясь в процессе спекания, активируют процессы диффузии железа и хрома в переходной зоне. Легирование только никелем приводит к тому, что он связывает хром, образуя твердый раствор сложного состава.

4. Показано, что механические свойства спекленных биметаллических образцов с рабочим слоем на основе распыленных порошков быстрорежущих сталей существенно зависят от условий спекания. После спекания в вакууме предел прочности в переходной зоне и относительное удлинение образца возрастают в 1,5–2,0 раза по сравнению с образцами, спекленными в ДА.

Список литературы

1. Принципы расчета параметров работы планетарной мельницы, обеспечивающих получение шихт с требуемыми технологическими свойствами / Дорофеев Ю.Г., Волжин Д.Б., Мирошников В.И., Бабетц А.В. // Порошковые и композиционные материалы. Структура, свойства, технология: сб. науч. тр. / Юж.-Рос. гос. техн. ун-т им. М.И. Платова. Новочеркасск: ЮРГТУ, 2001. С. 72–76.
2. The quality of hot-stamped powder carbide steel / Y.G. Dorofeev, V.Y. Dorofeev, L.I. Svistun, G.G. Serdyuk // Steel in Translation, 2013. Vol. 43. № 5. Pp. 331–334.
3. Свистун Л.И., Павлыго Т.М., Дмитренко Д.В. Технология горячей штамповки порошков карбидосталей типа легированная сталь – карбид // Технология металлов. 2009. № 6. С. 30–36.
4. Прюммер Р. Обработка порошкообразных материалов взрывом. М.: Мир, 1990. 124 с.
5. 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. // Изв. вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2018. № 2. С. 23–34.
6. 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 Encontro Científico de Física Aplicada. Serra, ES, Brazil, 2016, pp. 59–61.
7. Heat Treatment of Sintered Valve Seat Inserts / M.P. Gomes, I. Santos, C.P. Couto, E.G. Betini, L.A.M. Reis, C.S. Mucsi, M. Colosio, J.L. Rossi // Materials Research, 2018, pp. 1–10.
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. Sintering of AISI M2 high-speed steel with the addition of NbC / Wentzcovitch A., Ambrozio Filho F., Silva L.C.E., Neves M.D.M. // Materials Science Forum, 2012, pp. 90–95.
10. Machining. P/M High-Speed Tool Steels / Pinnow K.E., Stasko W. // ASM Handbook, 1995, pp. 127–145.
11. 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., Ehira A., Toriumi M. // SAE Technical Paper in United States. 1998.
12. Kawata H., Maki K. Development of high performance valve seat insert materials for gas engines // Powder Metallurgy Technology, 2011, pp. 64–65.
13. Basshuysen R., Schäfer F. Internal Combustion Engine. Basics, Components, Systems, and Perspectives // Handbook. Warrendale, PA, 2004. pp. 174–182.
14. Contact Interaction Peculiarities at the Boundary of Layers of Structural Steel – High-Speed Steel Hot-Forged Powder Bimetal / Dorofeyev Yu. G., Dorofeyev V. Yu., Babets A. V., Bessarabov E. N., Romanova O. N., Sviridova A. N. // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2018. Vol. 59. No 6. Pp. 643–652.
15. Порошковые горячештапованные биметаллы железографит-карбидосталь, технология получения, структура, свойства / Бессарабов Е.Н., Дорофеев Ю.Г., Дорофеев В.Ю., Ганшин А.В. // Известия вузов. Северо-Кавказский регион. Технические науки. 2014. № 3. С. 54–58.
16. Процессы взаимной диффузии в сплавах / Боровский И.Б., Гуров К.П., Марчукова И.Д., Урасте Ю.Э. М.: Наука, 1973. 359 с.
17. Perederi V.G., Gasanov B.G., Sirotin P.V. Determination Features of the Component Diffusion Coefficient of the Fe-Cr-Ni-Gr Powder Systems Sintering. Materials Science Forum, 2016. 870 p.

