

УДК 621.762.4:621.891.620

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-23-34

## Влияние режима двухступенчатого спекания на структурообразование и свойства порошковых цельнопрессованных биметаллических материалов на основе железа

© 2018 г. **Б.Г. Гасанов, В.Г. Передерий, А.Д. Ефимов, С.С. Баев**

Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ)  
им. М.И. Платова (ЮРГПУ), г. Новочеркасск

Статья поступила в редакцию 30.01.18 г., доработана 26.03.18 г., подписана в печать 30.03.18 г.

Обоснована актуальность и эффективность получения биметаллических материалов на основе железа двухступенчатым изотермическим спеканием, позволяющим на первой стадии формировать структуру основы изделий, а на второй – активизировать диффузионные процессы только в износостойком слое, что исключает появление зон с высокой пористостью и хрупкими включениями на межслойных границах, характерных для порошковых материалов, легированных карбидами, нитридами и боридами. На основе анализа решений уравнений диффузии в двухкомпонентных гетерогенных порошковых системах предложен вариант определения времени и температуры гомогенизирующего спекания биметаллических материалов с учетом гранулометрического состава порошков, концентрации и парциальных коэффициентов диффузии компонентов, насыпной плотности шихты, исходной и конечной пористости изделий. Экспериментально установлено, что наилучшим сочетанием твердости, износостойкости и прочности на радиальное сжатие обладают биметаллические материалы, содержащие в шихте износостойкого слоя 15–20 мас.% карбида хрома, 20–25 мас.% феррохрома и остальное – железо, после спекания на первой стадии в камерной печи в защитной среде при температуре 1150–1180 °С с выдержкой 1,5–2,0 ч, а на второй – в индукционной печи при 1350–1370 °С в течение 25–35 с со скоростью нагрева 450–470 °С/с. Показаны особенности структурообразования межслойных границ и износостойкого слоя при двухступенчатом спекании цельнопрессованных биметаллических материалов. Установлено, что при высокотемпературном спекании нагревом токами высокой частоты (8 или 16 кГц) на второй стадии глубина диффузии хрома из износостойкого слоя в матрицу составляет 120–130 мкм, концентрация Cr в различных точках межслойных и межчастичных границ изменяется в пределах 1–30 мас.%, что обеспечивает формирование переходного слоя со структурой, состоящей из ферритно-аустенитной матрицы с равномерно распределенными по объему мартенситными колониями и дисперсными частицами карбидов феррохрома типа  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ ,  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_4$  и  $(\text{Cr,Fe})_3\text{C}_2$ .

**Ключевые слова:** биметаллический материал, износостойкий слой, двухступенчатое спекание, индукционный нагрев, диффузионные процессы, структурообразование, функциональные свойства.

**Гасанов Б.Г.** – докт. техн. наук, профессор кафедры «Международные логистические системы и комплексы» ЮРГПУ (НПИ) (346428, г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 132). E-mail: gasanov.bg@gmail.com.

**Передерий В.Г.** – докт. техн. наук, проф., ректор ЮРГПУ (НПИ). E-mail: rektorat@npi-tu.ru.

**Ефимов А.Д.** – канд. техн. наук, доцент, зав. кафедрой «Международные логистические системы и комплексы» ЮРГПУ (НПИ). E-mail: e1984ad@mail.ru.

**Баев С.С.** – аспирант кафедры «Международные логистические системы и комплексы» ЮРГПУ (НПИ). E-mail: baiev93@mail.ru.

**Для цитирования:** Гасанов Б.Г., Передерий В.Г., Ефимов А.Д., Баев С.С. Влияние режима двухступенчатого спекания на структурообразование и свойства порошковых цельнопрессованных биметаллических материалов на основе железа // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. No. 2. С. 23–34.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-23-34.

Gasanov B.G., Perederiy V.G., Efimov A.D., Baev S.S.

### ***Influence of the two-stage sintering mode on structure formation and properties of powdered all-pressed bimetallic iron-based materials***

The paper justifies the urgency and efficiency of obtaining bimetallic iron-based materials by two-step isothermal sintering to enable forming the structure of the product bases at the first stage and activating diffusion processes in the wear-resistant layer only at the second stage to eliminate any high-porosity areas and brittle inclusions at interlayer boundaries typical for powder materials doped with carbides, nitrides and borides. The analysis of equation solutions for diffusion in two-component heterogeneous

powder systems made it possible to propose an option for determining the time and temperature of homogenizing sintering of bimetallic materials taking into account grain-size distribution of powders, concentration and partial diffusion coefficients of components, charge bulk density, initial and final porosity of the products. Experiments proved that bimetallic materials containing 15–20 wt.% of chromium carbide, 20–25 wt.% of ferrochromium and iron as the rest component in the wear-resistant layer charge have the best combination of hardness, wear resistance and radial compression strength after sintering in a chamber furnace in protective medium at 1150–1180 °C with a holding time of 1,5–2,0 hours at the first stage, and in an induction furnace at 1350–1370 °C for 25–35 s with a heating rate of 450–470 °C/s at the second stage. Structure formation peculiarities of the interlayer boundaries and wear-resistant layer during two-step sintering of all-pressed bimetallic materials are shown. It is found that for high-temperature sintering by high-frequency (8 or 16 kHz) heating at the second stage, the depth of chromium diffusion from the wear-resistant layer to the matrix is 120–130 µm, and Cr concentration in various points of interlayer and interparticle boundaries varies between 1 and 30 wt.% thus allowing formation of a transition layer with a structure consisting of a ferritic-austenitic matrix with martensitic colonies and dispersed particles of  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ ,  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  and  $(\text{Cr,Fe})_3\text{C}_2$  ferrochromium carbides uniformly distributed over the volume.

**Keywords:** bimetallic material, wear-resistant layer, two-stage sintering, induction heating, diffusion processes, structure formation, functional properties.

**Gasanov B.G.** – Dr. Sci. (Tech.), Professor, Department of international logistic systems and complexes, Platov South-Russian State Polytechnic University (SRSPU). (346428, Russia, Novocherkassk, Prosveshcheniya str., 132). E-mail: gasanov.bg@gmail.com.

**Perederiy V.G.** – Dr. Sci. (Tech.), Professor, Rector of SRSPU. E-mail: rektorat@npi-tu.ru.

**Efimov A.D.** – Cand. Sci. (Tech.), Associate professor, Head of Department of international logistics systems and complexes, SRSPU. E-mail: e1984ad@mail.ru.

**Baev S.S.** – Postgraduate student, Department of international logistics systems and complexes, SRSPU. E-mail: baiev93@mail.ru.

**Citation:** Gasanov B.G., Perederiy V.G., Efimov A.D., Baev S.S. Vliyanie rezhima dvukhstupenchatogo spekaniya na strukturoobrazovanie i svoystva poroshkovykh tsel'noпрессованных bimetallicheskih materialov na osnove zheleza. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2018. No. 2. P. 23–34.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-2-23-34.

## Введение

Кинетические особенности формирования структуры и свойств биметаллических и многослойных материалов, полученных различными методами, опубликованы во многих известных работах [1–5]. Особое внимание в последнее время уделяется разработке инновационных способов нанесения металлических, металлокерамических и металлоорганических покрытий с заданными функциональными свойствами [6–9], а также совершенствованию методов физического, химического и механического воздействий на материалы и изделия из них для повышения эксплуатационных и технологических характеристик [10–15]. Однако ограниченная толщина покрытий и нестабильные свойства границ матрица–покрытие не всегда позволяют применять существующие методы для получения износостойких покрытий на тяжело нагруженные изделия.

