

УДК 669.245

Д.В. Зайцев¹, С.В. Сбитнева¹, Л.Б. Бер², А.В. Заводов¹**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА
ЧАСТИЦ ОСНОВНЫХ ФАЗ
В ИЗДЕЛИЯХ ИЗ ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО
ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭП741НП**

DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-8-8

В заготовках дисков из гранулируемого никелевого жаропрочного сплава ЭП741НП определен химический состав частиц γ - и γ' -фаз, а также частиц карбидов. Исследование химического состава фаз проводили с применением рентгеноспектрального микроанализа с локальностью 1,5 нм в просвечивающем электронном микроскопе. Частицы γ' -фазы имеют повышенное содержание Ni, Al, Ti, Nb и более низкую концентрацию Cr, Co, Mo и W, чем прослойки γ -матрицы. Частицы карбидов, кроме высокого содержания углерода, содержат высокую концентрацию бора, т. е. являются карбоборидами. Показано, что по стехиометрическому составу карбобориды можно разделить на два вида: более крупные частицы 0,3–1 мкм – это Me(B, C), где Me – Ti, Nb, Hf; более мелкие частицы 80–200 нм относятся к фазам $Me_{23}(B, C)_6$ или $Me_3(B, C)_2$, где Me – Cr, Mo, W. Идентификация частиц Me(B, C) проведена с применением дифракционных методов.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова: *гранулируемый жаропрочный никелевый сплав ЭП741НП, частицы γ - и γ' -фаз, карбиды, карбобориды, химический состав, кристаллическая структура.*

The chemical composition of γ , γ' and carbide particles in disc blanks from granulated nickel superalloy EP741NP is defined. Investigation of the phase's chemical composition is performed using X-ray spectral microanalysis having locality 1,5 nm in transmission electron microscope. The γ' -phases particles have an increased content of Ni, Al, Ti, Nb and a lower concentration of Cr, Co, Mo and W than the matrix γ -layer. Particles of carbides contain high boron concentration besides of high carbon content thus they are the carboborides. It is shown that the carboborides can be divided into two types depending on stoichiometric composition. The larger 0,3–1 micron sized particles are Me(B, C) phase where Me is Ti, Nb, Hf. and the smaller 80–200 nm sized particles corresponds to $Me_{23}(B, C)_6$ or $Me_3(B, C)_2$, where Me is Cr, Mo, W. The identification of Me(B, C) particles is carried out using diffraction methods.

The work is executed within implementation of integrated scientific direction 2.1. «Fundamental oriented research» («The strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period till 2030») [1].

Keywords: *granulated nickel-base superalloy EP741NP, particles of γ - and γ' -phases, carbides, carboborides, chemical composition, crystal structure.*

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal state unitary enterprise «All-Russian scientific research institute of aviation materials» State research center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Открытое акционерное общество «Всероссийский институт легких сплавов» [All-Russian Institute of Light Alloys Open Joint Stock Company]; e-mail: info@oaovils.ru

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС), используемые для изготовления газотурбинных двигателей (ГТД), по назначению можно разделить на несколько классов – сплавы для лопаток, дисков и других деталей горячего тракта двигателей. Первые два класса сплавов, используемые в деталях критического применения, работают в экстремальных и принципиально различающихся условиях. Главное требование к ЖНС для лопаток – высокое сопротивление ползучести при температурах 1000–1100°С [1–3]. Дисковые сплавы для обеспечения необходимого ресурса двигателя должны удовлетворять очень жестким и трудно совместимым требованиям: при температурах 450–750°С иметь высокий уровень длительной и кратковременной прочности (в том числе при наличии концентратора напряжений); обладать достаточной пластичностью и высоким сопротивлением малоциклового усталости – МЦУ [4–7].

Дисковые ЖНС можно разделить на деформируемые и гранулируемые сплавы. Принципиальным преимуществом дисков из гранулируемых ЖНС по сравнению с дисками, получаемыми путем деформации слитков, является большая однородность по химическому составу и отсутствие анизотропии макро- и микроструктуры (следовательно – и анизотропии свойств) во всем объеме детали [8].

