

Научная статья

УДК 669.017.165

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-52-63

## ПОЛУЧЕНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ $\text{Co}(\text{Ni}, \text{Fe})\text{-Ti-B-C}$ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ЗАТВЕРДЕВАНИЕМ РАСПЛАВА

М.М. Серов<sup>1</sup>, С.Я. Бецофен<sup>1</sup>, А.Ю. Патрушев<sup>2</sup>, Р.М. Дворецков<sup>2</sup>, Е.С. Елютин<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия; mai@mai.ru

<sup>2</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** Методом высокоскоростного затвердевания висящей капли расплава получены дискретные волокна сплава  $\text{Me-3TiC-2B}_4\text{C}$ , где  $\text{Me}$  –  $\text{Co}$ ,  $\text{Ni}$  или  $\text{Fe}$ . Исследована микроструктура сплава, получены значения микротвердости и механических свойств дискретных волокон. Для оценки влияния высокоскоростного затвердевания расплава на свойства сплавов изготовлены литые образцы без закалки. Показано, что сплав на основе кобальта в исходном состоянии и после закалки содержит метастабильную  $\gamma$ -фазу с граноцентрированной кубической решеткой, доля которой составляет ~58 %. Кроме того, в волокнах на основе кобальта присутствуют метастабильные дисперсные интерметаллидные соединения  $\text{Co}_2\text{B}$  и  $\text{Co}_3\text{B}$ .

**Ключевые слова:** микрокристаллические частицы, борид кобальта, карбид кобальта, инструментальные материалы

**Для цитирования:** Серов М.М., Бецофен С.Я., Патрушев А.Ю., Дворецков Р.М., Елютин Е.С. Получение микрокристаллических частиц сплавов системы  $\text{Co}(\text{Ni}, \text{Fe})\text{-Ti-B-C}$  высокоскоростным затвердеванием расплава // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-52-63.

Scientific article

## PRODUCTION OF MICROCRYSTALLINE ALLOY PARTICLES OF THE SYSTEM $\text{Co}(\text{Ni}, \text{Fe})\text{-Ti-B-C}$ BY HIGH-SPEED SOLIDIFICATION OF THE MELT

М.М. Серов<sup>1</sup>, С.Я. Бецофен<sup>1</sup>, А.Ю. Патрушев<sup>2</sup>, Р.М. Дворецков<sup>2</sup>, Е.С. Елютин<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education «Moscow Aviation Institute (National Research University)», Moscow, Russia; mai@mai.ru

<sup>2</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** Using the method of high-speed solidification of a hanging drop of a melt, discrete of the  $\text{Me-3TiC-2B}_4\text{C}$ , where  $\text{Me}$  is a metal  $\text{Co}$ ,  $\text{Ni}$  or  $\text{Fe}$ . The microstructure of the alloy was studied, and mechanical properties of discrete fibers were obtained. To assess the effect of high-speed solidification of the melt on the properties of the alloys, cast samples were made without quenching. It was shown that the cobalt – based alloy in the initial state after quenching contains a metastable phase with a face-centered cubic lattice, the proportion of which is 58 %. In addition, cobalt-based fibers contain metastable disperse intermetallic compounds of  $\text{Co}_2\text{B}$  and  $\text{Co}_3\text{B}$ .

**Keywords:** microcrystalline, cobalt boride, cobalt carbide, instrumental materials

*For citation:* Serov M.M., Betsofen S.Ya., Patrushev A.Yu., Dvoretzky R.M., Elyutin E.S. Production of microcrystalline alloy particles of the system Co(Ni, Fe)–Ti–B–C by high-speed solidification of the melt. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-52-63.

### Введение

Благодаря формированию микрокристаллической структуры и равномерному распределению легирующих элементов метод высокоскоростного затвердевания расплавов (ВЗР) позволяет наиболее эффективно улучшить физико-механические свойства сплавов [1–6], а также снизить потребление дефицитных материалов без снижения качества получаемых изделий.

Инструментальные сплавы типа Devitrium 3065 и 7025 [7, 8], применяемые для механической обработки металлов, содержат до 10 % (атомн.) бора. Бор образует устойчивые дисперсионные фазы с основными металлами данных сплавов ( $\text{Mo}_2\text{NiB}_2$  и  $\text{MoFe}_2\text{B}_4$  соответственно), в результате чего твердость изделий достигает 51 HRC, а относительное удлинение – до 22 %. Кроме того, наличие бора в сплаве способствует образованию микрокристаллической структуры, что в свою очередь улучшает режущие свойства.

Технологическая схема производства изделий из сплавов типа Devitrium включает следующие операции: выпуск микрокристаллической или аморфной ленты, ее последующий размол и горячее изостатическое прессование. Получаемые таким способом материалы обладают определенным запасом пластичности, что может вызывать некоторые трудности при их размоле до порошкового состояния. Поэтому методом ВЗР целесообразно получать материал в виде волокон, чешуек или иголок.

В работах [9, 10] исследовали влияние добавок карбида бора ( $\text{B}_4\text{C}$ ) на структуру и свойства твердых сплавов системы WC–Co. Установлено, что данное соединение выполняет функции ингибитора и замедляет рост зерен WC при их растворении и повторном осаждении на границах раздела фаз. При легировании карбидом  $\text{B}_4\text{C}$  удается достичь размера зерна WC от 0,2 до 0,9 мкм. Добавление до 1,5 % (по массе)  $\text{B}_4\text{C}$  позволяет достичь максимальных значений микротвердости получаемых образцов (1735 HV), однако наблюдается и негативный эффект: хрупкость материала повышается. В работе [10] отмечено, что введение до 10 % (по массе) бора приводит к снижению температуры спекания твердых сплавов, так как бор и кобальт образуют эвтектику при температуре 1100 °С.

При разработке безвольфрамовых твердых сплавов в качестве твердого наполнителя зачастую используют карбид титана, который обладает высокими значениями температуры плавления и микротвердости.