Как правило, при разработке технологий получения порошковых износостойких материалов или покрытий применяют гетерогенные смеси, содержащие карбиды, бориды и нитриды переходных металлов [16, 17]. Использование таких соединений, например при производстве карбидоста-

лей, объясняется их высокой твердостью и низкой стоимостью по сравнению с вольфрамом, молибденом, титаном, ванадием и хромом [18, 19]. Однако при высокотемпературном гомогенизирующем спекании биметаллических прессовок и слоистых материалов из гетерогенных смесей разного состава возникают технологические трудности, ухудшаются свойства матрицы и межслойных границ из-за протекания межчастичной собирательной рекристаллизации, образования хрупких включений, появления диффузионных пор и других дефектов типа подкорочной пористости или рыхлости [19, 20].

Кроме этого, в настоящее время отсутствуют общепринятые методы расчета параметров высокотемпературного спекания порошковых прессовок (сплавов) из гетерогенных смесей, позволяющие выбрать такие режимы процесса, при которых можно было бы обеспечить заданную концентрацию компонентов в структурно-составляющих сплавах.

Цель работы состояла в исследовании кинетики структурообразования порошковых цельнопрессованных биметаллических изделий с про-

гнозируемым химическим составом и требуемыми свойствами матрицы, переходной зоны и износостойкого слоя, а также разработке методики расчета основных параметров двухступенчатого спекания на основе анализа решений уравнений диффузии в пористых системах.

## Методика исследований

Двухслойные кольцевые образцы с наружным износостойким слоем из гетерогенной смеси изготавливали статическим холодным прессованием на специальной оснастке из порошков железа (ПЖВ 3-160), смеси порошков железа, карбида хрома ( $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ) и углеродистого феррохрома ФХ-650. Прессовки с исходной пористостью 15–20 % спекали на первой стадии в камерной печи при температуре 1150–1180 °С в течение 1–2 ч в защитной среде, а на второй — в индукторе на специальной лабораторной установке нагрева током высокой частоты (ТВЧ) — 8 или 16 кГц.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-2 по методике, описанной в работе [21]. Для микрорентгеноспектрального анализа использовали растровый электронный микроскоп Quanta 200 с разрешающей способностью 5 нм, оснащенный рентгеновским микроанализатором EDAX GENESIS, ЭВМ и соответствующим программным обеспечением. Микроструктурный анализ выполняли на оптическом металлографическом микроскопе Epiquant. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 при нагрузках 50 и 120 г. Испытания кольцевых образцов на радиальное сжатие осуществляли согласно ГОСТ 26528-85 на гидравлическом прессе со скоростью нагружения 20 МПа/с [22]. Погрешность измерения и расчета предела прочности на сжатие не превышала  $\pm 1,4$  МПа. Износостойкость определяли при контактном трении о закаленную сталь У8 (54-56 HRC) при скоростях 0,5 и 1,0 м/с и удельной нагрузке 1,05 и 2,5 МПа; путь трения — 1000 м, погрешность  $\pm(3,5 \div 4,0)$  %.

Анализ решений уравнений диффузии для порошковых беспористых смесей показывает, что в процессе спекания при высокой температуре характер распределения компонентов в твердых растворах вдоль любой координатной линии близок к синусоидальному, а в каждой отдельной частице концентрация диффузанта изменяется монотонно от поверхности контакта к середине [23]. Время гомогенизации при этом является константой для

данной порошковой смеси при требуемых температурах, химическом и гранулометрическом составе порошков. Поэтому допускали, что переход от исходной концентрации диффузанта в частице компонента  $A$  ( $c_A^0$ ) к заданной ( $\bar{c}_A$ ) в любой точке частицы компонента  $B$  при спекании прессовок в течение времени  $t$  можно описать следующим выражением:

$$c_A^0 - \bar{c}_A = A_{ijk} \cos \frac{2\pi\chi}{\ell} \exp(-t/t_r). \quad (1)$$

Здесь  $A_{ijk}$  — коэффициенты Фурье;  $\chi$  — координаты выбранной точки в частице компонента  $B$ ;  $t_r$  — время гомогенизации;  $\ell$  — расстояние между конкретными частицами компонентов  $A$  и  $B$ .

В частности,  $A_{000} = 2a/(\pi b) \sin(\pi a/b)$ ,

$$t_r = \frac{\bar{\ell}_c^2}{\Phi \pi^2 \tilde{D}}, \quad (2)$$

где  $a$  и  $b$  — размеры частиц компонентов  $A$  и  $B$ ;  $\Phi$  — функция, зависящая от начальных и граничных условий при решении уравнений диффузии;  $\bar{\ell}_c$  — среднее расстояние между центрами частиц компонентов  $A$  и  $B$ ;  $\tilde{D}$  — коэффициент их взаимной диффузии (по Даркену  $\tilde{D} = c_B \tilde{D}_A + c_A \tilde{D}_B$ ).

Порошковые системы характеризуются высокой плотностью неравновесных дефектов, которые не учитываются при определении традиционными способами химических коэффициентов диффузии  $i$ -го компонента  $\tilde{D}_i$  (или констант  $D_0$  и  $Q$ ). Отличие коэффициентов диффузии при спекании порошковых гетерогенных систем обусловлено не только повышением плотности точечных, линейных и поверхностных дефектов при формовании прессовок, но и тем, что порошки имеют такие линейные размеры и развитую поверхность, при которых эффекты, связанные с искривленностью границ в межчастичных контактах и на поверхности пор, могут оказаться значительными. Это существенно повышает подвижность диффундирующих атомов и, соответственно, влияет на время гомогенизации. Поэтому использовали другой метод вычисления  $t_r$ , когда вместо  $\tilde{D}$  в формулу (2) подставили коэффициент взаимной диффузии в пористых системах  $\tilde{D}_n$  [24], так как он отражает в большей степени термодинамические характеристики процессов диффузии в прессовках. Тогда

$$t_r = \frac{\bar{\ell}_1^2}{\pi^2 \tilde{D}_n} \alpha_k + \frac{\bar{R}_c^2}{\pi^2 \tilde{D}_A} (1 - \alpha_k). \quad (3)$$

Здесь  $\bar{\ell}_1$  — среднестатистическое расстояние меж-

ду частицами взаимно растворимых компонентов;  $\bar{R}_c$  — условный среднестатистический радиус частиц диффузанта;  $\alpha_k$  — безразмерный коэффициент, равный

$$\alpha_k = \alpha_k^0 + \Delta\alpha_k = \Theta_0^2 \frac{\Theta_0 - \Theta}{1 - \Theta} + \frac{\Theta_0 \Theta (\Theta - \Theta_0)}{1 - \Theta_0}, \quad (4)$$

где  $\alpha_k^0$  — коэффициент, зависящий от исходной ( $\Theta_0$ ) и текущей ( $\Theta$ ) относительной плотности прессовок, а также насыпной плотности шихты ( $\Theta_n$ );  $\Delta\alpha_k$  — приращение указанного коэффициента при спекании.