Для понимания механизма фазовых превращений, происходящих в процессе изготовления изделий из ЖНС по различным технологиям, важно знать химический состав основных фазовых составляющих микроструктуры сплавов. Эти данные помогают правильно выбрать температурно-временные условия таких этапов технологии, как литье, гомогенизация, обработка на твердый раствор, закалка, старение и т. д. От химического состава основных элементов микроструктуры зависят также свойства изделий, прежде всего, стабильность деталей в условиях эксплуатации, т. е. их способность противостоять одновременному воздействию высоких температур и напряжений.

Цель данной работы – исследование распределения легирующих элементов в основных фазовых составляющих заготовок дисков из сплава ЭП741НП.

Материалы и методы

Исследования проведены на термически обработанных заготовках дисков из сплава ЭП741НП (заготовки с условным номером 1 и 2), отличающихся скоростью закалочного охлаждения (заготовка 1 охлаждалась с более высокой скоростью). Химический состав исследованных заготовок дисков из сплава ЭП741НП по основным компонентам представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав заготовок из сплава ЭП741НП

Содержание элементов, % (по массе)									
Ni	C	Cr	Ti	Al	Mo	Nb	Co	W	Hf
Основа	0,04	9	1,8	5,05	3,75	2,6	15,8	5,55	0,3

Исследования фазового состава сплава ЭП741НП проведены на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) Теснаі G2 F20 с применением светлопольных и темнопольных дифракционных методик. Локальный химический состав фазовых составляющих определяли методом рентгеноспектрального микроанализа с применением энергодисперсионного спектрометра X-Max 80T для ПЭМ. Объекты исследования – фольги, изготовленные на установке TENUPOL-5 методом струйной полировки в кислотно-спиртовом электролите, охлажденном до -38°С.

Результаты

Микроструктура образца, вырезанного из заготовки 1, представлена на рис. 1. В просвечиваемом объеме по толщине фольги наблюдаются субмикронные частицы γ' -фазы размером 200–300 нм и прослойки γ -фазы между ними (рис. 1, а). Относительно темные участки на фоне частиц γ' -фазы представляют собой области перекрытия частиц. Проекция такого участка на плоскость светлопольного изображения содержит информацию о двух частицах γ' -фазы и γ -прослойке между ними. Более светлые участки представляют собой проекцию на плоскость изображения частицы только γ -фазы.

На темнопольном снимке, полученном в сверхструктурном рефлексе γ' -фазы, в объеме прослоек γ -фазы видны наноразмерные частицы γ' -фазы размером 3–5 нм. Преимущественно вблизи границы зерна (ГЗ) наблюдаются частицы γ' -фазы с размерами 100 нм и менее, имеющие форму от сферической до близкой к кубоидной (рис. 1, б).

