

Научная статья

УДК 621.775.8

DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-51-60

ФИКСАЦИЯ АМОРФНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Co–Cr–W ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКИХ СКОРОСТЕЙ ОХЛАЖДЕНИЯ*Р.А. Валеев¹, М.М. Серов¹, Н.Е. Лещев¹, А.С. Ярошенко¹*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Представлены результаты работ, проведенных в НИИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, по применению метода экстракции висящей капли расплава для получения волокон из кобальтовых сплавов системы Co–Cr–W. Проведенные исследования показали, что при закалке расплава в сплавах системы Co–Cr–W происходит фиксация аморфного состояния, при этом большая часть структуры полученных волокон замещена аморфной фазой. Приведены обоснованные режимы термической обработки, обеспечивающие кристаллизацию аморфной фазы. Показано, что после термической обработки в полученных образцах увеличивается доля твердых растворов на основе Co.

Ключевые слова: металлическое волокно, высокоскоростное затвердевание расплава, аморфное состояние, метод экстракции висящей капли расплава

Для цитирования: Валеев Р.А., Серов М.М., Лещев Н.Е., Ярошенко А.С. Фиксация аморфного состояния в сплавах системы Co–Cr–W под действием высоких скоростей охлаждения // Труды ВИАМ. 2025. № 5 (147). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-51-60.

Scientific article

FIXATION OF THE AMORPHOUS STATE IN ALLOYS Co–Cr–W SYSTEM UNDER THE INFLUENCE OF HIGH COOLING RATES*R.A. Valeev¹, M.M. Serov¹, N.E. Leshchev¹, A.S. Yaroshenko¹*

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The article presents the results of the work carried out at the NRC «Kurchatov Institute» – VIAM Research Center on the application of the hanging melt droplet extraction method to obtain fibers from cobalt alloys of the Co–Cr–W system. The conducted studies have shown that during the quenching of the melt in alloys of the Co–Cr–W system, the amorphous state is fixed, while most of the structure of the obtained fibers is replaced by an amorphous phase. The justified modes of heat treatment providing crystallization of the amorphous phase are given. It is shown that after heat treatment, an increase in the amount of solid solutions based on Co occurs in the obtained samples.

Keywords: metal fiber, high-speed solidification of the melt, amorphous state, method of extraction of a hanging drop of melt

For citation: Valeev R.A., Serov M.M., Leshchev N.E., Yaroshenko A.S. Fixation of the amorphous state in alloys Co–Cr–W system under the influence of high cooling rates. *Trudy VIAM*, 2025, no. 5 (147), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2025-0-5-51-60.

Введение

Благодаря высоким износостойким характеристикам сплавы системы Co–Cr–W чаще всего применяются для упрочнения деталей, подверженных трению и изнашиванию. Основное упрочнение в данных сплавах достигается за счет образования карбидов, состав которых определяется легирующими элементами, входящими в сплав [1, 2].

Получение проволок и волокон из данных сплавов затруднено ввиду их высокой твердости. Применение литейных методов для получения волокон стеллитов, обладающих высокой твердостью, вместо традиционных методов волочения позволяет существенно снизить количество межоперационных переделов. В данной статье для получения дискретных волокон из сплава системы Co–Cr–W предложено использовать метод экстракции висящей капли расплава (ЭВКР) вращающимся теплоприемником. Данный метод позволяет получать длинномерные и дискретные волокна, чешуйки, порошки практически из любых конгруэнтно плавящихся материалов благодаря применению бестигельной плавки и обеспечивает достижение скоростей охлаждения расплава $\sim(10^5\text{--}10^6)$ К/с.

Влияние высоких скоростей охлаждения расплава на структуру сплавов на основе кобальта в основном исследуется в разрезе магнитомягких материалов на основе системы Co–Fe–Ni с добавлением легирующих элементов в виде Si и/или В [3, 4]. Из научно-технической литературы [4] известно, что способность сплава к аморфизации характеризуется величиной критической скорости охлаждения. Большинство аморфных кобальтовых сплавов получено методом спиннингования в виде лент и имеет значения критической скорости охлаждения в пределах от 10^5 до 10^6 К/с. Так, сплав $\text{Co}_{75}\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$ имеет критическую скорость охлаждения $\sim 10^{5.5}$ К/с [5, 6]. Для кобальтовых сплавов системы Co–Cr–W, которые используются для изготовления деталей, работающих при высоких температурах, подверженных сильному износу и воздействию окислительных сред, вопросы аморфизации не рассматривались [7–9].

Цель работы – исследование влияния метода высокоскоростного затвердевания расплава (ВЗР) на структуру кобальтовых сплавов системы Co–Cr–W.

Материалы и методы

Материалом для исследования служили три сплава системы Co–Cr–W. Образцы волокон получали на смонтированной в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ установке ЭВКР-РН. Принцип действия установки основан на методе ЭВКР, разработанном в Научном центре порошкового материаловедения (г. Пермь) и МАТИ им. К.Э. Циолковского в начале 1990-х гг. Суть метода ЭВКР заключается в вытягивании волокон из капли расплава, образующейся на торце вертикально подвешенного прутка, плавление торца прутка осуществляется с помощью резистивного нагрева графитовыми нагревателями. Вытягивание волокна осуществляется вращающимся водоохлаждаемым теплоприемником, за счет высокой степени теплоотвода в зоне контакта диска и расплава возможно достижение высоких скоростей охлаждения (до 10^6 К/с), дальнейшее охлаждение происходит непосредственно во время полета волокна в бункере-приемнике. Отличительной особенностью данного метода является применение бестигельной плавки, что позволяет использовать в качестве исходного сырья для получения волокон практически любой материал (тугоплавкие, химически активные, жаростойкие металлы, коррозионностойкие и труднодеформируемые стали и сплавы). Применение резистивного нагрева позволяет плавить заготовки при температуре до 1700 °С [10]. Внешний вид установки представлен на рис. 1.