В процессе прессования порошковой шихты расстояние между центрами частиц изменяется. Допуская, что абсолютные степени деформации частиц порошков компонентов со среднестатистическими диаметрами  $d_A$  и  $d_B$  в зоне их контакта одинаковы, получим [24]

$$\bar{\ell}_1 \approx \frac{\bar{d}_A + \bar{d}_B}{2} \left[ 1 - \frac{(\Theta_0 - \Theta_n) \Theta_n}{3(\Theta_0^2 + \Theta_0 \Theta_n + \Theta_n^2)} \right]. \quad (5)$$

Условный радиус частиц компонентов в зоне пор ( $R_c$ ) также зависит от степени деформации металла и, соответственно, пористости прессовок [24]:

$$\bar{R}_c \approx \frac{d_B}{2} \left( 1 + \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{\frac{(\Theta_0 - \Theta_n) \Theta_n}{\Theta_0^2 + \Theta_0 \Theta_n + \Theta_n^2}} \right). \quad (6)$$

Подставляя выражения (4) — (6) в формулу (3), получим

$$t_r = \frac{(\bar{d}_A + \bar{d}_B)^2}{4\pi^2 \tilde{D} (c_A^v c_B^v)^{2/3}} \left( 1 - \frac{S}{3} \right)^2 \alpha_k + \frac{\bar{d}_B^2}{4\pi^2 \tilde{D}_A (c_A^v)^{2/3}} \left( 1 + \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{S} \right)^2 (1 - \alpha_k), \quad (7)$$

где  $c_A^v$  и  $c_B^v$  — объемные концентрации компонентов  $A$  и  $B$ ;  $S$  — приведенная площадь межчастичных контактов:

$$S = \frac{(\Theta_0 - \Theta_n) \Theta_n}{\Theta_0^2 + \Theta_0 \Theta_n + \Theta_n^2}.$$

По уравнениям (1), (3) и (7) было рассчитано время нагрева на каждой стадии спекания при разной температуре для заданных конечных концентраций  $Cr$  в переходной зоне и износостойком слое биметаллических материалов.

## Результаты исследований и их обсуждение

После спекания образцов на второй стадии в индукционной печи ( $\Delta P = 1,1$  кВт,  $f = 8000$  Гц) при  $t = 1350$  °С с выдержкой 25 с микротвердость в зоне межслойных границах изменяется в пределах  $HV = 6,3 \div 4,7$  ГПа в зависимости от содержания в шихте гексагонального карбида хрома (рис. 1, а) или смеси  $Cr_7C_3$  с ферросплавом ФХ-650 (рис. 1, б). Наиболее высокие значения  $HV$  получены при добавлении в шихту 25%<sup>1</sup> $Cr_7C_3$  (рис. 1, а, кр. 3) или смеси 20% $Cr_7C_3$  + (рис. 1, б, кр. 5). Как видно из графиков, приведенных на рис. 1, значения  $HV$  легированного слоя и основы отличаются более чем в 7—9 раз.

Твердость износостойкого слоя ( $HRC$ ), содержащего 15 % ФХ-650, при повышении концентрации  $Cr_7C_3$  в шихте от 15 до 25 % возрастает с 67 до 70 ед., а в случае дальнейшего ее увеличения величина  $HRC$  заметно снижается (см. таблицу).

Коэффициент относительной износостойкости ( $\epsilon$ ) при увеличении содержания в шихте  $Cr_7C_3$  с 15 до 25—26 % возрастает от 0,95 до 1,6, но дальнейшее его повышение приводит к снижению величины  $\epsilon$  (рис. 2, а)

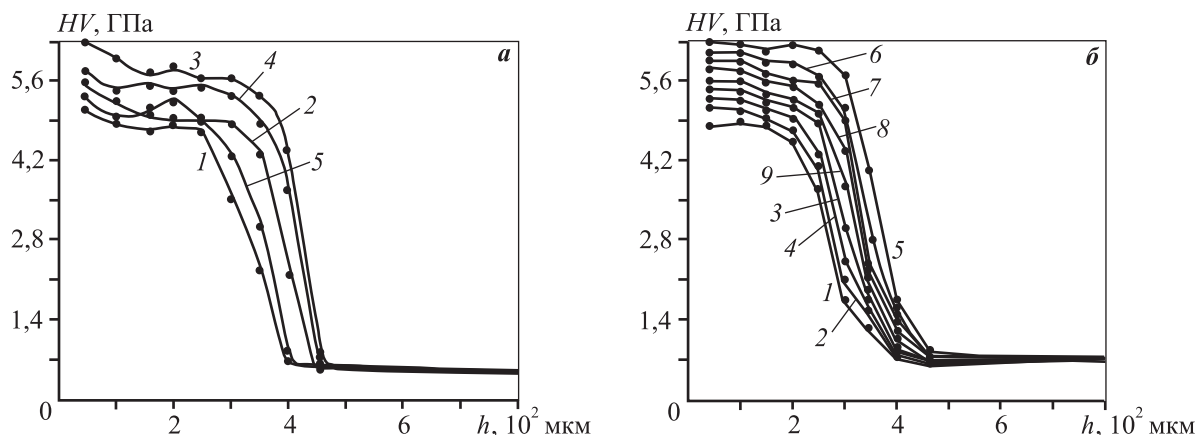
Предел прочности при радиальном сжатии образцов сначала возрастает до 1050 МПа при увеличении концентрации карбида хрома до 25 %, а затем плавно уменьшается (рис. 2, б). В частности, если ввести в шихту 35 %  $Cr_7C_3$ , то он падает до 940—980 МПа.

Если добавить в шихту смесь порошков  $Cr_7C_3$  + ФХ-650, то твердость матрицы наружного слоя возрастает в среднем на 6—8 %, а ширина межслойной зоны увеличивается незначительно. При этом коэффициент относительной износостойкости рабочего слоя ( $\epsilon$ ) и предел прочности при радиаль-

### Влияние химического состава износостойкого слоя на твердость после двухступенчатого спекания и заковки в воде

Состав, мас. %	$HRC$
70Fe + 15 $Cr_7C_3$ + 15ФХ-650	65—67
65Fe + 20 $Cr_7C_3$ + 15ФХ-650	69—70
60Fe + 25 $Cr_7C_3$ + 15ФХ-650	64—66

<sup>1</sup> Здесь и далее по тексту, если не указано иное, содержания компонентов приводятся в мас. %.



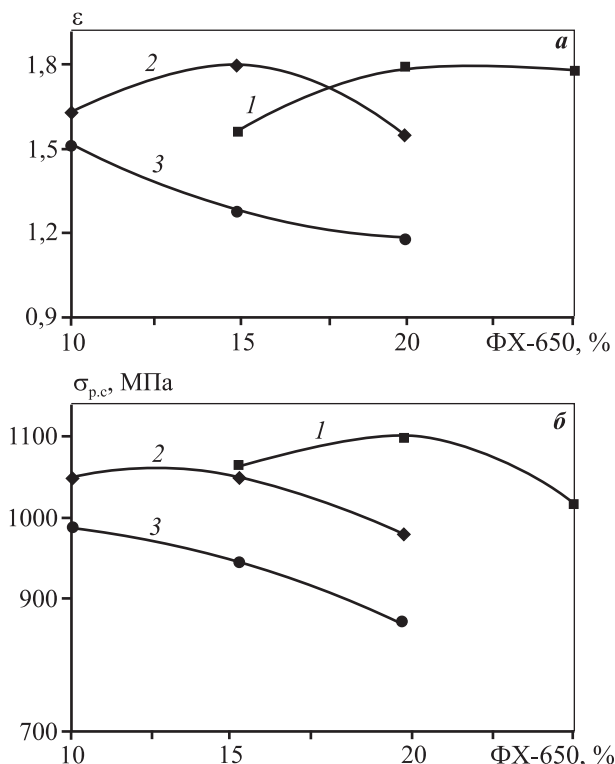
**Рис. 1.** Зависимость микротвердости на межслойной границе биметаллического материала после двухступенчатого спекания и закалки в воде от состава шихты износостойкого слоя, мас.%

**а:** 1 – 85Fe + 15Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, 2 – 80Fe + 20Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, 3 – 75Fe + 25 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, 4 – 70Fe + 30Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, 5 – 65Fe + 35Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>

**б:** 1 – 70Fe + 15Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 15ФХ-650, 2 – 65Fe + 15Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 20ФХ-650, 3 – 60Fe + 15Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 25ФХ-650, 4 – 70Fe + 20Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 10ФХ-650, 5 – 65Fe + 20Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 15ФХ-650, 6 – 60Fe + 20Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 20ФХ-650, 7 – 65Fe + 25Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 10ФХ-650, 8 – 60Fe + 25Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 15ФХ-650, 9 – 55Fe + 25Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 20ФХ-650

ном сжатии всего образца ( $\sigma_{p.c}$ ) заметно повышаются (см. рис. 2).