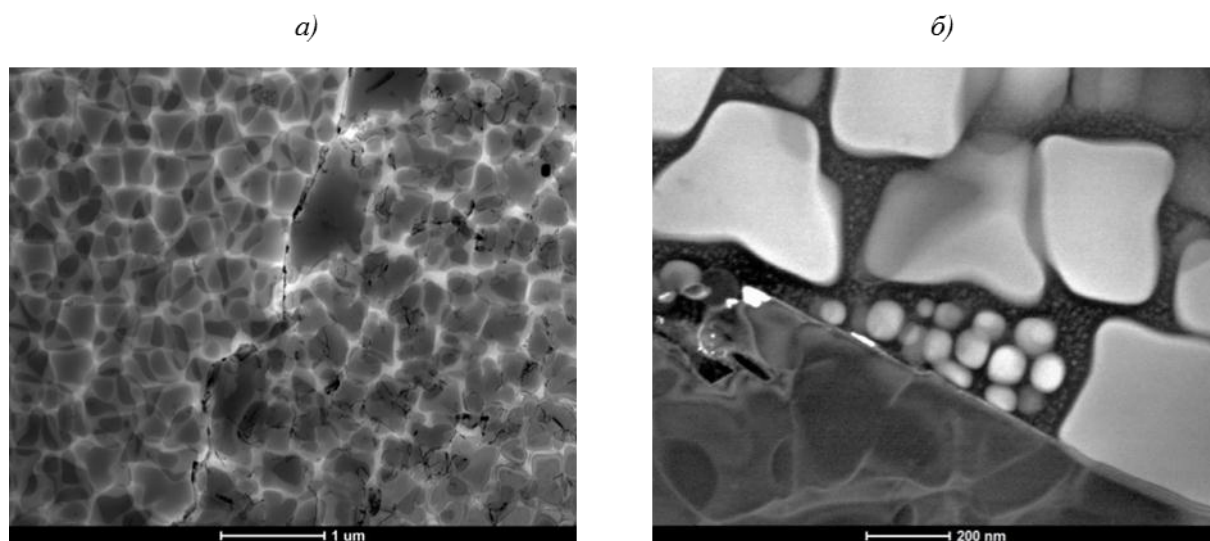


Рис. 1. Микроструктура образца из заготовки 1:
а – светлопольное изображение, содержащее границу зерна;
б – темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе γ' -фазы

Результаты исследования химического состава частиц карбидов, γ - и γ' -фаз представлены на карте распределения химических элементов (рис. 2), где изображение в прошедших электронах сопоставлено с изображениями той же области в характеристическом излучении различных элементов. Каждое изображение сопровождается оценкой концентрации элемента в % (по массе). На этом участке фольги видны частицы γ' -фазы и прослойки γ -фазы в двух примыкающих зернах (слева и справа от ГЗ), а также более мелкие частицы размером ~100 нм (на ГЗ и справа от ГЗ). Эти частицы имеют сравнительно низкую интенсивность свечения в характеристическом излучении Ni, Al, Co, Nb и более высокую интенсивность свечения в излучении В, Cr, W, Mo. Сравнение интенсивностей свечения в характеристическом излучении различных элементов на участках карты, соответствующих субмикронным частицам γ' -фазы и прослойкам γ -фазы, позволяет считать, что в частицах γ' -фазы имеется повышенная (по сравнению с прослойками γ -фазы) концентрация Ni, Al, Ti, Nb и пониженное содержание Cr, Co, Mo, W, C. В прослойках γ -фазы между частицами γ' -фазы наблюдается обратная картина преимущественного содержания указанных элементов.