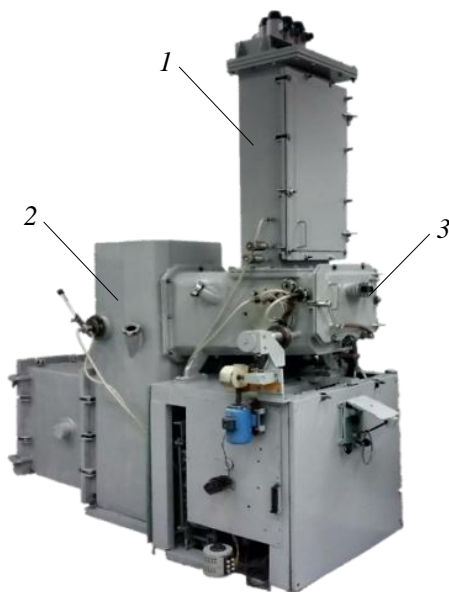


Рис. 1. Установка ЭВКР-РН: 1 – питатель; 2 – бункер-приемник готовой продукции; 3 – рабочая камера с системой нагрева

Для проведения рентгенофазового анализа полученные волокна измельчали в планетарной мельнице до порошков дисперсностью 500 мкм. Рентгенофазовый анализ образцов осуществляли на универсальном рентгеновском дифрактометре. Съемку рентгенограмм проводили с использованием рентгеновской трубки, оснащенной медной мишенью, с длиной волны монохроматического Cu K -излучения $\lambda = 0,15418$ нм в диапазоне углов рассеяния $2\theta = 20\text{--}140$ градусов с шагом 0,1 градуса. Продолжительность измерения интенсивности излучения на точку составила 0,6 с.

Для определения изменений количественного соотношения гранцентрированной кубической (ГЦК) α - и гексагональной плотноупакованной (ГП) ε -фаз в сплавах использовали уравнение, приведенное в работе [11]. Применяли рефлексы (111) и (200) α -фазы и рефлексы (100), (002) и (101) ε -фазы. При этом интенсивность рефлекса (002) ε -фазы, который для всех сплавов, кроме исходного сплава $\text{Co}_{53,1}\text{W}_{12,6}\text{Cr}_{24,5}(\text{Si}, \text{C}, \text{V}, \text{Zr})_{9,8}$, совпадал с рефлексом (111) α -фазы, определяли как среднюю величину рефлексов (100) и (101) этой фазы. Величину интенсивности рефлекса (111) α -фазы определяли как разность суммарной интенсивности и рассчитанной интенсивности рефлекса (002) ε -фазы.

Соотношение аморфной и кристаллической фазы также можно оценить непосредственно по рентгенограмме сплава. Для этого необходимо установить количественное соотношение рассеяния от кристаллических и аморфных областей. Этот метод оказывается наиболее простым, когда рассеяние от аморфных областей проявляется в виде хорошо различимой широкой полосы, наложенной на резкую рентгенограмму, которая соответствует кристаллической области. Измеряя площади под соответствующими кривыми, можно оценить массовое соотношение аморфных и кристаллических областей исследуемого вещества [12].

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ. Исследование тонкой структуры образцов при высоком разрешении проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ). Предварительно подготовили порошки из исследуемых волокон. Порошки получали путем дробления волокон в планетарной мельнице САНД-1.

Для проведения дифференциального термического анализа (ДТА) использован прибор, разработанный в ФГБОУ ВО «МАИ (НИУ)».

Результаты и обсуждение

В работе использовали сплавы системы Co–Cr–W, типичная структура которых в литом состоянии представляет собой твердые растворы на основе Co различных модификаций с включениями карбидов типа $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_3C_2 и MeC [13, 14].

Проведен рентгенофазовый анализ литых образцов и волокон, полученных методом ЭВКР, из сплава $Co_{56,8}W_{4,6}Cr_{31,0}(Si, C, Ni, Fe)_{7,6}$ (рис. 2). Показано, что структура волокон представляет собой трехфазную систему – присутствуют твердые растворы на основе кобальта с решетками ГЦК (α -Co) и ГП (ϵ -Co), а также рентгеноаморфная фаза, о наличии которой свидетельствует хорошо различимая широкая полоса, наложенная на пики, соответствующие кристаллической решетке [15].

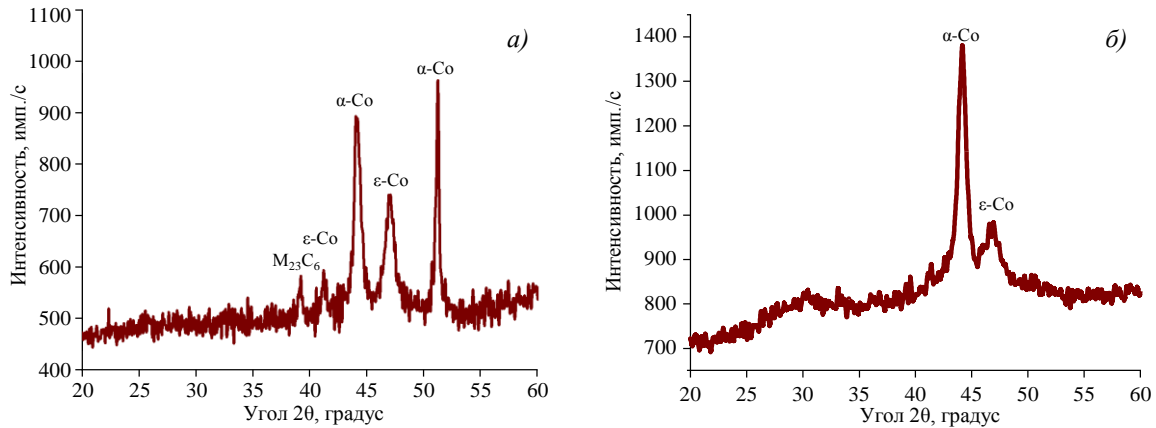


Рис. 2. Результаты рентгенофазового анализа литого образца (а) и волокон, полученных методом экстракции висящей капли расплава (б), из сплава $Co_{56,8}W_{4,6}Cr_{31,0}(Si, C, Ni, Fe)_{7,6}$