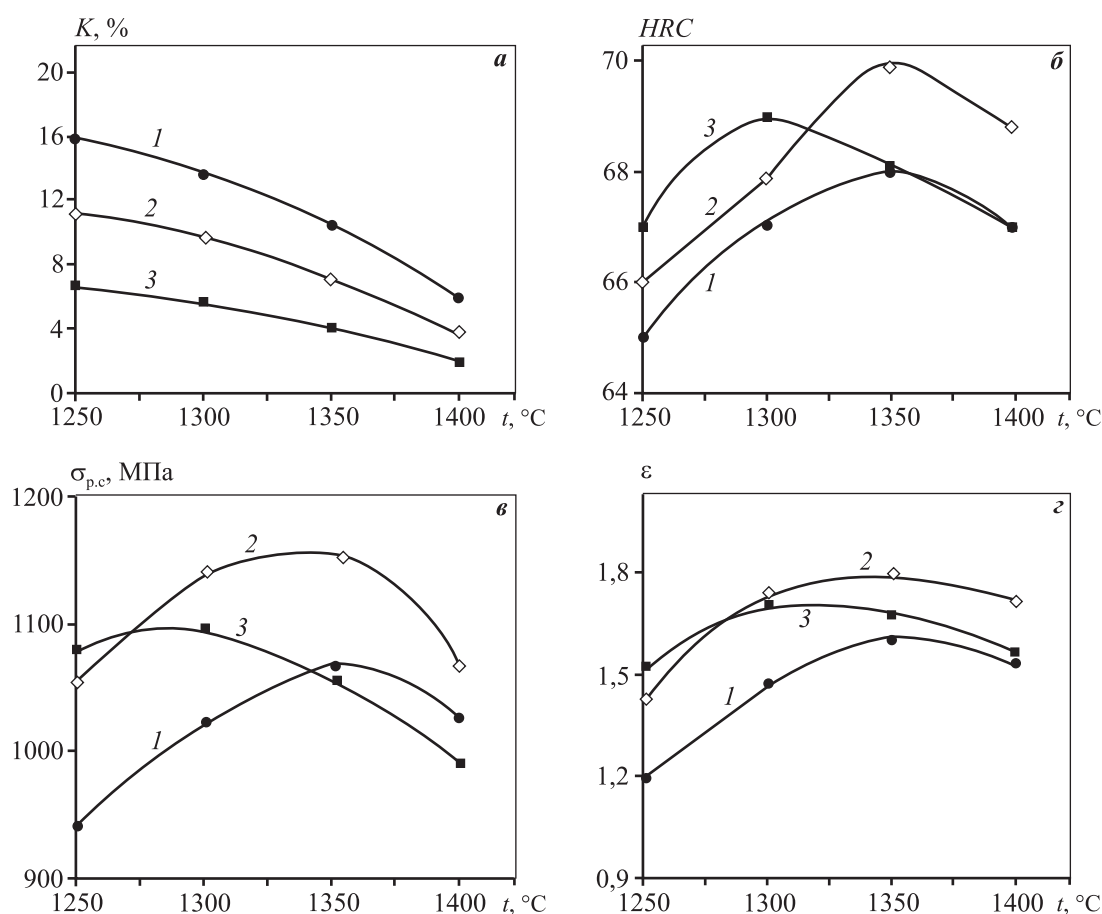
По результатам экспериментальных исследо-



**Рис. 2.** Зависимость относительной износостойкости (**а**) и прочности при радиальном сжатии (**б**) от содержания в шихте износостойкого слоя феррохрома при концентрации Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 15 % (**1**), 20 % (**2**) и 25 % (**3**)

ваний установлено, что оптимальное сочетание концентраций карбида хрома и феррохрома в шихте износостойкого слоя составляет 15%Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 20%ФХ-650 (ост. — Fe). Это обусловлено тем, что феррохром уже изначально представляет собой сложный гексагональный карбид (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и его насыщение атомами железа с последующей диссоциацией протекает значительно быстрее, чем Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. В этом случае происходит растворение мелких фракций не только Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, но и (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, что позволяет ускорить протекание диффузионных процессов и получить аустенитно-мартенситную структуру с включениями дисперсных частиц карбида хрома, тем самым повысить предел прочности биметаллического кольца до 1100 МПа. Как видно из рис. 3,  $\epsilon$ , коэффициент относительной износостойкости повышается до 1,8, если в шихту добавить 20 % Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> и 15 % ФХ-650. Это на 0,2 ед. выше, чем при легировании только карбидом хрома, при одной и той же твердости износостойкого слоя (70 HRC). Однако величина  $\sigma_{p.c}$  несколько снижается при увеличении концентраций феррохрома выше 15 % и карбида хрома более 20 % (рис. 2, б). Нужно также учесть, что феррохром в 10 раз дешевле, чем Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>.

В дальнейшем для изучения влияния режима индукционного нагрева на второй стадии спекания на исследуемые свойства использовали образцы, шихта наружного слоя которых содержала 15%Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 20%(Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 65%Fe. Плотность образцов после спекания на первой стадии колеба-



**Рис. 3.** Зависимости количества нерастворившихся карбидных частиц (*а*), твердости (*б*), предела прочности при радиальном сжатии (*в*) и коэффициента относительной износостойкости (*г*) от температуры индукционного спекания биметаллических образцов на второй стадии с выдержкой 20 с (*1*), 30 с (*2*) и 40 с (*3*)

лась в пределах  $6,9 \pm 7,2$  г/см<sup>3</sup>, после второй —  $7,1 \pm 7,3$  г/см<sup>3</sup>.

Микроструктурный анализ показал, что объемная доля карбидов хрома и феррохрома в наружном слое после первой стадии спекания составляла 16–17 %, а после второй при нагреве до 1400 °C с выдержкой  $\tau = 40$  с не превышала 2–3 % (см. рис. 3, *а*, кр. 3).

С повышением температуры нагрева с 1250 до 1350 °C и  $\tau = 20$  с твердость наружного слоя возрастает с 65 до 68 HRC (рис. 3, *б*, кр. 1). Увеличение времени выдержки в процессе спекания на второй стадии до 30 с приводит к тому, что твердость матрицы сначала плавно увеличивается до 70 HRC при  $t = 1350$  °C, а затем снижается до 69 HRC при  $t = 1400$  °C (рис. 3, *б*, кр. 2). Предел прочности при радиальном сжатии при  $t > 1300$  °C и  $\tau > 30 \div 40$  с снижается с 1100 до 980 МПа, тогда как после выдержки 20 с его величина возрастает в диапазоне

$t = 1200 \div 1350$  °C (рис. 3, *в*, кр. 1 и 3). Максимальное значение  $\sigma_{p.c}$  получено после спекания при 1350 °C в течение 30 с (рис. 3, *в*, кр. 2).