В работе [11] рассмотрены быстрозакаленные материалы системы Co–Ti–C, полученные из расплава порошковой смеси Co–TiC с небольшим содержанием карбидной фазы. Показано, что добавление карбида бора  $\text{B}_4\text{C}$  в синергии с методом ВЗР способствует улучшению физико-механических свойств конечного материала. Экстракция висящей капли расплава позволяет получать частицы в форме иголочек, что исключает из технологической схемы операцию размола и снижает стоимость получаемых изделий.

Цель данной работы – получение дискретных частиц системы Me–Ti–B–C (Me – металл) методом ВЗР, в качестве материала-основы использованы кобальт, никель и железо. Проведены сравнительные испытания и исследовано влияние карбидов  $\text{B}_4\text{C}$  и TiC на микроструктуру и механические характеристики системы.

### Материалы и методы

Объектом исследования служили частицы в форме иголок, полученные из расплава предварительно спеченных заготовок порошковой смеси  $Me-TiC-B_4C$ . Система содержала до 3 % (по массе)  $TiC$  и до 2 % (по массе)  $B_4C$ . Основу смеси составляли  $Co$ ,  $Ni$  или  $Fe$ .

В работе использовали порошки кобальта, никеля, железа, карбида титана и карбида бора со средним размером частиц не более 10 мкм. Порошковую смесь прессовали в стальной пресс-форме на гидравлическом прессе до получения заготовок в виде параллелепипеда размерами  $5 \times 5 \times 20$  мм. Спекание заготовок проводили в вакуумной печи типа ВКН при температуре  $1150^\circ C$  с предельным остаточным давлением в камере не менее  $1 \cdot 10^{-3}$  Па.

Быстрозакаленные частицы в форме иголок получены методом высокоскоростной бестигельной закалки из расплава на установке ЭВКР-ЭЛУ, подробно описанной в работах [12, 13]. Выбранный метод позволяет достичь скорости охлаждения расплава до  $10^6$  К/с. При скорости охлаждения  $\sim 10^5$  К/с удалось добиться расширения области существования твердых растворов и образования метастабильных карбидов в системе  $Co-C$  [14]. Недостаточная скорость охлаждения приводит к формированию в системе  $Co-C$  несвязанного углерода в виде графита, а быстрое охлаждение расплава ингибирует данный процесс путем повышения степени пересыщения.

Для определения значений прочности исследуемые волокна длиной  $\sim 30$  мм при помощи клея закрепляли в рамочке с длиной рабочей зоны 25 мм и размещали в испытательной машине типа Instron (рис. 1). После испытаний на растяжение исследовали изломы разрушенных волокон с помощью электронного микроскопа и определяли их площадь. Исходя из полученных результатов, рассчитывали значения прочности металлического волокна путем деления максимальной нагрузки при растяжении на площадь поверхности излома.

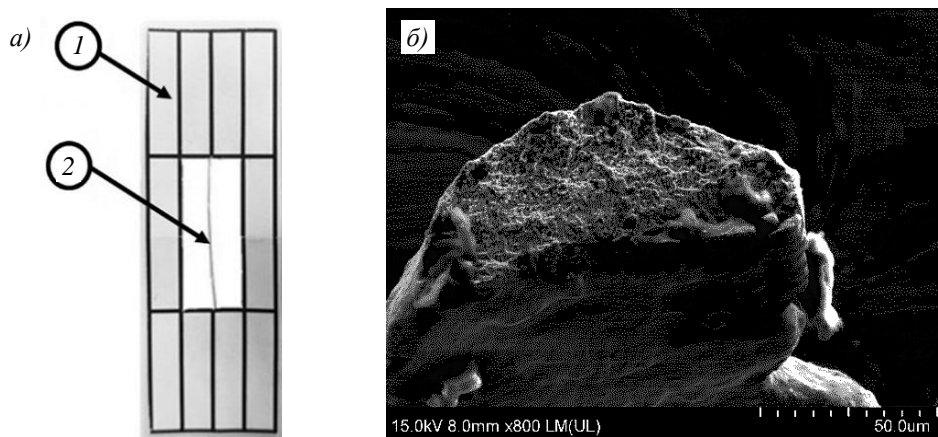


Рис. 1. Испытания для определения прочности металлического волокна: *a* – рамочка (1) с закрепленным металлическим волокном (2); *б* – поверхность излома

Микроструктуру волокна исследовали с помощью электронного микроскопа, микротвердость – на установке типа KBW-1 под нагрузкой 10 г. Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре в  $Cu K_\alpha$ -излучении, дифференциальный термический анализ – на термоаналитическом оборудовании в потоке гелия, дифференциальную сканирующую калориметрию – на термоаналитическом оборудовании в воздушной атмосфере.

Для оценки влияния скорости охлаждения при ВЗР на структуру и свойства материала получены образцы методом кристаллизации при условиях, близких к равновесным. Для этого порошковую смесь указанных составов распределяли в керамическом тигле и устанавливали в вакуумную электропечь. Процесс плавления проводили при температуре 1430 °С (линия ликвидус системы Co–C соответствует 1410 °С) в вакууме с предельным остаточным давлением не менее  $1 \cdot 10^{-3}$  Па. Выбор температуры обусловлен тем, что, согласно равновесным диаграммам состояния систем Co–B и Co–C [15], при данной концентрации бора и углерода линия ликвидус находится при температуре 1330 и 1410 °С соответственно. В работе [16] приведена эвтектическая диаграмма состояния системы TiC–Co, образующегося при содержании 6 % TiC и температуре плавления  $\sim 1290$  °С. Для сплавов на основе никеля и железа линии ликвидус также находятся ниже температуры 1430 °С.

### Результаты и обсуждение

Методом экстракции висящей капли расплава получены дисперсно-упрочненные частицы сплава Co(Ni, Fe)–3TiC–2B<sub>4</sub>C. Частицы имели форму иголок и средний размер в поперечном сечении 30–150 мкм.

Микроструктуры образцов сплава Co–3TiC–2B<sub>4</sub>C представлены на рис. 2. Состав сплава относится к доэвтектическому в бинарных системах Co–C и Co–B. Структура литого образца (рис. 2, а) представляет собой дендриты, связанные эвтектическим расплавом. Дендриты первичных кристаллов твердого раствора преимущественно состоят из кобальта – до 95 % (по массе), а также небольших количеств растворенных бора и углерода – в сумме не более 5 % (по массе). В эвтектике содержание кобальта значительно меньше и составляет до 85 % (по массе), содержание титана – до 5 % (по массе), остальное – бор и углерод.