Аналогичная картина наблюдается на рентгенограмме литых образцов и волокон, полученных методом ЭВКР, из сплава $Co_{53,1}W_{12,6}Cr_{24,5}(Si, C, V, Zr)_{9,8}$ (рис. 3). Однако в структуре волокна может присутствовать монокарбид вольфрама WC, что связано с высоким содержанием W в сплаве. При этом рентгеноаморфное гало имеет большую площадь на рентгенограмме по сравнению с волокнами из сплава $Co_{56,8}W_{4,6}Cr_{31,0}(Si, C, Ni, Fe)_{7,6}$.

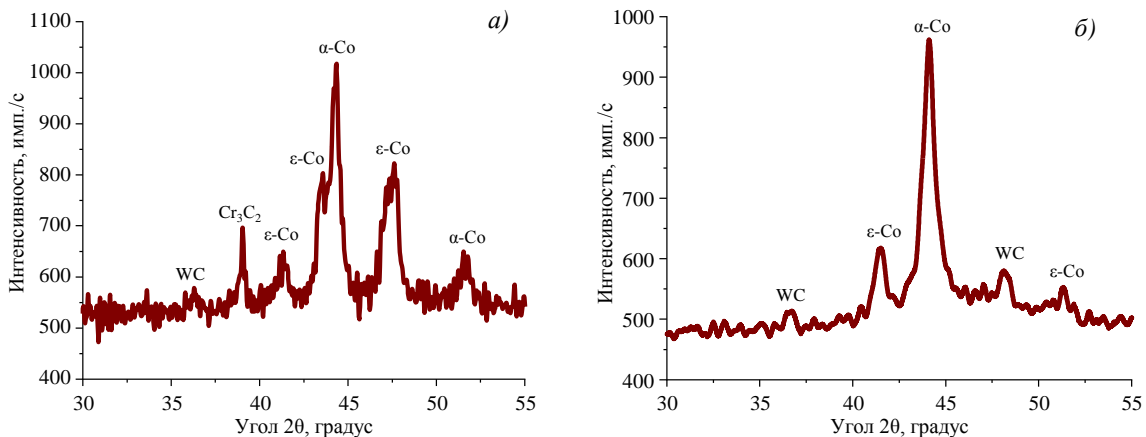


Рис. 3. Результаты рентгенофазового анализа литого образца (а) и волокон, полученных методом экстракции висящей капли расплава (б), из сплава $Co_{53,1}W_{12,6}Cr_{24,5}(Si, C, V, Zr)_{9,8}$

В сплаве $Co_{54,1}Cr_{24,5}W_{8,8}(Si, C, Zr, Ni, Ti)_{12,6}$ под действием высоких скоростей охлаждения расплава образуются четыре фазы: твердые растворы на основе α -Co и ϵ -Co, аморфная фаза и Cr_3C_2 . Полученная рентгенограмма представлена на рис. 4.

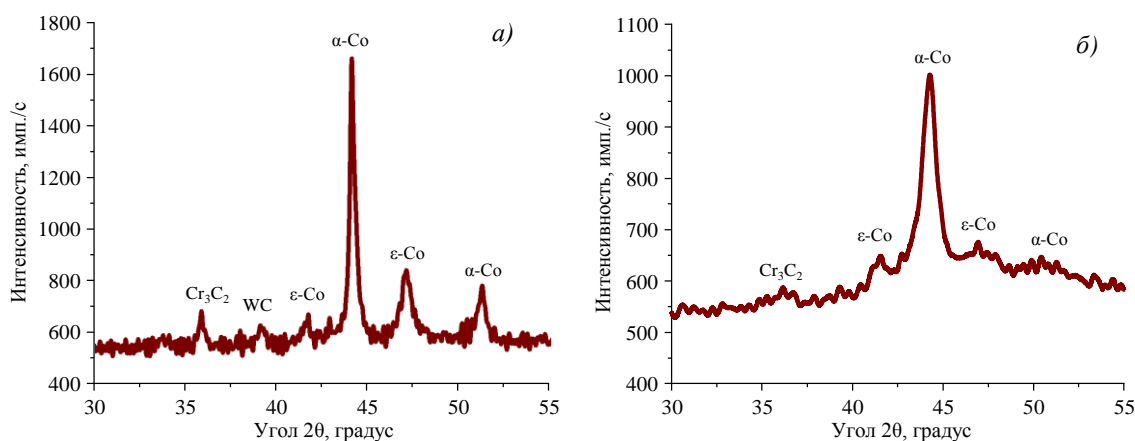


Рис. 4. Результаты рентгенофазового анализа литого образца (а) и волокон, полученных методом экстракции висящей капли расплава (б), из сплава $Co_{54,1}Cr_{24,5}W_{8,8}(Si, C, Zr, Ni, Ti)_{12,6}$

В табл. 1 приведены периоды решетки, объемные доли α - и ϵ -фаз, осевое отношение ГП- ϵ -фазы, соотношения аморфной и кристаллической фаз (V_A/V_K) литых образцов и волокон. Периоды решетки α - и ϵ -фаз, а также осевые отношения ГП- ϵ -фазы варьируются в широких пределах. Корреляции вариаций периодов решетки и осевых отношений с количеством тех или других легирующих элементов найти не удалось. Это связано с большим количеством основных легирующих элементов, а также, по-видимому, с тем, что, как и в большинстве сплавов, в частности в никелевых жаропрочных сплавах, легирующие элементы неравномерно распределяются в присутствующих в сплаве фазах. Кроме того, на величины периодов решетки и осевые отношения существенно влияет ВЗР, при этом характер этих изменений различается для разных сплавов.