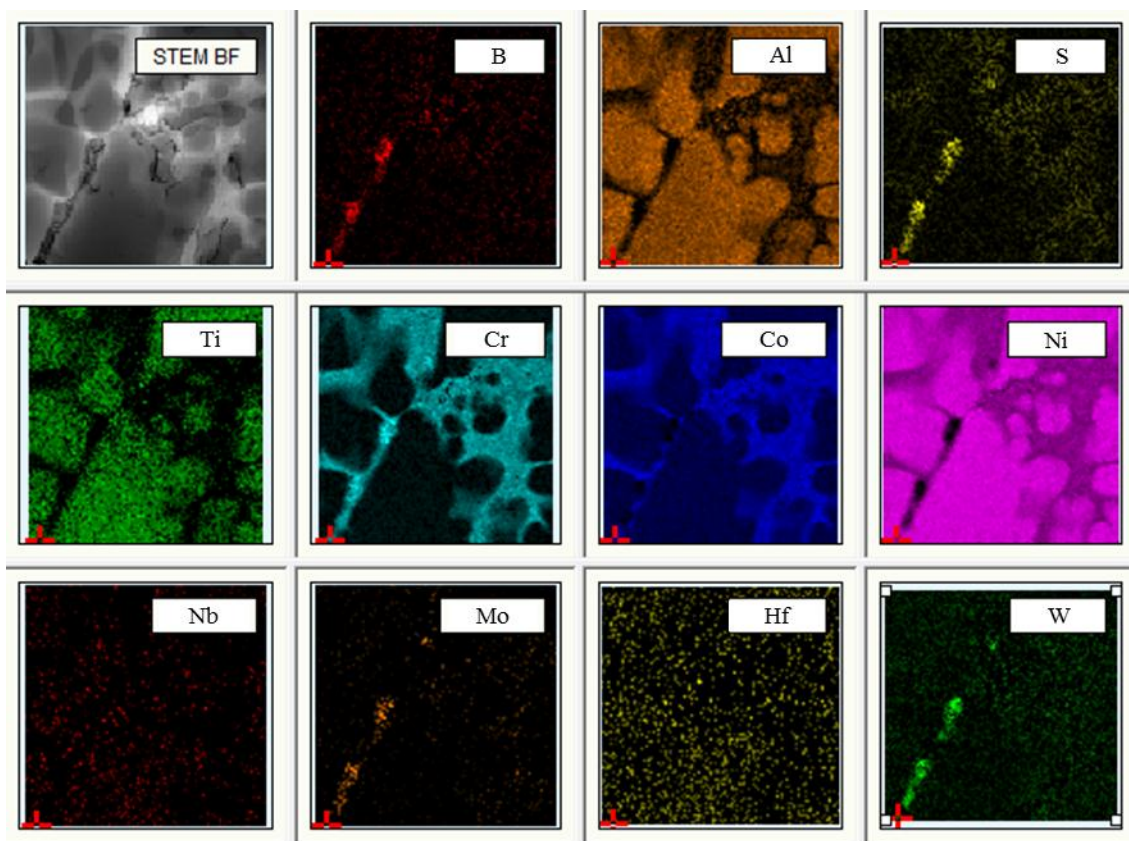


Рис. 2. Изображения микроstructures в прошедших электронах (STEM BF) и в характеристическом рентгеновском излучении различных элементов

На рис. 3 показано изображение спектра, полученное методом энергодисперсионной спектроскопии от исследуемого участка (рис. 1 и 2). В спектре наблюдаются линии К-серии бора (В) и углерода (С), причем линия бора интенсивнее линии углерода.

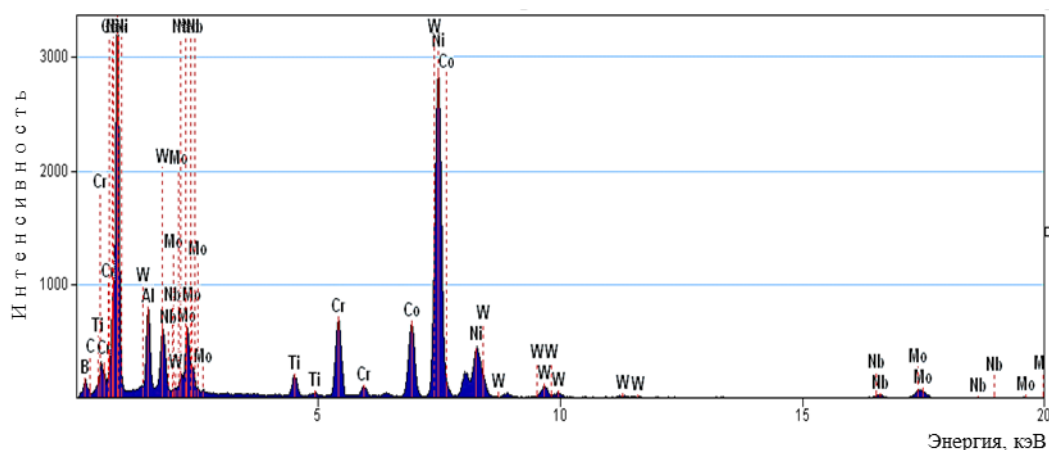


Рис. 3. Спектр, полученный от участка фольги, для которого на рис. 2 показана карта распределения элементов

На рис. 4 и 5 представлены результаты определения полуколичественным методом рентгеноспектрального микроанализа химического состава частиц основных фаз. Изучены два образца, изготовленные из заготовки 1 (рис. 4), и один образец, изготовленный из заготовки 2 (рис. 5). Химический состав по различным элементам во всех случаях представлен в виде профиля вдоль линии.