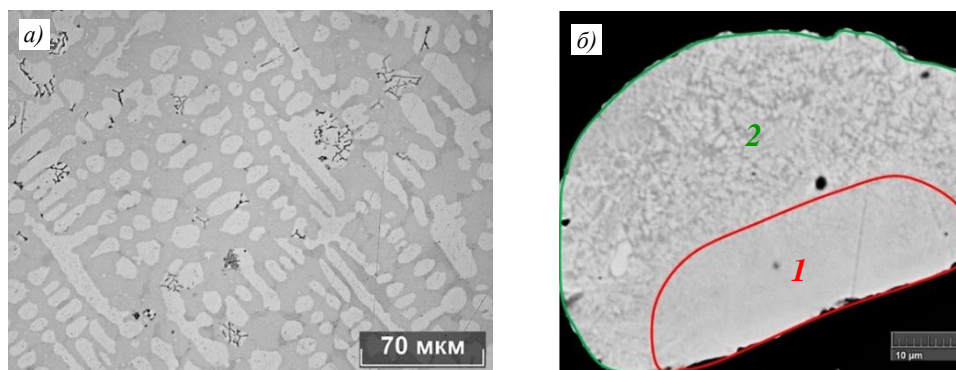


Рис. 2. Микроструктура сплава Co–3TiC–2B<sub>4</sub>C: а – литой образец; б – быстрозакаленная частица. Красными границами отмечена область начала кристаллизации волокна (1), зелеными – область, образованная дендритами (2)

Микроструктуру быстрозакаленной частицы можно разделить на две области (рис. 2, б). В области 1 зафиксировано начало кристаллизации волокна со скоростью охлаждения  $\sim 10^6$  К/с (формирование однородной структуры). В рассматриваемой области содержание титана в  $\sim 1,5$  раза больше, чем в области 2. По мере удаления фронта кристаллизации частицы от теплоприемника скорость кристаллизации снижается, вследствие чего формируется область 2, образованная дендритами.

На рис. 3 представлено изображение торца частицы с распределением компонентов по мере удаления от фронта кристаллизации.

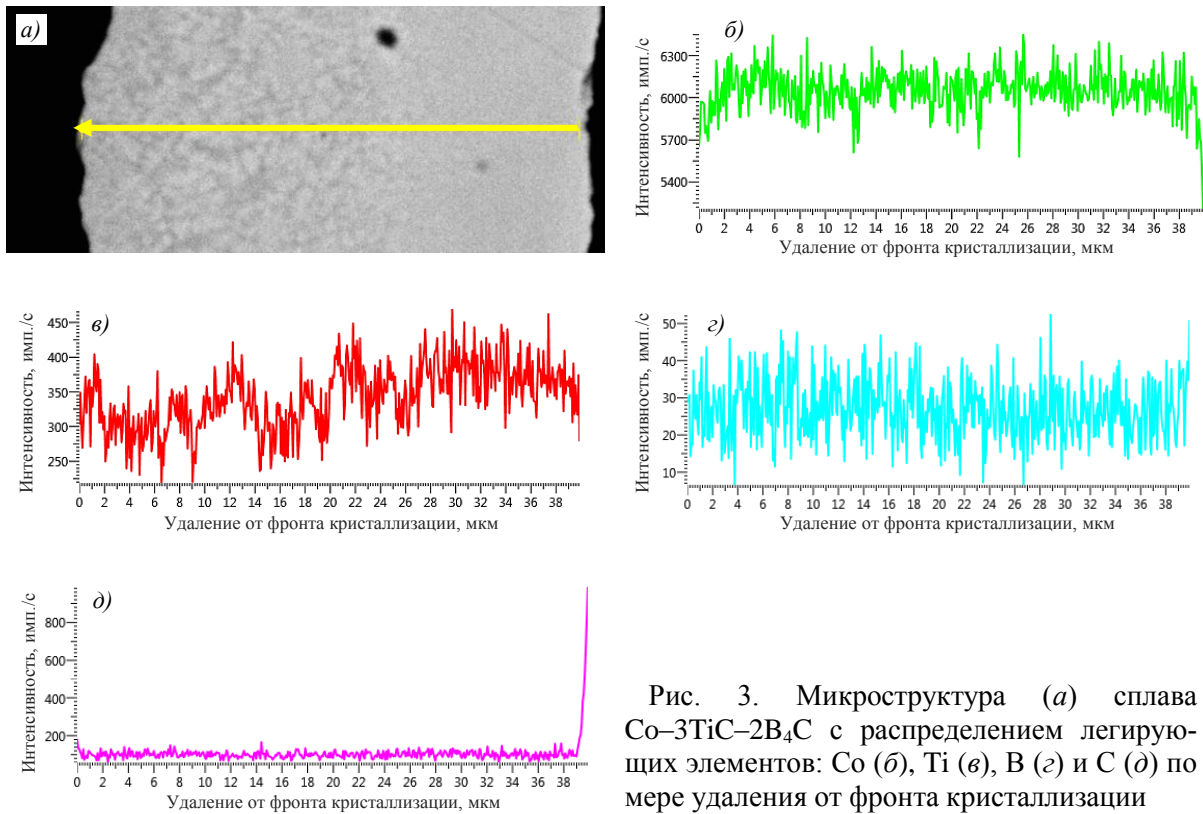


Рис. 3. Микроструктура (а) сплава  $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$  с распределением легирующих элементов:  $\text{Co}$  (б),  $\text{Ti}$  (в),  $\text{B}$  (г) и  $\text{C}$  (д) по мере удаления от фронта кристаллизации

Распределение структурных составляющих в сплаве  $\text{Ni-3TiC-2B}_4\text{C}$ , полученном при кристаллизации в условиях, близких к равновесным (рис. 4, а), и в сплаве  $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$  схожи. Исключением является тот факт, что морфология первичных кристаллов никеля (светлые участки) является сферической. Микроструктура частицы, полученной методом ВЗР (рис. 4, б), представлена распределенными по всему объему дендритами. На некоторых волокнах также наблюдаются выделения на основе никеля (ближе к кромке волокна).