Таблица 1

Периоды решетки (a_α , a_ϵ , c_ϵ), осевое отношение ГП- ϵ -фазы (c_ϵ/a_ϵ), объемные доли α - и ϵ -фаз (V_α , V_ϵ), соотношение аморфной и кристаллической фаз (V_A/V_K) литых образцов и волокон, полученных в результате высокоскоростного затвердевания расплава (ВЗР)

Сплав	Состояние	a_α	a_ϵ	c_ϵ	c_ϵ/a_ϵ	V_α	V_ϵ	V_A/V_K
		нм				%		
$Co_{56,8}W_{4,6}Cr_{31,0}(Si, C, Ni, Fe)_{7,6}$	Литое	0,3571	0,2532	0,4115	1,625	36	64	–
	ВЗР	0,3550	0,2533	0,4100	1,619	58	42	57/43
$Co_{53,1}W_{12,6}Cr_{24,5}(Si, C, V, Zr)_{9,8}$	Литое	0,3541	0,2518	0,4161	1,652	38	62	–
	ВЗР	0,3560	0,2514	0,4107	1,634	48	52	60/40
$Co_{54,1}Cr_{24,5}W_{8,8}(Si, C, Zr, Ni, Ti)_{12,6}$	Литое	0,3568	0,2507	0,4111	1,639	41	59	–
	ВЗР	0,3543	0,2512	0,4091	1,628	36	64	63/37

Единственная корреляция наблюдается для величины осевого отношения ГП- ϵ -фазы, которая снижается для исследуемых сплавов. Кроме того, ВЗР неоднозначно влияет на соотношение фаз. Если для сплавов $Co_{56,8}W_{4,6}Cr_{31,0}(Si, C, Ni, Fe)_{7,6}$ и $Co_{53,1}W_{12,6}Cr_{24,5}(Si, C, V, Zr)_{9,8}$ после ВЗР количество α -фазы существенно увеличивается (соответственно от 36 до 58 % и от 38 до 48 %), то для сплава $Co_{54,1}Cr_{24,5}W_{8,8}(Si, C, Zr, Ni, Ti)_{12,6}$ снижается от 41 до 36 %. Кроме того, после ВЗР происходит уширение рефлексов, преимущественно ϵ -Co, что свидетельствует о более интенсивном искажении кристаллической решетки этой фазы.

Исследование тонкой структуры порошков из полученных волокон методом ПЭМ (рис. 5) показало их схожесть для всех исследуемых составов, при этом наблюдаемая на изображениях структура в научно-технической литературе [16, 17] носит название «соль-перец». Данная структура типична для одновременного существования аморфной и кристаллической фаз.

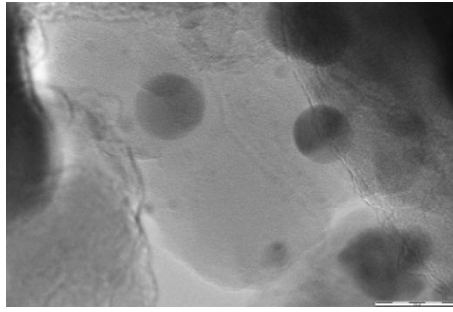


Рис. 5. ПЭМ-изображение тонкой структуры порошков из волокон, полученных методом экстракции висящей капли расплава из сплава $\text{Co}_{54,1}\text{Cr}_{24,5}\text{W}_{8,8}(\text{Si}, \text{C}, \text{Zr}, \text{Ni}, \text{Ti})_{12,6}$

Дополнительно проведена оценка температурной стабильности аморфной фазы в исследуемых порошках волокон методом ДТА, результаты которого приведены на рис. 6.