References

1. Dorofeev Yu.G., Volzhin D.B., Miroshnikov V.I., Babets A.V. Principles of calculating the parameters of the planetary mill, ensuring the production of charges with the required technological properties. *Poroshkovye i kompozitsionnye materialy. Struktura, svoystva, tekhnologiya. Sb. nauch. tr.* [Powder and composite materials. Structure, properties, technology. Proceedings]. Novocherkassk: Platov South-Russian State Technical University, 2001, pp. 72–76. (In Russ.)
2. Dorofeev Y.G., Dorofeev V.Y., Svistun L.I., Serdyuk G.G. The quality of hot-stamped powder carbide steel. Steel in Translation, vol. 43, no. 5, pp. 331–334 (2013).
3. Svistun L.I., Pavlygo T.M., Dmitrenko D.V. Technology of hot stamping of carbide steel powders of the alloy steel–carbide type. *Tekhnologiya metallov* [Technology of Metals], 2009, no. 6, pp. 30–36. (In Russ.)
4. Prümmer R. *Obrabotka poroshkoobraznykh materialov vzryvom* [Processing of powdery materials by explosion]. Moscow: Mir, 1990, 124 p. (In Russ.)
5. Gasanov B.G., Perederiy V.G., Efimov A.D., Baev S.S. Influence of a two-stage sintering schedule on the structure formation and properties of solid pressed iron-based bimetallic materials. *Izv. vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsionalnye pokrytiya* [Universities' Proceedings. Powder Metallurgy and Functional Coatings], 2018, no. 2, pp. 23–34. (In Russ.)
6. 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 7th Encontro Científico de Física Aplicada. Serra, ES, Brazil, 2016, pp. 59–61.
7. Gomes M.P., Santos I., Couto C.P., Betini E.G., Reis L.A.M., Mucsi C.S., Colosio M., Rossi J.L. Heat treatment of sintered valve seat inserts. Materials Research, pp. 1–10 (2018).
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. Wentzcovitch A., Ambrozio Filho F., Silva L.C.E., Neves M.D.M. Sintering of AISI M2 high-speed steel with the addition of NbC. Materials Science Forum, 2012, pp. 90–95.

10. Pinnow K.E., Stasko W. Machining. P/M high-speed tool steels. ASM Handbook, pp. 127–145 (1995).
11. 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).
12. Kawata H., Maki K. Development of high performance valve seat insert materials for gas engines. Powder Metallurgy Technology, pp. 64–65 (2011).
13. Basshuysen R., Schäfer F. Internal combustion engine. Basics, components, systems, and perspectives. Handbook. Warrendale, PA, pp. 174–182 (2004).
14. Dorofeyev Yu.G., Dorofeyev V.Yu., Babets A.V., Bessarabov E.N., Romanova O.N., Sviridova A.N. Contact interaction peculiarities at the boundary of layers of structural steel – high-speed steel hot-forged powder bimetal. Russian Journal of Non-Ferrous Metals, vol. 59, no. 6, pp. 643–652 (2018).
15. Bessarabov E.N., Dorofeev Yu.G., Dorofeev V.Yu., Ganshin A.V. Powder hot-stamped bimetal iron-graphite-carbidosteel, production technology, structure, properties. *Izvestiya vuzov. Severo-Kavkazskiy region. Tekhnicheskie nauki* [Universities' Proceedings. North Caucasian Region. Technical Sciences], 2014, no. 3, pp. 54–58. (In Russ.)
16. Borovskiy I.B., Gurov K.P., Marchukova I.D., Ugaste Yu.E. *Protsessy vzaimnoy diffuzii v splavakh* [Processes of mutual diffusion in alloys]. Moscow: Nauka, 1973, 359 p. (In Russ.)
17. Perederi V.G., Gasanov B.G., Sirotin P.V. Determination features of the component diffusion coefficient of the Fe-Cr-Ni-Gr powder systems sintering. Materials Science Forum, 870 p. (2016).

Поступила 24.02.2021; принята к публикации 10.03.2021; опубликована 28.06.2021  
Submitted 24/02/2021; revised 10/03/2021; published 28/06/2021

**Гасанов Бадрудин Гасанович** – доктор технических наук, профессор,  
ЮРГПУ (НПИ) им. 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,  
ЮРГПУ (НПИ) им. М.И. Платова, г. 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