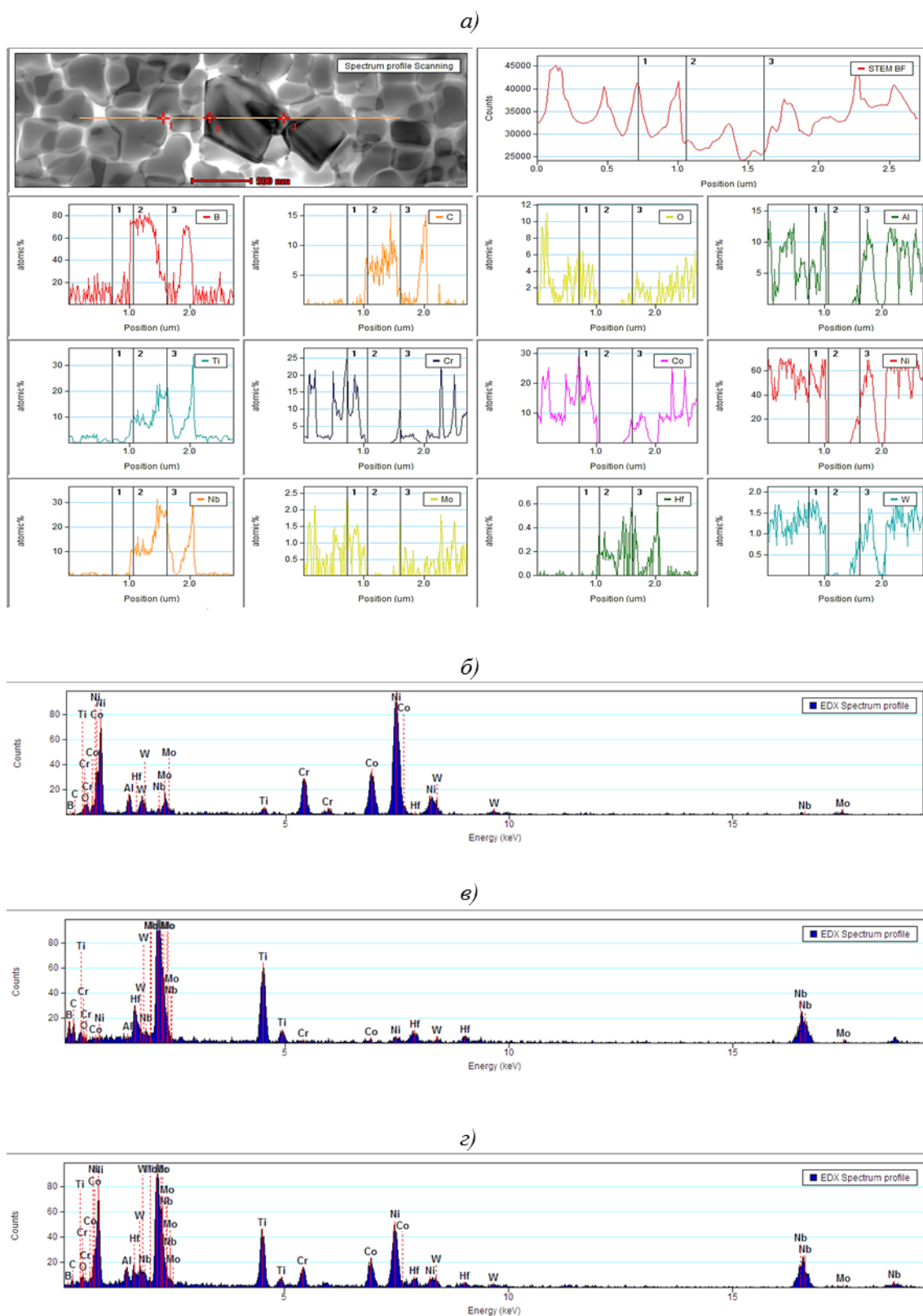


Рис. 4. Микроструктура заготовки 1 и профили содержания различных элементов (а); спектр секции в точке 1 на рис. 4, а (б); спектр секции в точке 2 на рис. 4, а (в); спектр секции в точке 3 на рис. 4, а (г)