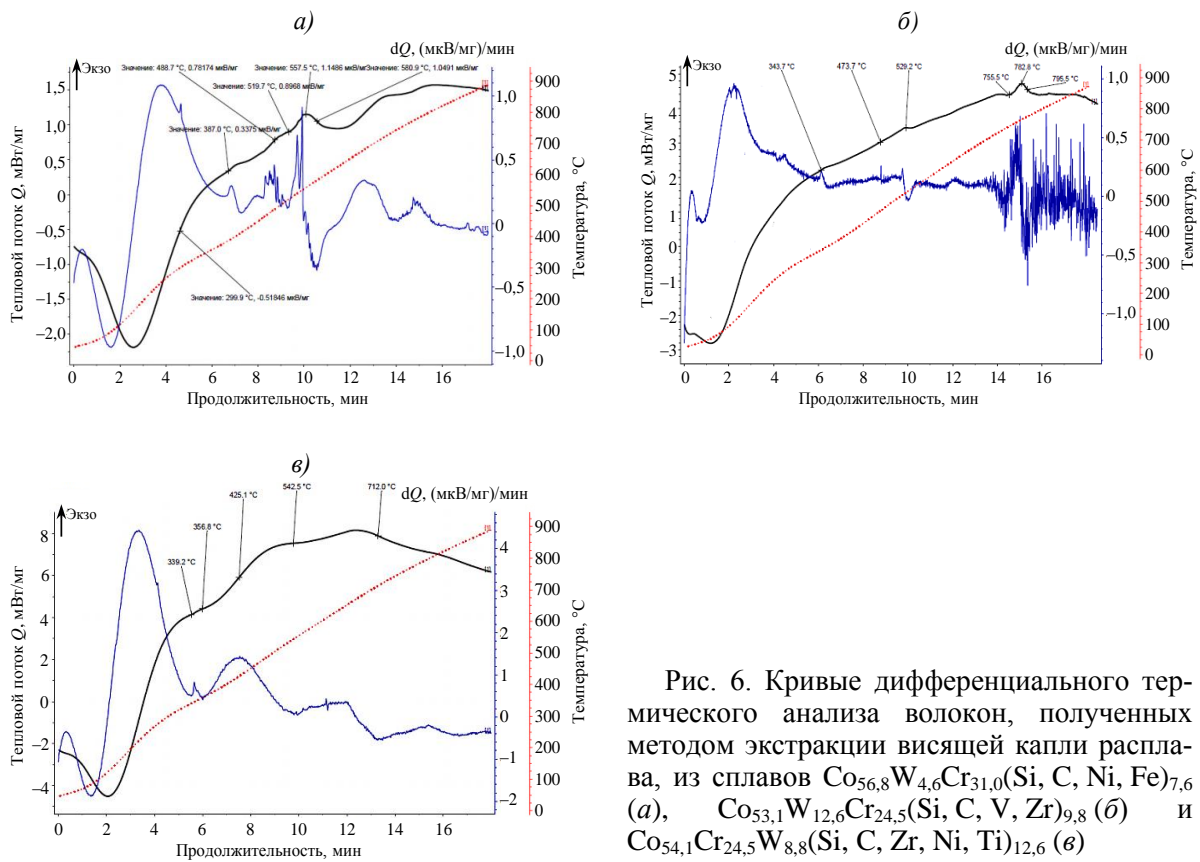


Рис. 6. Кривые дифференциального термического анализа волокон, полученных методом экстракции висящей капли расплава, из сплавов $\text{Co}_{56,8}\text{W}_{4,6}\text{Cr}_{31,0}(\text{Si}, \text{C}, \text{Ni}, \text{Fe})_{7,6}$ (а), $\text{Co}_{53,1}\text{W}_{12,6}\text{Cr}_{24,5}(\text{Si}, \text{C}, \text{V}, \text{Zr})_{9,8}$ (б) и $\text{Co}_{54,1}\text{Cr}_{24,5}\text{W}_{8,8}(\text{Si}, \text{C}, \text{Zr}, \text{Ni}, \text{Ti})_{12,6}$ (в)

На кривых ДТА присутствуют экзотермические эффекты, которые соответствуют фазовому переходу аморфной фазы в кристаллическое состояние. Так, для сплава $\text{Co}_{56,8}\text{W}_{4,6}\text{Cr}_{31,0}(\text{Si}, \text{C}, \text{Ni}, \text{Fe})_{7,6}$ начало кристаллизации аморфной фазы наблюдается при температуре 520 °C, что соответствует приведенной температуре стеклования $T_g/T_L \approx 0,46$; для сплава $\text{Co}_{53,1}\text{W}_{12,6}\text{Cr}_{24,5}(\text{Si}, \text{C}, \text{V}, \text{Zr})_{9,8}$ – при 756 °C и $T_g/T_L \approx 0,67$; для сплава $\text{Co}_{54,1}\text{Cr}_{24,5}\text{W}_{8,8}(\text{Si}, \text{C}, \text{Zr}, \text{Ni}, \text{Ti})_{12,6}$ – при 542 °C и $T_g/T_L \approx 0,46$. Полученные значения находятся в интервале, характерном для большинства аморфных сплавов [18].

Для аморфных сплавов на основе Co кристаллизация аморфной фазы происходит при температуре не выше 500 °C [19]. Для исследуемых систем данные температуры находятся в пределах от 500 до 750 °C, что подтверждает высокую термическую

стабильность аморфной фазы в исследуемых волокнах. В работах [20, 21] приведено эмпирическое уравнение, основанное на большом количестве экспериментальных данных, связывающее критическую скорость охлаждения, необходимую для фиксации аморфного состояния, с величиной приведенной температуры стеклования:

$$V_c = 1,36 \cdot 10^{18} \cdot \exp\left(-66,95 \frac{T_g}{T_L}\right).$$

Применение уравнения к результатам ДТА позволяет получить значение $V_c \approx 5,7 \cdot 10^4$ К/с для сплава $\text{Co}_{56,8}\text{W}_{4,6}\text{Cr}_{31,0}(\text{Si}, \text{C}, \text{Ni}, \text{Fe})_{7,6}$, $V_c \approx 4,3 \cdot 10^1$ К/с для сплава $\text{Co}_{53,1}\text{W}_{12,6}\text{Cr}_{24,5}(\text{Si}, \text{C}, \text{V}, \text{Zr})_{9,8}$ и $V_c \approx 8,2 \cdot 10^4$ К/с для сплава $\text{Co}_{54,1}\text{Cr}_{24,5}\text{W}_{8,8}(\text{Si}, \text{C}, \text{Zr}, \text{Ni}, \text{Ti})_{12,6}$. Хотя уравнение носит оценочный характер, оно свидетельствует о большей склонности к аморфизации сплава $\text{Co}_{53,1}\text{W}_{12,6}\text{Cr}_{24,5}(\text{Si}, \text{C}, \text{V}, \text{Zr})_{9,8}$ по сравнению с другими составами.

По результатам ДТА проведена термическая обработка полученных волокон, заключающаяся в отжиге в муфельной печи при температурах выше температур расстекловывания на 50 °С. Оценено влияние отжига на фазовый состав волокон при продолжительности выдержки до 2 ч. Показано, что для всех исследуемых волокон уменьшается межплоскостное расстояние с образованием твердых растворов на основе Co различных модификаций. Однако влияние отжига на количественное соотношение твердых растворов в структуре волокон различается. Так, для сплавов $\text{Co}_{56,8}\text{W}_{4,6}\text{Cr}_{31,0}(\text{Si}, \text{C}, \text{Ni}, \text{Fe})_{7,6}$ и $\text{Co}_{53,1}\text{W}_{12,6}\text{Cr}_{24,5}(\text{Si}, \text{C}, \text{V}, \text{Zr})_{9,8}$ отжиг приводит к увеличению содержания α -Co, тогда как в сплаве $\text{Co}_{54,1}\text{Cr}_{24,5}\text{W}_{8,8}(\text{Si}, \text{C}, \text{Zr}, \text{Ni}, \text{Ti})_{12,6}$ повышается количество ϵ -Co, что, по-видимому, связано с большим содержанием никеля в сплаве $\text{Co}_{54,1}\text{Cr}_{24,5}\text{W}_{8,8}(\text{Si}, \text{C}, \text{Zr}, \text{Ni}, \text{Ti})_{12,6}$. На рис. 7 представлены результаты рентгенофазового анализа волокон после отжига. В табл. 2 приведены периоды решетки, осевые отношения ГП- ϵ -фазы и объемные доли α - и ϵ -фаз волокон до и после отжига.