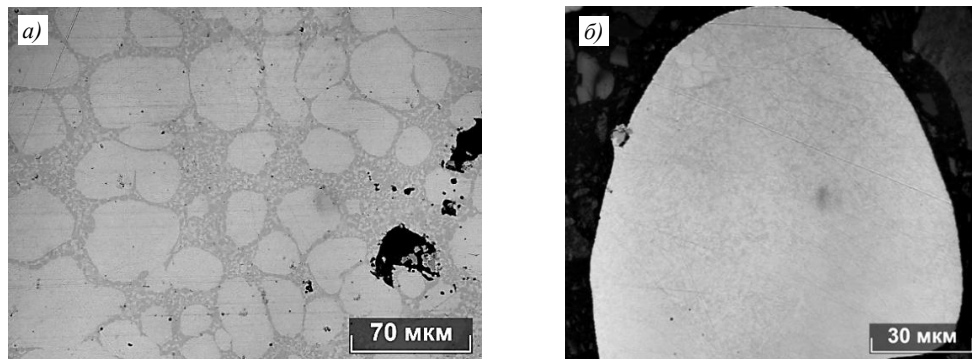


Рис. 4. Сплав  $\text{Ni-3TiC-2B}_4\text{C}$ : а – литой образец (темный участок – поры); б – частица, полученная методом высокоскоростного затвердевания расплава

Структура литого образца сплава  $\text{Fe-3TiC-2B}_4\text{C}$  (рис. 5) представлена дендритами, состоящими из первичных кристаллов  $\text{Fe}$  в расплаве эвтектики. Однако на всей поверхности наблюдаются непрореагировавшие частицы карбида титана (темные включения). Следует отметить, что быстрозакаленные металлические частицы обладают пористой структурой.

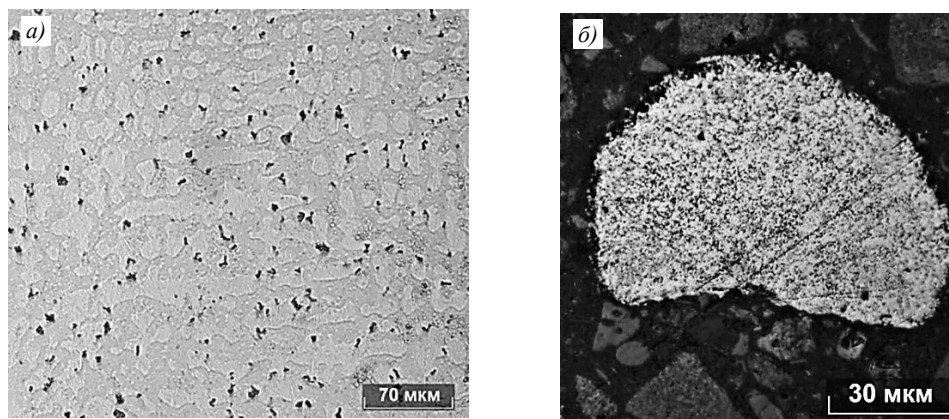


Рис. 5. Сплав Fe–3TiC–2B<sub>4</sub>C: а – литой образец (темные участки – TiC); б – быстрозакаленная частица

Микротвердость HV сплавов Co(Fe, Ni)–3TiC–2B<sub>4</sub>C в различных состояниях:

Co–3TiC–2B <sub>4</sub> C:	
литой (дендрит)	440±44
литой (эвтектика)	1068±180
волокно	795±35
Ni–3TiC–2B <sub>4</sub> C:	
литой (дендрит)	200±16
литой (эвтектика)	771±45
волокно	605±39
Fe–3TiC–2B <sub>4</sub> C:	
литой (дендрит)	345±25
литой (эвтектика)	688±160
волокно	686±78

Максимальными значениями микротвердости обладает эвтектика литых образцов, полученных при равновесной кристаллизации. Связано это с повышенным содержанием бора и углерода, образующих твердые соединения. Наиболее перспективна для дальнейших исследований система на основе кобальта, так как обладает максимальными значениями микротвердости и однородной структурой.

Результаты дифференциального термического анализа закаленных из расплава частиц сплава Co–3TiC–2B<sub>4</sub>C демонстрируют, что на термическом участке 1109–1142 °C присутствует эндотермический эффект (рис. 6). При повторном нагреве после плавления волокон, т. е. в равновесном состоянии, эффект отсутствует.

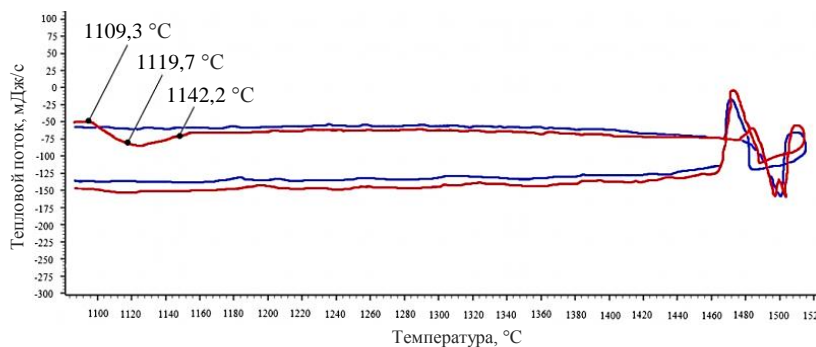


Рис. 6. Кривые дифференциального термического анализа частиц сплава Co–3TiC–2B<sub>4</sub>C при первичном (—) и повторном нагревах (—)

Методом рентгенофлуоресцентного анализа исследованы исходная порошковая смесь, литой образец после плавления при температуре 1430 °С, закаленные из расплава волокна, волокна при отжиге при температуре 1150 °С. Рентгенограммы образцов представлены на рис. 7.