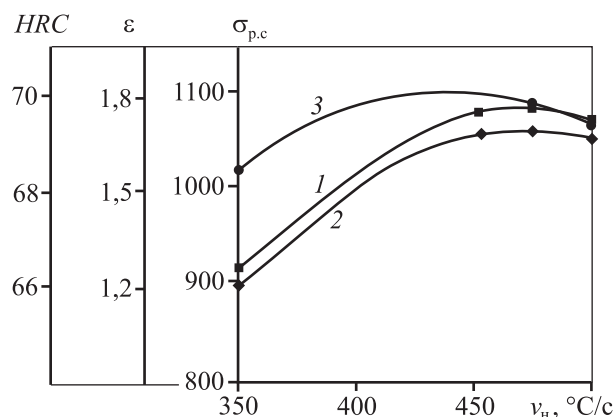
Коэффициент относительной износостойкости, так же как и твердость, с повышением температуры спекания с 1250 до 1350 °C и выдержке 20 с возрастает от 1,2 до 1,55 (рис. 3, *г*, кр. 3). При  $\tau > 30 \div 35$  с и  $t > 1350$  °C величина  $\epsilon$  плавно снижается (рис. 3, *г*, кр. 2 и 3).

Экспериментально установлено, что с ростом температуры спекания на второй стадии с 1250 до 1350 °C износ наружного слоя биметаллического образца снижается с 70–80 до 23–30 мкм/км в зависимости от времени выдержки. Наименьшие его значения наблюдались у образцов, спеченных при температуре 1350 °C в течение 30–35 с.

В ходе опытов выявлено, что с увеличением скорости высокочастотного нагрева ( $v_H$ ) с 350 до 450 °C/с твердость наружного слоя биметалли-



ческих колец возрастает с 66 до 69 HRC (рис. 4). Аналогичный характер имеет и кривая зависимости  $\epsilon(v_n)$ . При повышении скорости нагрева с 350 до 450 °C/с износостойкость увеличивается с 1,25



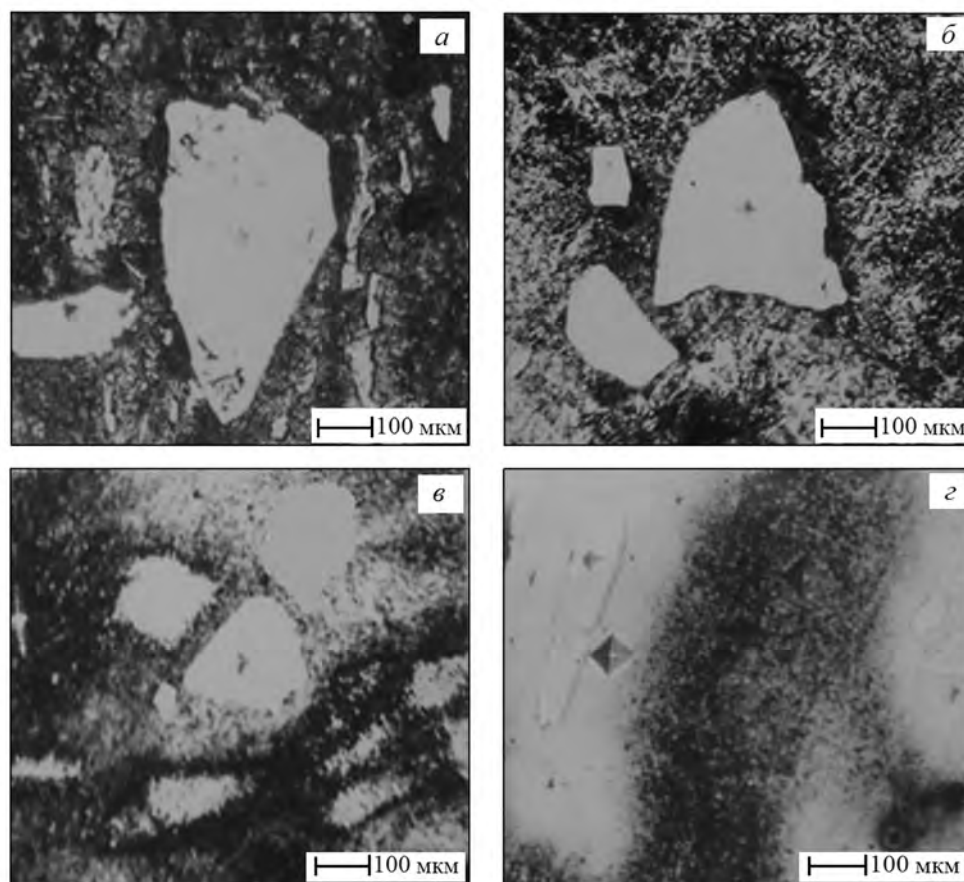
**Рис. 4.** Влияние скорости индукционного нагрева на коэффициент относительной износостойкости (1), твердость HRC (2) и предел прочности при радиальном сжатии (3)

до 1,7, однако дальнейшее повышение  $v_n$  до 500 °C/с приводит к снижению коэффициента  $\epsilon$ .

Предел прочности при радиальном сжатии биметаллических колец также возрастает с 1010 до 1100 МПа при увеличении скорости нагрева с 350 до 450 °C/с (см. рис. 4).

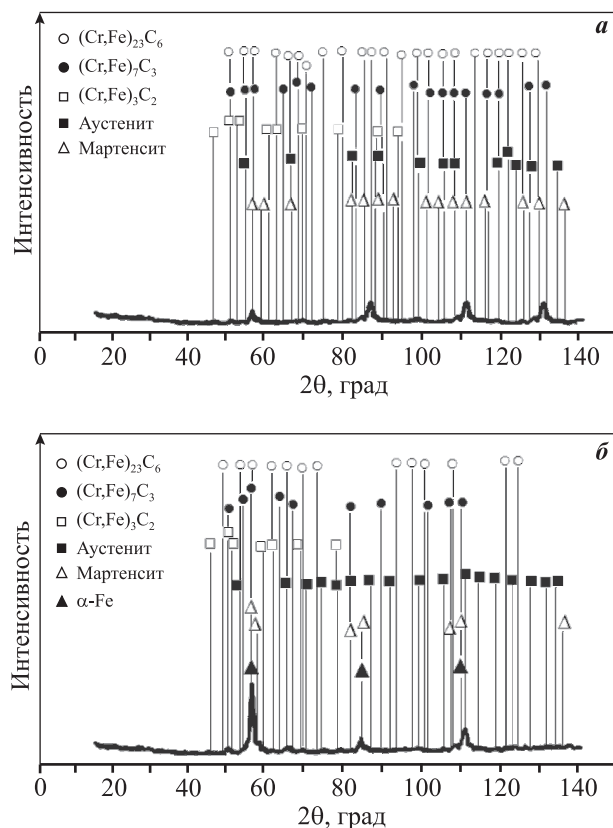
Таким образом, анализ полученных экспериментальных данных показывает, что требуемое сочетание структуры и свойств рабочего слоя биметаллических изделий обеспечивается в случае индукционного нагрева со скоростью 450–470 °C/с.