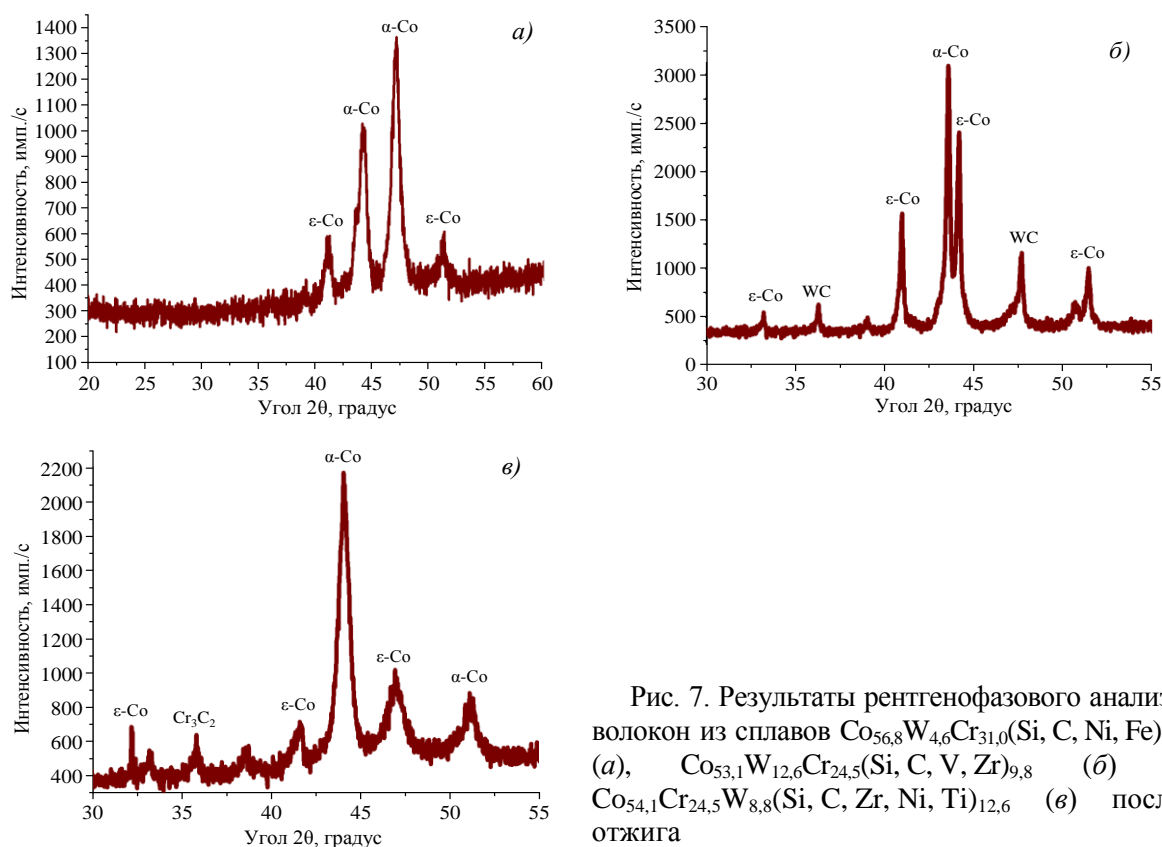


Рис. 7. Результаты рентгенофазового анализа волокон из сплавов $\text{Co}_{56,8}\text{W}_{4,6}\text{Cr}_{31,0}(\text{Si}, \text{C}, \text{Ni}, \text{Fe})_{7,6}$ (а), $\text{Co}_{53,1}\text{W}_{12,6}\text{Cr}_{24,5}(\text{Si}, \text{C}, \text{V}, \text{Zr})_{9,8}$ (б) и $\text{Co}_{54,1}\text{Cr}_{24,5}\text{W}_{8,8}(\text{Si}, \text{C}, \text{Zr}, \text{Ni}, \text{Ti})_{12,6}$ (в) после отжига

Периоды решетки (a_α , a_ε , c_ε), осевое отношение ГП- ε -фазы ($c_\varepsilon/a_\varepsilon$) и объемные доли α - и ε -фаз (V_α , V_ε) волокон до и после отжига

Сплав	Состояние	a_α	a_ε	c_ε	$c_\varepsilon/a_\varepsilon$	V_α	V_ε
		нм				%	
Co _{56,8} W _{4,6} Cr _{31,0} (Si, C, Ni, Fe) _{7,6}	До отжига	0,3550	0,2533	0,4100	1,619	58,1	41,9
	После отжига	0,3582	0,2523	0,4085	1,619	37,0	63,0
Co _{53,1} W _{12,6} Cr _{24,5} (Si, C, V, Zr) _{9,8}	До отжига	0,3560	0,2514	0,4107	1,634	48,2	51,8
	После отжига	0,3552	0,2487	0,4049	1,628	45,5	54,5
Co _{54,1} Cr _{24,5} W _{8,8} (Si, C, Zr, Ni, Ti) _{12,6}	До отжига	0,3543	0,2512	0,4091	1,628	35,7	64,3
	После отжига	0,3547	0,2479	0,4056	1,636	42,6	57,4