Исходная смесь порошков содержит карбиды титана и бора, а также кобальт в виде модификаций с гексагональной плотноупакованной структурой и гранецентрированной кубической решеткой (рис. 7, а).

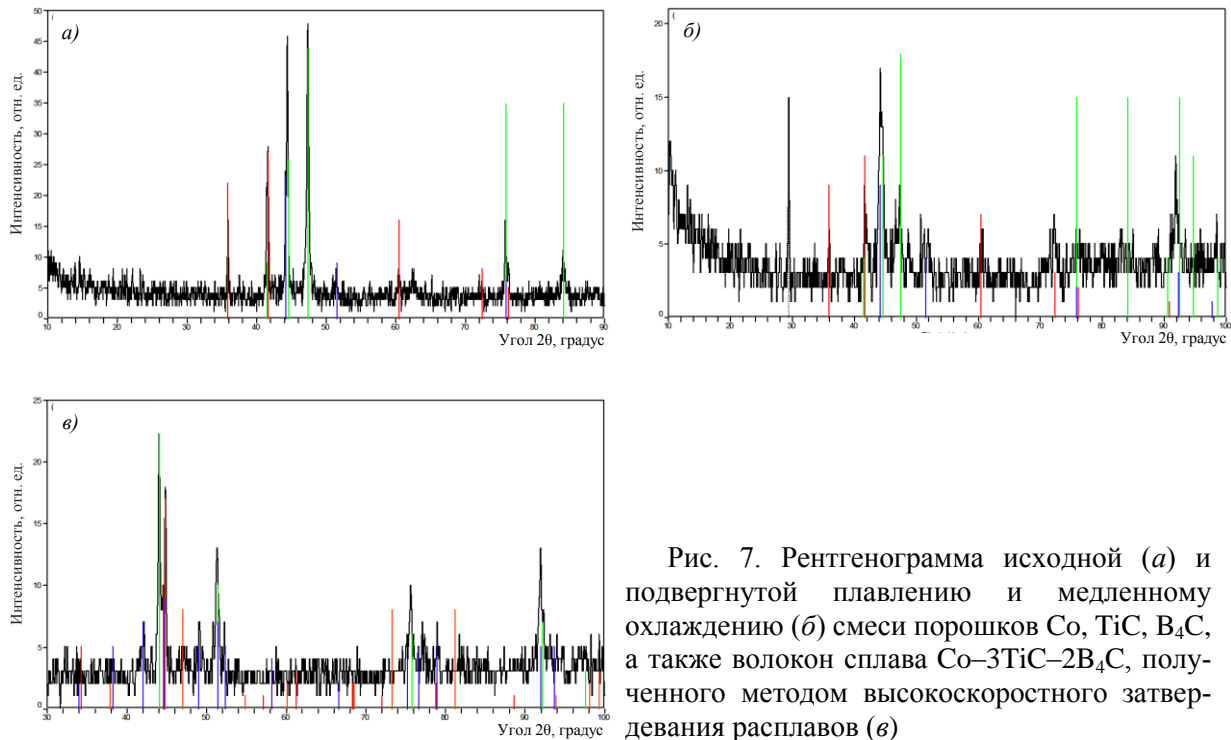


Рис. 7. Рентгенограмма исходной (а) и подвергнутой плавлению и медленному охлаждению (б) смеси порошков Co, TiC, B<sub>4</sub>C, а также волокон сплава Co–3TiC–2B<sub>4</sub>C, полученного методом высокоскоростного затвердевания расплавов (в)

Литой образец после плавления при температуре 1430 °С с последующим медленным охлаждением вместе с печью состоит из основных компонентов смеси и соединений TiB и TiCo<sub>2</sub>. Кроме того, обнаружен карбид титана. При этом доля γ-Co с гранецентрированной кубической решеткой в составе кобальта с гексагональной плотноупакованной структурой увеличивается. При значении угла дифракции 2θ ≈ 29 градусов обнаружен рефлекс неизвестной фазы (рис. 7, б).

Наряду с образовавшимися при равновесном затвердевании фазами α-Co, γ-Co, TiB и TiCo<sub>2</sub> появляются соединения Co<sub>3</sub>B и Co<sub>2</sub>B (рис. 7, в). При этом карбид титана не обнаружен.

В работе [14] на основе экспериментальных данных построена диаграмма состояния Co–C с линиями метастабильного равновесия. При температуре ~1190 °С наблюдается метастабильная эвтектика. Для полученных в данной работе образцов температура метастабильной эвтектики находится ниже ~1110 °С, что обусловлено наличием в системе бора.

Отсутствие рефлексов карбидов может быть связано с их дисперсностью, так как анализ химического состава частиц в форме иголок подтвердил наличие углерода в количестве 0,7 % (по массе).

Отжиг при температуре 1110 °С приводит к распаду метастабильных дисперсных фаз, образованных в результате ВЗР, что подтверждается отсутствием теплового

эффекта при повторном нагреве волокон (рис. 8). В результате распада метастабильных фаз  $\text{Co}_2\text{B}$  и  $\text{Co}_3\text{B}$  формируется фаза  $\text{CoB}$ , а отжиг при температуре  $1150\text{ }^\circ\text{C}$  приводит к оплавлению частиц. Возможно это явление связано с протеканием при нагреве до температуры  $1125\text{ }^\circ\text{C}$  превращения  $\text{Co}_3\text{B} \rightarrow L + \text{Co}_2\text{B}$ . При температуре  $1100\text{ }^\circ\text{C}$  вероятна реакция  $\alpha\text{-Co} + \text{Co}_2\text{B} \rightarrow L$  [15].