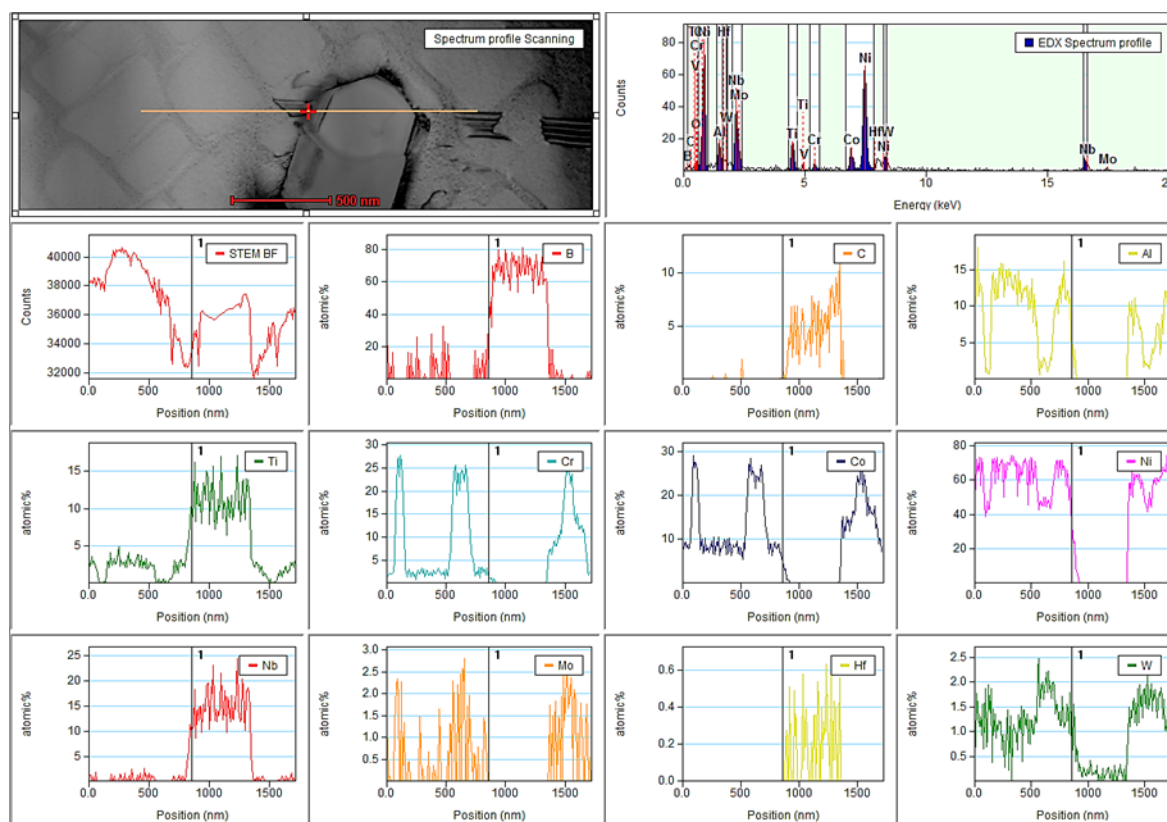


Рис. 5. Микроструктура заготовки 2 и профили содержания различных элементов

Химический состав определен при сканировании вдоль линии. Количественные расчеты процентного содержания химических элементов в каждой точке сканирования производили с помощью программного обеспечения фирмы FEI, без учета поправок на толщину фольги и плотность материала. В данном случае, когда метод энергодисперсионной спектроскопии используется для просвечиваемых тонких фольг, указанные поправки незначительны по сравнению с их величиной при анализе химического состава от поверхности шлифа, где существенную роль играет облучаемый массив материала и генерируется рентгеновская «груша». Кроме того, определение толщины фольги в каждой точке карты (профиля) – это сложно автоматизируемый и трудоемкий процесс, связанный с решением задач, которые выходят за рамки сформулированной ранее цели работы. По этим причинам представленные здесь данные о химическом составе являются полуколичественными.

Из данных рис. 4 видно, что линия сканирования пересекает частицы γ' -фазы, промежутки между ними (области с высоким содержанием γ -матрицы и неравномерно распределенными в ней наноразмерными частицами γ' -фазы), а также две частицы карбидов (возможно, карбоборидов) размером ~ 1 мкм. Частицы карбидов (карбоборидов) граничат с выделениями γ' -фазы и в некоторых случаях по краям перекрываются с ними. На профилях, отражающих результаты полуколичественного химического анализа, содержание различных элементов представлено в % (атомн.) при сканировании вдоль прямолинейного отрезка. Содержание бора при количественных расчетах на фоне присутствия таких тяжелых элементов, как Nb, Mo, W, может быть несколько завышенным. Ниже графиков распределения элементов представлены энергетические спектры (рис. 4, б–г) отдельных областей, отмеченных на графиках секущими 1–3 соответственно. Положения секущих на профиле выбраны таким образом, что на изображениях трех спектров наблюдаются различные комбинации пиков тяжелых элементов и пика бора. Видно, что интенсивность характеристического излучения, соответствующего энергии

квантов от электронов, находящихся на орбиталях атомов бора, не связана явно с характеристическим излучением тяжелых элементов. Кроме того, форма графика профиля распределения Nb заметно отличается от профиля распределения В, а профиль W близок по форме в инверсионном виде. Низкое содержание W на энергетических спектрах в областях, соответствующих частицам карбоборидов, подтверждается низкой интенсивностью пиков W ($L_{\alpha 1}$) и (M_{α}) – соответственно 8,397 и 1,775 кэВ.