Заключения

Приведены результаты исследования влияния метода ЭВКР на структуру сплавов системы Co–Cr–W. Показано, что под действием высоких скоростей охлаждения ($\sim 10^5$ К/с) в сплавах системы Co–Cr–W происходит фиксация аморфного состояния, что подтверждается данными рентгенофазового анализа и результатами исследования методом ПЭМ тонкой структуры порошков из полученных волокон. Результаты оценки фазового состава подтвердили смещение соотношения аморфной и кристаллической фаз в область превалирования аморфной фазы в структуре. Закалка расплава также существенно влияет на величины периодов решетки и осевые отношения, при этом характер этих изменений различается для разных сплавов. Так, период решетки α -фазы после ВЗР существенно снижается для сплавов Co_{56,8}W_{4,6}Cr_{31,0}(Si, C, Ni, Fe)_{7,6} и Co_{54,1}Cr_{24,5}W_{8,8}(Si, C, Zr, Ni, Ti)_{12,6}, но увеличивается для сплава Co_{53,1}W_{12,6}Cr_{24,5}(Si, C, V, Zr)_{9,8}. При этом количество α -фазы после ВЗР увеличивается для сплавов Co_{56,8}W_{4,6}Cr_{31,0}(Si, C, Ni, Fe)_{7,6} и Co_{53,1}W_{12,6}Cr_{24,5}(Si, C, V, Zr)_{9,8}, но снижается для сплава Co_{54,1}Cr_{24,5}W_{8,8}(Si, C, Zr, Ni, Ti)_{12,6}.

Анализируя влияние отжига при температурах кристаллизации аморфной фазы на фазовый состав, можно заключить, что для всех исследуемых волокон происходит уменьшение межплоскостных расстояний с образованием твердых растворов на основе Co различных модификаций. Однако влияние отжига на количественное соотношение твердых растворов в структуре волокон различается. Так, после отжига в сплавах Co_{56,8}W_{4,6}Cr_{31,0}(Si, C, Ni, Fe)_{7,6} и Co_{53,1}W_{12,6}Cr_{24,5}(Si, C, V, Zr)_{9,8} увеличивается содержание α -Co, тогда как в сплаве Co_{54,1}Cr_{24,5}W_{8,8}(Si, C, Zr, Ni, Ti)_{12,6} возрастает количество ε -Co.

Список источников

1. Фарафонов Д.П., Деговец М.Л., Роголев А.М. Исследование экспериментальных композиций износостойких сплавов на основе кобальта для ремонта и упрочнения рабочих лопаток турбин высокого давления методом лазерной наплавки // Труды ВИАМ. 2017. № 8 (56). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-5-5.
2. Johns Hopkins University. Metallic Glass: Material Of The Future // Science Daily. URL: <https://www.sciencedaily.com/releases/1998/03/980331074950.htm> (дата обращения: 18.10.2024).
3. Каблов Е.Н., Петраков А.Ф., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Назарова Н.В. Влияние диспрозия и кобальта на температурную зависимость намагниченности и фазовый состав материала системы Nd–Dy–Fe–Co–B // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 4. С. 3–10.
4. Zhang T., Inoue A. Bulk Glassy Alloys in (Fe, Co, Ni)–Si–B System // Materials Transactions (Japan). 2001. Vol. 42. No. 6. P. 1015–1018.
5. Miller M.K. Microstructure // Bulk Metallic Glasses / eds. M. Miller, P. Liaw. Boston: Springer, 2008. DOI: 10.1007/978-0-387-48921-6-5.
6. Анциферов В.Н., Нечаев А.С. Получение быстроохлажденных волокон экстракцией из расплава // Металлург. 2013. № 4. С. 85–87.
7. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.

8. Бузенков А.В., Бурканов М.В., Валеев Р.А., Пискорский В.П. Свойства спеченных магнитов Pt–Dy–Fe–Co–B в зависимости от состава и технологических параметров изготовления // Труды ВИАМ. 2024. № 5 (135). Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 17.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-5-91-100.
9. Евгенов А.Г., Шуртаков С.В., Чуманов И.Р., Лещев Н.Е. Новый износостойкий сплав на кобальтовой основе: влияние кремния и углерода на структуру и триботехнические характеристики. Часть 1 // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 4 (65). Ст. 07. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 17.11.2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-59-69.
10. Серов М.М., Борисов Б.В. Получение металлических волокон и пористых материалов из них методом экстракции висящей капли расплава // Технология легких сплавов. 2007. № 3. С. 62–65.
11. Бецофен С.Я., Ашмарин А.А., Терентьев В.Ф. и др. Фазовый состав и остаточные напряжения в поверхностных слоях трипстали ВНС9-Ш // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 6. С. 12–20.
12. Металлические стекла. Пер. с англ. / под ред. Дж.Дж. Гилмара и Х.Дж. Лими. М.: Металлургия, 1984. 264 с.
13. ASM Specialty Handbook: Tool Materials / ed. J.R. Davis. ASM International, 1995. 501 p.
14. Курлов А.С., Гусев А.И. Карбиды вольфрама и фазовая диаграмма системы W–C // Неорганические материалы. 2006. Т. 42. № 2. С. 156–163.
15. Федорченко И.М. Свойства порошков металлов, тугоплавких соединений и спеченных материалов: справочник. Киев: Наукова думка, 1978. 184 с.
16. Sinnecker E.H.C.P., Páramo D., Larin V. et al. Glass coated microwires with enhanced coercivity // The Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1999. Vol. 203. P. 54–56.
17. Popova N., Nikonenko E., Erbolatova G. et al. Impact of thermochemical treatment on structure and phase state of austenitic alloy // AIP Conference Proceedings. 2019. Vol. 2167. P. 020287.
18. Ayache J., Beaunier L., Boumendil J. et al. Sample Preparation Handbook for Transmission Electron Microscopy. Springer Science+Business Media LLC, 2010. 233 p.
19. Севальнев Г.С., Востриков А.В., Нефедкин Д.Ю., Моисеенков В.В., Волков Р.Б., Ульянов Е.И. Исследование структуры, распределения карбидной фазы, твердости и триботехнических характеристик высокохромистых подшипниковых сталей мартенситного класса // Труды ВИАМ. 2023. № 10 (128). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.11.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.
20. Золотухин И.В. Физические свойства аморфных металлических материалов. М.: Металлургия, 1986. 176 с.
21. Зайцев А.И., Могутнов Б.М., Шахпазов Е.Х. Аморфизация металлических расплавов. М.: Интерконтакт Наука, 2011. 292 с.