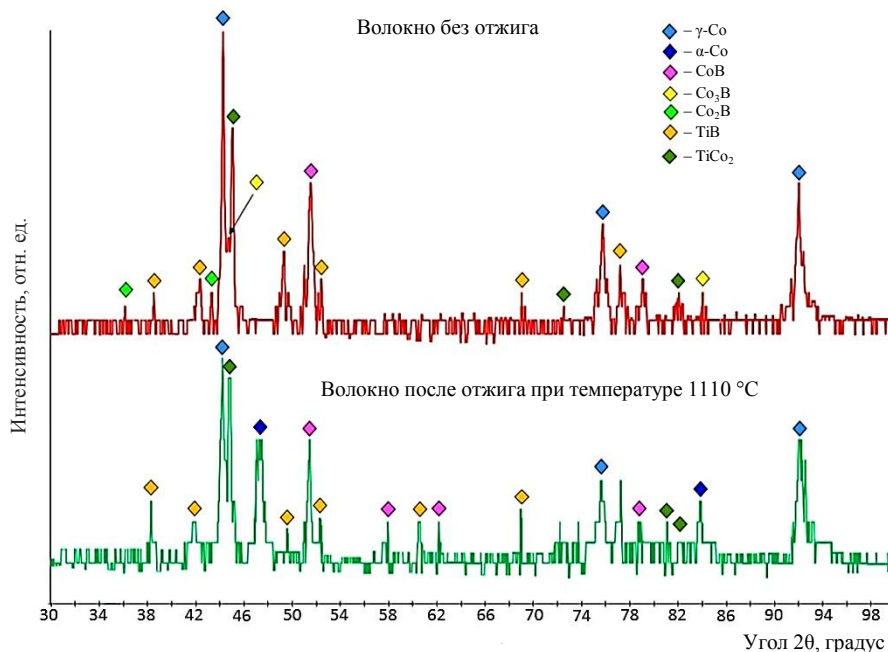


Рис. 8. Рентгенограммы образцов из сплава  $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$

На рис. 9 представлены атомные объемы  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз сплава  $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$  в литом и быстрозакаленном состояниях в сравнении с кобальтом и сплавом  $\text{Co-6TiC}$ , полученными в работе [11].

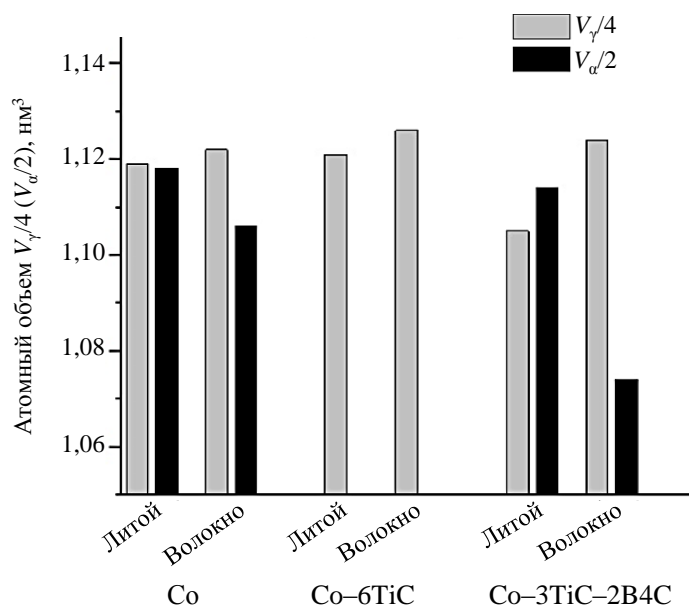


Рис. 9. Атомные объемы  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз литого сплава и быстрозакаленного волокна для  $\text{Co}$  и сплавов  $\text{Co-6TiC}$  и  $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$

Исходя из результатов рентгенофазового анализа металлических волокон до и после отжига, можно установить, что повышенная микротвердость волокна достигается наличием метастабильных дисперсных фаз  $\text{Co}_2\text{B}$  и  $\text{Co}_3\text{B}$ . Вследствие отжига они распадаются, и значения микротвердости снижаются. Ввиду того, что отжиг волокон при температурах  $>1110^\circ\text{C}$  приводит к распаду метастабильной эвтектики, микроструктура представляет собой двухфазную систему.

В таблице представлены значения микротвердости и предела прочности образцов после закалки и отжига, а также серийных инструментальных материалов.

#### Свойства металлических волокон и твердых сплавов

Сплав	Микротвердость HV	Предел прочности, МПа
Быстрозакаленные волокна $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$	$795\pm 35$	$1260\pm 150$
У8А	302 [17]	1420
Р6М5	903 [18]	2050
ВК8	1470 [19]	–

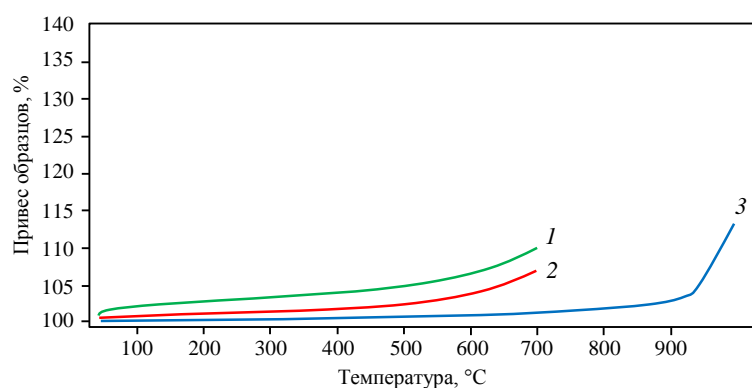


Рис. 10. Привес образцов волокон  $\text{Co-12TiC}$  (1),  $\text{Co-6TiC}$  (2) и  $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$  (3) при нагреве

Исследование сопротивления окислению при нагреве волокон показало, что введение в систему «кобальт–карбид титана» частиц карбида бора повышает жаростойкость материала, а увеличение количества карбида титана – снижает (рис. 10).

#### Заключения

Методом экстракции висящей капли расплава получены дисперсно-упрочненные дискретные частицы в форме иголок на основе кобальта, никеля и железа с добавками карбидов  $\text{TiC}$  и  $\text{B}_4\text{C}$  в количестве суммарно не более 6 % (по массе).

Высокоскоростное затвердевание расплава приводит к увеличению доли неравновесной  $\gamma$ -фазы с гранецентрированной кубической решеткой с 16 до 58 %. Расчеты атомных объемов  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз показали, что доля равновесной  $\alpha$ -фазы для всех сплавов после ВЗР меньше, чем в исходном состоянии после кристаллизации при обычной скорости. Кроме этого, в частицах наблюдаются метастабильные дисперсные фазы  $\text{Co}_2\text{B}$  и  $\text{Co}_3\text{B}$ .