На рис. 5 показаны светлопольные изображения с профилем сканирования, пересекающим частицы основных фаз и графики изменения содержания различных элементов при сканировании по длине соответствующего отрезка.

Результаты исследований (рис. 4 и 5), хотя и имеют свои особенности, но во многом повторяют друг друга, что повышает уровень их достоверности. Поэтому далее можно изложить эти результаты в обобщенном виде. Так, отмечается отсутствие кислорода в области частиц карбоборидов, что может быть связано с меньшей степенью их окисления – на воздухе, в процессе и после подготовки проб.

Выявлены следующие закономерности.

1. Субмикронные частицы γ' -фазы в заготовке 1 имели размеры 0,2–0,3 мкм, а в заготовке 2 – размеры 0,7–0,9 мкм. Увеличение размера частиц γ' -фазы в заготовке 2 объясняется более медленной скоростью закалочного охлаждения.

2. В частицах γ' -фазы наблюдается повышенное содержание Ni, Al, Ti, Nb и более низкая концентрация Cr, Co, Mo и W, чем в прослойках между этими частицами, где имеется высокая объемная доля γ -матрицы (табл. 2). Это соответствует изложенным ранее результатам анализа химического состава частиц γ - и γ' -фаз методом рентгеноспектрального микроанализа по интенсивности свечения в характеристическом излучении различных элементов.

3. Во всех частицах карбидов имеется не только высокое содержание углерода – до 15% (атомн.), но еще более высокое содержание бора, т. е. все изученные частицы карбидов являются карбоборидами [7]. Указанные частицы имеют разный химический состав. Более крупные частицы размером 0,3–1 мкм кроме бора и углерода содержат Ti, Nb, Hf. В более мелких частицах размером 80–200 нм имеется повышенное содержание Cr, Mo, W. На основании этих результатов и многочисленных научных литературных данных, обобщенных в работе [9], можно предположить, что указанные частицы принадлежат к двум разным фазам: крупные – к фазе $Me_3(B, C)$, мелкие – к фазам $Me_{23}(B, C)_6$ или $Me_3(B, C)_2$. Фазовый состав мелких частиц требует дальнейших исследований. В табл. 2 по данным рентгеноспектрального микроанализа представлено максимальное содержание основных химических элементов в крупных карбоборидах.

Таблица 2

Результаты полуколичественного анализа химического состава частиц γ' -фазы, прослоек γ -фазы и частиц крупных карбоборидов в образцах из сплава ЭП741НП (указано максимальное содержание элемента в частицах данной фазы)

Условный номер заготовки	Частицы	Содержание элементов, % (атомн.)										
		Ni	Al	Ti	Mo	B	C	Nb	Cr	Co	Hf	W
1 (фольга 1)	γ'	70	11	3	0,3	12	Н/о*	Н/о	2	9	Н/о	Н/о
	γ	40	3	0,5	2,0	10	0,5	0,5	20	21	Н/о	Н/о
	Карбоборид 1	Н/о	Н/о	8	Н/о	75	6	10	Н/о	Н/о	0,2	Н/о
	Карбоборид 2	20	3	18	0,5	40	8	25	Н/о	Н/о	0,3	Н/о
1 (фольга 2)	γ'	70	12	2,5	0,8	20	Н/о	0,5	10	10	Н/о	1,5
	γ	45	2	0,2	1,5	15	Н/о	Н/о	22	25	Н/о	2,0
	Карбоборид	Н/о	Н/о	7	Н/о	75	9	9	Н/о	Н/о	Н/о	0,2
2 (фольга 1)	γ'	70	14	3	0,5	15	Н/о	0,2	2	8	Н/о	Н/о
	γ	45	1	0,2	2,0	Н/о	Н/о	Н/о	5	25	Н/о	Н/о
	Карбоборид	Н/о	Н/о	12	Н/о	70	5	17	Н/о	Н/о	0,4	Н/о

* Н/о – содержание не определено.