References

1. Farafonov D.P., Degovec M.L., Rogalev A.M. Research of experimental compositions of wear-resistant alloys on the basis of cobalt for repair and hardening of working blades of high-pressure turbines by method of laser welding. *Trudy VIAM*, 2017, no. 8 (56), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 15, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-5-5.
2. Johns Hopkins University. Metallic Glass: Material Of The Future? *Science Daily*. Available at: <https://www.sciencedaily.com/releases/1998/03/980331074950.htm> (accessed: October 18, 2024).
3. Kablov E.N., Petrakov A.F., Piskorsky V.P., Valeev R.A., Nazarova N.V. Influence of dysprosium and cobalt on the temperature dependence of magnetization and phase composition of the material of the Nd–Dy–Fe–Co–B system. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 2007, no. 4, pp. 3–10.
4. Zhang T., Inoue A. Bulk Glassy Alloys in (Fe, Co, Ni)–Si–B System. *Materials Transactions (Japan)*, 2001, vol. 42, no. 6, pp. 1015–1018.
5. Miller M.K. Microstructure. *Bulk Metallic Glasses*. Eds. M. Miller, P. Liaw. Boston: Springer, 2008. DOI: 10.1007/978-0-387-48921-6-5.
6. Antsiferov V.N., Nechaev A.S. Obtaining rapidly cooled fibers by extraction from the melt. *Metallurg*, 2013, no. 4, pp. 85–87.

7. Kablov E.N., Bakradze M.M., Gromov V.I., Voznesenskaya N.M., Yakusheva N.A. New high strength structural and corrosion-resistant steels for aerospace equipment developed by FSUE «VIAM» (review). *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
8. Buzenkov A.V., Burkanov M.V., Valeev R.A., Piskorsky V.P. Properties of sintered magnets Pr–Dy–Fe–Co–B depending on the composition and technological parameters of manufacture. *Trudy VIAM*, 2024, no. 5 (135), paper no. 09. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 17, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2024- 0-5-91-100.
9. Evgenov A.G., Shurtakov S.V., Chumanov I.R., Leshchev N.E. New wear-resistant cobalt-based alloy: effect of silicon and carbon on structure and tribotechnical characteristics. Part 1. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 07. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: November 17, 2024). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-59-69.
10. Serov M.M., Borisov B.V. Production of metal fibers and porous materials from them by the method of extraction of a hanging drop of the melt. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2007, no. 3, pp. 62–65.
11. Betzofen S.Ya., Ashmarin A.A., Terentyev V.F. et al. Phase composition and residual stresses in the surface layers of VNS9-Sh tripsteel. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2020, no. 6, pp. 12–20.
12. *Metallic glasses*. Trans. from Engl. Eds. J.J. Gilmar and H.J. Leamy. Moscow: Metallurgiya, 1984, 264 p.
13. Davis J.R. *ASM Specialty Handbook: Tool Materials*. ASM International, 1995, 501 p.
14. Kurlov A.S., Gusev A.I. Tungsten carbides and the phase diagram of the W–C system. *Neorganicheskiye materialy*, 2006, vol. 42, no. 2, pp. 156–163.
15. Fedorchenko I.M. *Properties of metal powders, refractory compounds and sintered materials: handbook*. Kyiv: Naukova Dumka, 1978, 184 p.
16. Sinnecker E.H.C.P., Páramo D., Larin V. et al. Glass coated microwires with enhanced coercivity. *The Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 1999, vol. 203, pp. 54–56.
17. Popova N., Nikonenko E., Erbolatova G. et al. Impact of thermochemical treatment on structure and phase state of austenitic alloy. *AIP Conference Proceedings*, 2019, vol. 2167, p. 020287.
18. Ayache J., Beaunier L., Boumendil J. et al. *Sample Preparation Handbook for Transmission Electron Microscopy*. Springer Science+Business Media LLC, 2010, 233 p.
19. Sevalnev G.S., Vostrikov A.V., Nefedkin D.Yu., Moiseenkov V.V., Volkov R.B., Ulyanov E.I. Study of the structure, distribution of carbide phase, hardness and tribotechnical characteristics of high-chromium bearing steels of the martensitic class. *Trudy VIAM*, 2023, no. 10 (128), paper no. 02. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: November 05, 2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.
20. Zolotukhin I.V. *Physical properties of amorphous metallic materials*. Moscow: Metallurgiya, 1986, 176 p.
21. Zaitsev A.I., Mogutnov B.M., Shakhpazov E.Kh. *Amorphization of metallic melts*. Moscow: Interkontakt Nauka, 2011, 292 p.

Информация об авторах

Валеев Руслан Анверович, начальник лаборатории, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Серов Михаил Михайлович, исполняющий обязанности главного научного сотрудника, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Лещев Никита Евгеньевич, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Ярошенко Александр Сергеевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Ruslan A. Valeev, Head of Laboratory, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Mikhail M. Serov, Acting Chief Researcher, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Nikita E. Leshchev, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander S. Yaroshenko, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 02.12.2024; одобрена и принята к публикации после рецензирования 06.12.2024.
The article was submitted 02.12.2024; approved and accepted for publication after reviewing 06.12.2024.