Исследование структуры износостойкого слоя образцов, спеченных на второй стадии при 1370 °C с разной выдержкой, после закалки в воде показало, что она состоит из аустенитно-мартенситной матрицы (темные участки мартенсита на светлом фоне легированного аустенита) с карбидными включениями с ярко выраженными границами (рис. 5, а и б). С увеличением времени выдержки до 30 с железо растворяется в карбидах хрома, об-

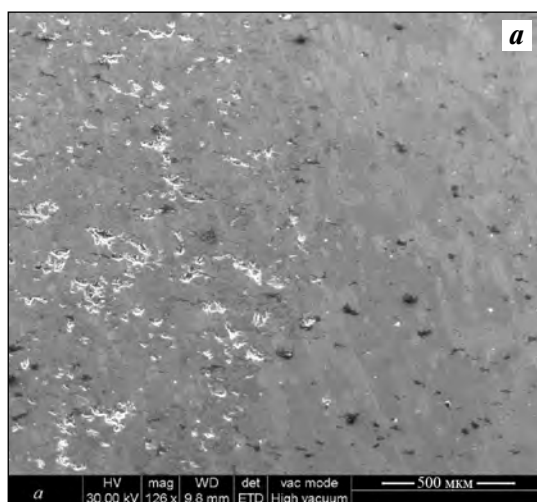


**Рис. 5.** Микроструктура (x500) износостойкого слоя биметаллического кольца состава 60%Fe + 18%Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 22%ФХ-650 после спекания на второй стадии при 1370 °C с выдержкой 20 с (а), 25 с (б), 30 с (в), 35 с (г)

разуя сложные карбиды вида  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$  (рис. 6, а), межфазные границы аустенитно-мартенситной смеси с частицами карбида хрома становятся более



**Рис. 6.** Дифрактограммы и фазовый состав износостойкого слоя 60%Fe + 18%Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 22%ФХ-650 (а) и переходной зоны (б) после спекания на второй стадии (1370 °С, τ = 30 с) и закалки в воде

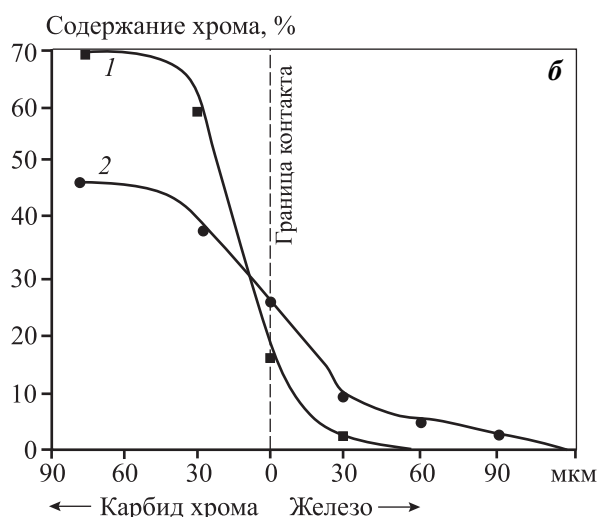


размытыми, а сами частицы  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  измельчаются (рис. 5, в и г).

Рентгенофазовый анализ показал, что с увеличением времени выдержки выше 30 с на второй стадии спекания при 1370 °С первичные карбиды  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  практически не остаются в сплавах, так как частицы карбида хрома и железа взаимно растворяются и образуются более сложные карбиды типа  $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ ,  $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$  и  $(\text{Cr,Fe})_3\text{C}_2$  (рис. 6, а). Это способствует увеличению концентрации хрома в  $\gamma$ -Fe, а в износостойком слое биметаллических образцов наряду с мартенситом и сложными карбидами присутствует остаточный аустенит. В межслойных границах (переходной зоне) биметаллического материала имеются карбидные частицы, мартенсит, аустенит и  $\alpha$ -железо (рис. 6, б). При этом диффузионная пористость и рыхлость не обнаружены (рис. 7, а).

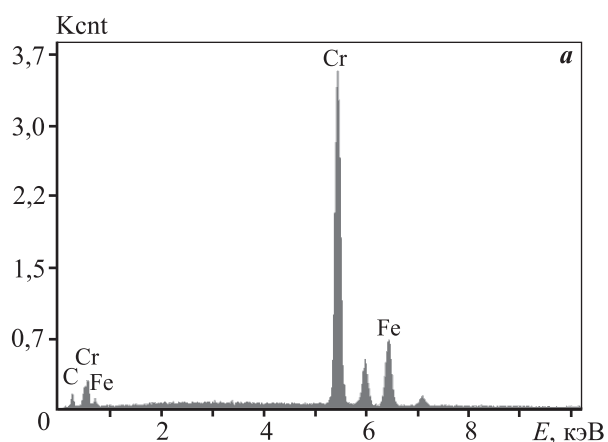
Исследования показали, что при индукционном нагреве в интервале 1350—1370 °С и выдержке не более 20—25 с в переходной зоне наблюдается небольшое количество крупных частиц  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ , которые распределены достаточно равномерно. С увеличением времени спекания более 30 с дисперсность карбидных частиц повышается (см. рис. 5, в), а содержание хрома в износостойком слое заметно снижается (рис. 7, б).

Распределение хрома и других компонентов на разных стадиях и режимах спекания оценивали на рентгеновском микроанализаторе в различных точках обоих слоев, межслойных границах и контактах частиц Fe и  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . В частности, на рис. 7, б

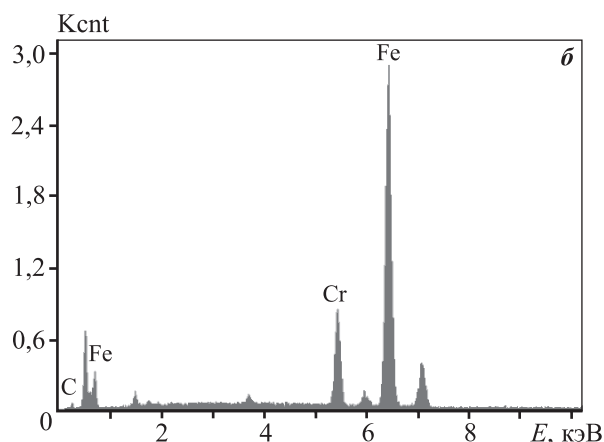


**Рис. 7.** Микроструктура (×200) межслойной границы биметаллических образцов после одноступенчатого спекания (а) и распределение хрома на межчастичной границе (б) после спекания в камерной печи при 1150 °С, 2 ч (1) и индукторе при 1370 °С, 30 с (2)

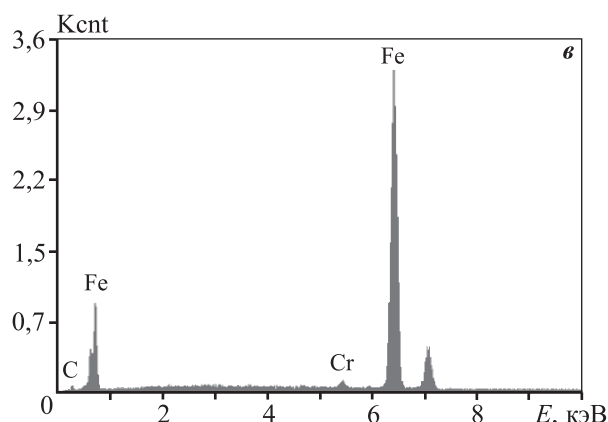




Element	wt.%	at.%
C	16.49	46.53
Cr	61.88	40.34
Fe	21.63	13.13
Matrix	Correction	ZAF



Element	wt.%	at.%
C	08.12	28.92
Cr	13.10	10.77
Fe	78.77	60.31
Matrix	Correction	ZAF



Element	wt.%	at.%
C	08.78	30.89
Cr	01.10	00.90
Fe	90.12	68.22
Matrix	Correction	ZAF

**Рис. 8.** Распределение компонентов в характерных точках биметаллического образца после двухступенчатого спекания при 1370 °С с выдержкой 30 с

*a* — износостойкий слой; *б* и *в* — межслойная граница

показаны результаты анализа химического состава в разных точках участка границы между частицами порошков железа и карбида хрома.