Дисперсионно-упрочненные частицы сплава  $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$  обладают микротвердостью  $795\pm 35$  HV, что в 1,25 раза выше по сравнению со сплавом  $\text{Ni-3TiC-2B}_4\text{C}$  и в 1,15 раза выше по сравнению со сплавом  $\text{Fe-3TiC-2B}_4\text{C}$ . Значение прочности на растяжение волокон сплава  $\text{Co-3TiC-2B}_4\text{C}$  составляет  $1260\pm 150$  МПа.

Введение в систему «кобальт–карбид титана» добавок карбида бора повышает жаростойкость материала.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-49-00098).

*Работы (исследования) выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-11-2021-085 от 22.12.2021).*

#### Список источников

1. Zhao J., He J., Zhi Qing H., Lorenz R. Microstructure evolution in immiscible alloys during rapid directional solidification // *Zeitschrift fur metallkunde*. 2004. Vol. 95. P. 362–368. DOI: 10.3139/146.017967.
2. Дворецкая Е.В., Королев Д.В., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Коплак О.В., Моргунов Р.Б. Магнетронное напыление оболочки железа и микровключения в микропроводах PrDyFeCoB // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 08. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 08.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-85-96.
3. Vershinin G.A., Panova T.V. Distribution analysis of impurity atoms in binary systems after high-speed solidification of the melt // *International research journal*. 2015. No. 8 (39). URL: <https://research-journal.org/archive/8-39-2015-september/> (дата обращения: 08.04.2023).
4. Stasiak T., Oleszak D., Fraczkiewicz A. Effects of solidification condition on microstructure and properties of high-entropy alloys from the CoCrFeMnNi family // *JOM*. 2022. Vol. 74. P. 4842–482. DOI: 10.1007/s11837-022-05543-2.
5. Королев Д.В., Валеев Р.А., Моргунов Р.Б., Пискорский В.П. Расчет температурной зависимости намагниченности спеченных материалов Pr–Dy–Fe–Co–B в приближении молекулярного поля // *Труды ВИАМ*. 2023. № 2 (120). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-42-52.
6. Tamizifar H., Nadian A.M., Tamizifar M. The comparison between boron carbide (B<sub>4</sub>C) with other common inhibitors on physical and mechanical properties of WC/Co // *International Journal of Modern Physics: Conference Series*. 2012. Vol. 5. P. 102–110. DOI: 10.1142/S2010194512001900.
7. Davies I.J., Nozue A., Nakabayashi S., Okubo T. Fracture behaviour of boride-dispersed composites fabricated by hot-pressing amorphous Ni<sub>60</sub>Mo<sub>30</sub>B<sub>10</sub> powder // *Journal of materials science*. 1998. Vol. 33 (19). P. 4727–4732. DOI: 10.1023/A:1004441205253.
8. Perez N.L., Place T.A. X-ray diffraction of a heat-treated rapidly solidified Ni<sub>35</sub>Mo<sub>35</sub>Fe<sub>9</sub>B<sub>2</sub> alloy // *Journal of materials science letters*. 1990. Vol. 9. P. 940–942.
9. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Заводов А.В., Ефимочкин И.Ю. Формирование структуры твердых сплавов на основе системы WC–Co с субмикронным зерном в присутствии ингибирующих добавок // *Труды ВИАМ*. 2020. № 4–5 (88). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-89-99.
10. Mégret A., Vitry V., Delaunois F. The effect of boron-doped cobalt additions on mechanical properties of a recycled WC–Co powder // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2023. Vol. 111. Art. 106098. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2022.106098.
11. Серов М.М., Бецофен С.Я., Патрушев А.Ю., Ашмарин А.А., Гордеева М.И. Влияние высокоскоростного затвердевания расплава на структурные характеристики сплава Co–6TiC // *Деформация и разрушение материалов*. 2022. № 11. Ст. 01. DOI: 10.31044/1814-4632-2022-11-2-9.
12. Фарафонов Д.П., Мигунов В.П., Деговец М.Л., Алешина Р.Ш. Пористоволокнистый металлический материал для звукопоглощающих конструкций авиационных ГТД // *Труды ВИАМ*. 2016. № 4 (40). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-1-1.
13. Фарафонов Д.П., Серов М.М., Патрушев А.Ю., Лещев Н.Е., Ярошенко А.С. Металлические волокна для новых материалов авиационных двигателей // *Труды ВИАМ*. 2020. № 12 (94). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 08.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-23-34.

14. Мирошниченко И.С., Сергеев Г.А., Галушко И.М. Метастабильные диаграммы в системах никель–углерод и кобальт–углерод // Известия вузов. Черная металлургия. 1964. № 1. С. 164–166.
15. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3 т. М.: Машиностроение, 1996. Т. 1. 992 с.
16. Панов В.С., Чувилин А.М., Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них: учеб. пособие для вузов. М.: МИСИС, 2011. 428 с.
17. Исаев Б.А., Бурханов А.Р. Исследование структуры стали У8А после электромеханической обработки // Записки Горного института. 2018. Т. 233. С. 518–524. DOI: 10.31897/PMI.2018.5.518.
18. Дручинина О.А., Вершинин Д.С., Смолякова М.Ю. Использование автоматической системы анализа микротвердости для оценки глубины азотированного слоя на стали Р6М5 // Вестник ТГУ. 2010. Т. 15. Вып. 3. С. 1194–1197.
19. Гурьев А.М. Повышение эксплуатационных характеристик спеченных керамических W–Co материалов одновременным диффузионным насыщением бором, хромом и титаном // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2018. № 10. С. 16–21. DOI: 10.17513/mjprfi.12409.