После спекания на первой стадии биметаллического образца, содержащего в шихте износостойкого слоя 60%Fe + 18%Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + 22%ФХ-650, наблюдается незначительное растворение хрома в частице железа (рис. 7, б, кр. 1), а ширина переход-

ной зоны при этом не превышает 60 мкм. В случае высокотемпературного спекания нагревом ТВЧ до 1370 °С железо за короткое время достаточно интенсивно растворяется в карбидах хрома. Содержание Cr в пограничном слое Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> составляет около 37 % (рис. 7, б, кр. 2), а в центральной части частицы — 45 %. Ширина диффузионной зоны при этом увеличивается до 200 мкм.

В исследованных участках износостойкого слоя после спекания на второй стадии при 1370 °С в течение 35 с среднее содержание хрома колебалось в интервале 40—42 ат.% (рис. 8, а), а в зоне межслойной границы оно составило около 11 ат.% (рис. 8, б). Часть углерода в ходе спекания диффундируется в частицы железа, а другая — образует дисперсные карбиды феррохрома, равномерно распределенные в матрице переходной зоны. На расстоянии ~250÷300 мкм от начальной межслойной границы в слое из порошка железа содержание хрома не превышает 0,9 ат.%, а углерода — около 31 ат.% (рис. 8, в), что связано с высокой диффузионной подвижностью атомов углерода при  $t = 1370$  °С. Такое распределение углерода и хрома в переходной зоне обуславливает наличие по всему объему большого количества дисперсных карбидов феррохрома и достаточно стабильного аустенита с мартенситными колониями (см. рис. 6, б).

## Выводы

1. На основе анализа решений уравнений диффузии предложены формулы для определения времени и температуры гомогенизирующего спекания пористых гетерогенных систем с учетом гранулометрического состава порошков, концентрации и парциальных коэффициентов диффузии компонентов, насыпной плотности шихты, исходной и конечной плотности изделий.

2. Установлено, что наилучшим сочетанием твердости, износостойкости и прочности на радиальное сжатие обладают биметаллические материалы, содержащие в шихте износостойкого слоя 15÷20% Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, 20÷25% ФХ-650 и остальное — Fe, спеченные на первой стадии в камерной печи в защитной среде при  $t = 1150 \div 1180$  °С,  $\tau = 1,5 \div 2,0$  ч, а на второй — в индукционной печи при  $t = 1350 \div 1370$  °С и  $\tau = 25 \div 35$  с.

3. Выявлены закономерности структурообразования межслойных границ и износостойкого слоя при двухступенчатом спекании цельнопрессованных биметаллических образцов. Установлено, что при высокотемпературном спекании нагревом с использованием ТВЧ на второй стадии глубина диффузии хрома из износостойкого слоя в матрицу составляет 120—130 мкм, а его концентрация в разных точках переходного слоя изменяется в пределах 1—30 мас.%, что обеспечивает формирование в межслойных границах структуры с ферритно-аустенитно-мартенситной матрицей и равномерно

распределенными по всему объему дисперсными частицами карбидов феррохрома, а это позволяет повысить износостойкость рабочего слоя и прочность переходной зоны.

## Литература

1. Трыков Ю.П. Свойства и работоспособность слоистых композитов. Волгоград: Политехник, 1999.
2. Маслюк В.А., Напарова-Волгина С.Г. Слоистые порошковые износ- и коррозионно-стойкие материалы инструментального и триботехнического назначения // Порошк. металлургия. 2003. No. 3-4. С. 17—25.
3. Farhadipour P., Sedighi M., Heydari Vini M. Influence of temperature of accumulative roll bonding on the mechanical properties of AA5083—1% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite // Powder Metallurgy. 2017. No. 9-10. P. 14—22.
4. Ching An Huang, Jhih You Chen, Chin Huo Chuang, Joachim Mayer. Properties of Cr—C—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> deposits prepared on a Cu Substrate Using Cr<sup>3+</sup>-based plating baths // Powder Metallurgy. 2016. No. 9-10. P. 116—123.
5. Kimura H., Toda K. Design and development of functionally graded materials by pulse discharge resistance consolidation with temperature gradient control // Powder Metallurgy. 1996. Vol. 39. No. 91. P. 59—62.
6. Stepanov M.S., Dombrovskii Y.M., Pustovoi V.N. Diffusion saturation of carbon steel under microarc heating // Metal Sci. Heat Treatment. 2017. Vol. 59. No. 1-2. P. 55—59.
7. Davis E.A. Mechanically plated fasteners in bimetallic assemblies // SAE Technical Papers Series. 1978. Vol. 53. No. 78. P. 1—8.
8. Борисов Ю.С., Борисова А.А., Коломыцев М.В., Масючок О.П., Тимофеева И.И., Васильковская М.А. Высокоскоростное воздушно-газовое плазменное напыление (Ti,Cr)C—32%(масс)Ti // Порошк. металлургия. 2017. No. 5-6. С. 87—100.
9. He J., Zhang M., Jiang J., Vlček J., Zeman P., Steidl P., Melletis E.I. Microstructure characterization of high-temperature, oxidation-resistant Si—B—C—N films // Thin Solid Films. 2013. Vol. 542. P. 167—173.
10. Pustovoi V.N., Dombrovskii Y.M., Dolgachev Y.V. Structural identification of the phenomenon of «white zone» // Metal Sci. Heat Treatment. 2017. Vol. 59. No. 1-2. P. 3—7.
11. Шморгул В.Г., Богданов А.И., Таубе А.О., Серов С.Г. Трансформация химического и фазового составов слоистых покрытий систем Al—Ni и Al—Ni—Cr после высокотемпературных нагревов // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2016. No. 1. С. 51—59.
12. Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Taube A.O. Effect of the high-heating on the chemical and phase composition of

- the Al—Ni—Cr layered coatings // *Mater. Sci. Forum. Intern. Conf. Industr. Eng.* 2016. Vol. 870. P. 169—174.
13. *Shmorgun V.G., Trykov Ju.P., Bogdanov A.I., Taube A.O.* Investigation of heat-resistant layered coating of Al—Cr—Ni // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 116. P. 6.
  14. Who is who in SHS // *Scientific and technical developments in the field of SHS: Handbook.* Chernogolovka: ISMAN Press, 2005.
  15. *Курбаткина В.В., Пацера Е.И., Левашов Е.А., Воротыло С.А., Тимофеев А.Н.* Влияние схемы и условий механического активирования на карбидообразование в СВС-системе Ta—Zr—C // *Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия.* 2016. No. 2. P. 30—40.
  16. *Ермаков С.С., Левицкая И.Ю.* Спекание сложнолегированных сталей // *Порошк. металлургия.* 1979. No. 6. С. 33—36.
  17. *Svistun L.I., Dmitrenko D.V., Pavlygo T.M.* Preparation technology of carbide steels // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2013. Vol. 54. No. 1. P. 79—84.
  18. *Svistun L.I., Pavlygo T. M., Dmitrenko D.V.* Structure and properties of an R6M5K5 high-speed steel-titanium carbide composite in the form of a hot-forged bilayer product // *Russ. Metall. (Metals).* 2009. No. 3. P. 237—241.
  19. *Dorofeev Y.G., Dorofeev V.Y., Svistun L.I., Serdyuk G.G.* The quality of hot-stamped powder carbide steel // *Steel Trans.* 2013. Vol. 43. No. 5. P. 331—334.
  20. *Dybkov V.I., Sidorko V.R., Goncharuk L.V., Khoruzha V.G., Samelyuk A.V.* Microstructure, growth kinetics, and abrasive wear resistance of boride layers on Fe — 30% Cr alloy // *Powder Metallurgy.* 2012. No. 9-10. P. 24—37.
  21. *Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А.* Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: Металлургия, 2002.
  22. ГОСТ 26529-85 (СТ СЭВ 4656-84) Материалы порошковые. Метод испытания на радиальное сжатие.
  23. *Райченко А.И.* Математическая теория диффузии в приложениях. Киев: Наук. думка, 1981.
  24. *Гасанов Б.Г.* Взаимная диффузия и гомогенизация в порошковых сплавах. Новочеркасск: ЮРГТУ, 2002.
  - и триботехнического назначения [Layered powder wear and corrosion resistant materials for instrumental and tribotechnical applications ]. *Poroshkovaya metallurgiya.* 2003. No. 3-4. P. 17—25.
  3. *Farhadipour P., Sedighi M., Heydari Vini M.* Influence of temperature of accumulative roll bonding on the mechanical properties of AA5083—1% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite. *Powder Metallurgy.* 2017. No. 9-10. P. 14—22.
  4. *Ching An Huang, Jih You Chen, Chin Huo Chuang, Joachim Mayer.* Properties of Cr—C—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> deposits prepared on a Cu Substrate Using Cr<sup>3+</sup>-based plating baths. *Powder Metallurgy.* 2016. No. 9-10. P. 116—123.
  5. *Kimura H., Toda K.* Design and development of functionally graded materials by pulse discharge resistance consolidation with temperature gradient control. *Powder Metallurgy.* 1996. Vol. 39. No. 91. P. 59—62.
  6. *Stepanov M.S., Dombrovskii Y.M., Pustovoi V.N.* Diffusion saturation of carbon steel under microarc heating. *Metal Sci. Heat Treatment.* 2017. Vol. 59. No. 1-2 P. 55—59.
  7. *Davis E.A.* Mechanically plated fasteners in bimetallic assemblies. *SAE Technical Papers Series.* 1978. Vol. 53. No. 78. P. 1—8.
  8. *Borisov Ju.S., Borisova A.A., Kolomycev M.V., Masjuchok O.P., Timofeeva I.I., Vasil'kovskaja M.A.* Vysokoskorostnoe vozdušno-gazovoe plazmennoe napylenie o (Ti,Cr)C—32%(mass)Ti [High-speed air-gas plasma deposition on (Ti, Cr) C—32% (mass) Ti]. *Poroshk. metallurgiya.* 2017. No. 5-6. P. 87—100.
  9. *He J., Zhang M., Jiang J., Vlček J., Zeman P., Steidl P., Meletis E.I.* Microstructure characterization of high-temperature, oxidation-resistant Si—B—C—N films. *Thin Solid Films.* 2013. Vol. 542. P. 167—173.
  10. *Pustovoi V.N., Dombrovskii Y.M., Dolgachev Y.V.* Structural identification of the phenomenon of «white zone». *Metal Sci. Heat Treatment.* 2017. Vol. 59. No. 1-2. P. 3—7.
  11. *Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Taube A.O., Cerov S.G.* Transformacija himicheskogo i fazovogo sostava sloistyh pokrytij sistem Al — Ni i Al—Ni—Cr posle vysokotemperaturnyh nagrevov [Transformation of the chemical and phase composition of layered coatings of Al—Ni and Al—Ni—Cr systems after high-temperature heating ]. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytija.* 2016. No. 1. P. 51—59.
  12. *Shmorgun V.G., Bogdanov A.I., Taube A.O.* Effect of the high-heating on the chemical and phase composition of the Al—Ni—Cr layered coatings. *Mater. Sci. Forum. Intern. Conf. Industr. Eng.* 2016. Vol. 870. P. 169—174.
  13. *Shmorgun V.G., Trykov Ju.P., Bogdanov A.I., Taube A.O.* Investigation of heat-resistant layered coating of Al—Cr—Ni. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 2016. Vol. 116. P. 6.

## References

1. *Trykov Yu.P.* Svoistva i rabotosposobnost' sloistyx kompozitov [Properties and performance of layered composites]. Volgograd: Politekhnik, 1999.
2. *Masljuk V.A., Napara-Volgina S.G.* Sloistye poroshkovye iznos- i korrozionnostojkie materialy instrumental'nogo

14. Who is who in SHS. Scientific and technical developments in the field of SHS: Handbook. Chernogolovka: ISMAN Press, 2005.
15. Kurbatkina V.V., Patsera E.I., Levashov E.A., Vorotylo S.A., Timofeev A.N. Vliyanie skhemy i uslovii mekhanicheskogo aktivirovaniya na karbidoobrazovanie v SVS-sisteme Ta—Zr—C [Effect of the scheme and conditions of mechanical activation on carbide formation in the SHS-system Ta—Zr—C]. *Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2016. No. 2. P. 30—40.
16. Ermakov S.S., Levitskaya I.Yu. Spekanie slozhnolegированных сталей [Sintering of complex alloy steels]. *Poroshkovaya metallurgiya*. 1979. No. 6. P. 33—36.
17. Svistun L.I., Dmitrenko D.V., Pavlygo T.M. Preparation technology of carbide steels. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2013. Vol. 54. No. 1. P. 79—84.
18. Svistun L.I., Pavlygo T.M., Dmitrenko D.V. Structure and properties of an R6M5K5 high-speed steel-titanium carbide composite in the form of a hot-forged bilayer product. *Russ. Metall. (Metals)*. 2009. No. 3. P. 237—241.
19. Dorofeev Y.G., Dorofeev V.Y., Svistun L.I., Serdyuk G.G. The quality of hot-stamped powder carbide steel. *Steel in Translation*. 2013. Vol. 43. No. 5. P. 331—334.
20. Dybkov V.I., Sidorko V.R., Goncharuk L.V., Khoruzha V.G., Samelyuk A.V. Microstructure, growth kinetics, and abrasive wear resistance of boride layers on Fe — 30% Cr alloy. *Powder Metallurgy*. 2012. No. 9-10. P. 24—37.
21. Gorelik S.S., Rastorguev L.N., Skakov Yu.A. Rentgenograficheskii i elektronno-opticheskii analiz [X-ray and electron-optical analysis]. Moscow: Metallurgiya, 2002.
22. GOST 26529-85 (ST SEV 4656-84) Materialy poroshkovye. Metod ispytaniya na radial'noe szhatie [Powder-like materials. Method for testing for radial compression].
23. Raichenko A.I. Matematicheskaya teoriya diffuzii v prilozheniyakh [Mathematical theory of diffusion in applications]. Kiev: Nauk. dumka, 1981.
24. Gasanov B.G. Vzaimnaya diffuziya i gomogenizatsiya v poroshkovykh splavakh [Mutual diffusion and homogenization in powder alloys]. Novocherkassk: YuRGU, 2002.