### References

1. Zhao J., He J., Zhi Qing H., Lorenz R. Microstructure evolution in immiscible alloys during rapid directional solidification. *Zeitschrift fur metallkunde*, 2004, vol. 95, pp. 362–368. DOI: 10.3139/146.017967.
2. Dvoretzkaya E.V., Korolev D.V., Piskorskii V.P., Valeev R.A., Koplak O.V., Morgunov R.B. Magnetron sputtering of the iron shell and microinclusions in microwires PrDyFeCoB. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 08. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 08, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-85-96.
3. Vershinin G.A., Panova T.V. Distribution analysis of impurity atoms in binary systems after high-speed solidification of the melt. *International research journal*, 2015, no. 8 (39). Available at: <https://research-journal.org/archive/8-39-2015-september/> (accessed: April 08, 2023).
4. Stasiak T., Oleszak D., Fraczkiewicz A. Effects of solidification condition on microstructure and properties of high-entropy alloys from the CoCrFeMnNi family. *JOM*, 2022, vol. 74, pp. 4842–4842. DOI: 10.1007/s11837-022-05543-2.
5. Korolev D.V., Valeev R.A., Morgunov R.B., Piskorsky V.P. Calculation of the temperature dependence of the magnetization of sintered materials Pr–Dy–Fe–Co–B using molecular field approximation theory. *Trudy VIAM*, 2023, no. 2 (120), paper no. 4. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 08, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-2-42-52.
6. Tamizifar H., Hadian A.M., Tamizifar M. The comparison between boron carbide (B<sub>4</sub>C) with other common inhibitors on physical and mechanical properties of WC/Co. *International Journal of Modern Physics: Conference Series*, 2012, vol. 5, pp. 102–110. DOI: 10.1142/S2010194512001900.
7. Davies I.J., Nozue A., Nakabayashi S., Okubo T. Fracture behaviour of boride-dispersed composites fabricated by hot-pressing amorphous Ni<sub>60</sub>Mo<sub>30</sub>B<sub>10</sub> powder. *Journal of materials science*, 1998, vol. 33 (19), pp. 4727–4732. DOI: 10.1023/A:1004441205253.
8. Perez N.L., Place T.A. X-ray diffraction of a heat-treated rapidly solidified Ni<sub>35</sub>Mo<sub>35</sub>Fe<sub>9</sub>B<sub>2</sub> alloy. *Journal of materials science letters*, 1990, vol. 9, pp. 940–942.
9. Kablov E.N., Lukina E.A., Zavodov A.V., Efimochkin I.Yu. The formation of structure in ultrafine WC–Co carbide material in the presence of inhibitory additives. *Trudy VIAM*, 2020, no. 4–5 (88), paper no. 10. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 08, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-89-99.
10. Mégret A., Vitry V., Delaunois F. The effect of boron-doped cobalt additions on mechanical properties of a recycled WC–Co powder. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2023, vol. 111, art. 106098. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2022.106098.

11. Serov M.M., Betsofen S.Ya., Patrushev A.Yu., Ashmarin A.A., Gordeeva M.I. Influence of high-speed solidification of the melt on the structural characteristics of the Co–6TiC alloy. *Deformatsiya i razrusheniye materialov*, 2022, no. 11, art. 01. DOI: 10.31044/1814-4632-2022-11-2-9.
12. Farafonov D.P., Migunov V.P., Degovec M.L., Aleshina R.Sh. Porous-fibrous metallic material for sound-absorbing structures of aircraft GTE. *Trudy VIAM*, 2016, no. 4 (40), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 08, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-4-1-1.
13. Farafonov D.P., Serov M.M., Patrushev A.Yu., Leshchev N.E., Yaroshenko A.S. Metal fibers for new aircraft engine materials. *Trudy VIAM*, 2020, no. 12 (94), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 08, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-12-23-34.
14. Miroschnichenko I.S., Sergeev G.A., Galushko I.M. Metastable diagrams in nickel–carbon and cobalt–carbon systems. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*, 1964, no. 1, pp. 164–166.
15. Lyakishev N.P. *State diagrams of double metallic systems*: reference book in 3 vols: Moscow: Mashinostroenie, 1996, vol. 1, 992 p.
16. Panov V.S., Chuvilin A.M., *Technology and properties of sintered hard alloys and products made from them*: a textbook for univ. Moscow: MISIS, 2011, 428 p.
17. Isaev B.A., Burkhanov A.R. Study of the structure of U8A steel after electromechanical treatment. *Zapiski Gornogo instituta*, 2018, vol. 233, pp. 518–524. DOI: 10.31897/PMI.2018.5.518.
18. Druchinina O.A., Vershinin D.S., Smolyakova M.Yu. Using an automatic microhardness analysis system to assess the depth of the nitrided layer on R6M5 steel. *Vestnik TSU*, 2010, vol. 15, is. 3, pp. 1194–1197.
19. Guryev A.M. Improving the performance characteristics of sintered ceramic W–Co materials by simultaneous diffusion saturation with boron, chromium and titanium. *International Journal of Applied and Fundamental Research*, 2018, no. 10, pp. 16–21. DOI: 10.17513/mjpf.12409.

**Информация об авторах**

**Серов Михаил Михайлович**, доцент, д.т.н., ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», [mai@mai.ru](mailto:mai@mai.ru)

**Бецофен Сергей Яковлевич**, профессор, д.т.н., ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», [mai@mai.ru](mailto:mai@mai.ru)

**Патрушев Александр Юрьевич**, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Дворецков Роман Михайлович**, начальник сектора, к.х.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Елютин Евгений Сергеевич**, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Information about the authors**

**Michael M. Serov**, Docent, Doctor of Sciences (Tech.), FSBEI of HE «Moscow Aviation Institute (National Research University)», [mai@mai.ru](mailto:mai@mai.ru)

**Sergey Ya. Betsofen**, Professor, Doctor of Sciences (Tech.), FSBEI of HE «Moscow Aviation Institute (National Research University)», [mai@mai.ru](mailto:mai@mai.ru)

**Alexander Yu. Patrushev**, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Roman M. Dvoretsov**, Head of Sector, Candidate of Sciences (Chem.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Evgeny S. Elyutin**, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 11.09.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 14.09.2023.

The article was submitted 11.09.2023; approved and accepted for publication after reviewing 14.09.2023.