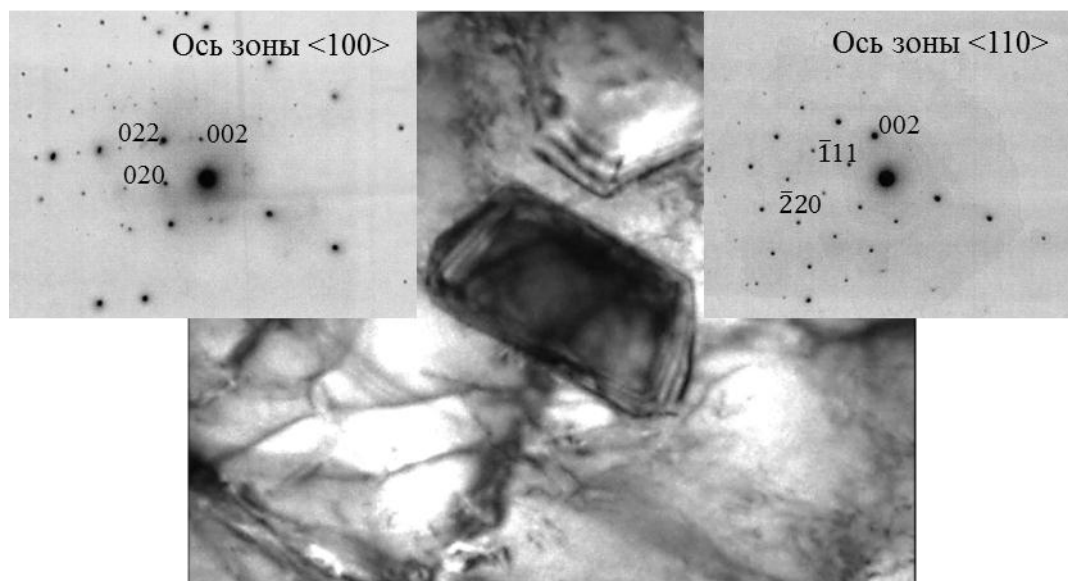


Рис. 6. Картины микродифракции от частицы карборида

Вопрос о кристаллической структуре карборидов с высокой концентрацией бора решен с применением дифракционных методов ПЭМ. На рис. 6 представлены картины дифракции, полученные от характерной по морфологии частицы карборида размером $\sim 0,5$ мкм. На одной из электронограмм сетка рефлексов соответствует сечению с осью зоны $\langle 100 \rangle$ гранецентрированной кубической (ГЦК) решетки на фоне оси зоны матрицы $\langle 255 \rangle_{\gamma}$. При наклоне на угол 45 град наблюдается система рефлексов, соответствующая сечению с осью зоны $\langle 110 \rangle$ ГЦК решетки. Индексирование этих электронограмм показало, что кристаллическую решетку данной частицы можно описать как решетку ГЦК с периодом $a=0,433 \div 0,442$ нм. Такую структуру имеют карбиды типа MeC , где $Me - Ti, Nb, Hf$ (банк данных из компьютерной программы PHAN [10]).

Обсуждение результатов

Результаты определения преимущественного расположения элементов в γ - и γ' -фазах согласуются с научными литературными данными [11–13].

В табл. 3 преимущественное расположение элементов в γ - и γ' -фазах сопоставлено с электронной плотностью легирующих компонентов. Электронная плотность (E – число электронов на атом) γ' -фазы (Ni_3Al) в случае двойных сплавов $Ni-Al$ составляет $E=10 \cdot 0,75 + 3 \cdot 0,25 = 8,25$ (где 10 – валентность Ni ; 3 – валентность Al). Отметим, что в данном случае значение E в γ -фазе (10 – для чистого никеля) больше, чем в γ' -фазе. Исходя из этого логично предположить, что элементы с большим числом валентных электронов будут обогащать γ -фазу, а элементы с меньшим числом валентных электронов будут сосредоточены преимущественно в γ' -фазе. Из данных табл. 3 видно, что элементы с числом валентных электронов меньше 6 преимущественно находятся в γ' -фазе, а элементы с числом валентных электронов больше 5 – преимущественно в γ -фазе.

Отметим, что в γ' -фазе содержится больше Ni , чем в γ -фазе, хотя в γ' -фазе с кристаллической структурой $L1_2$ атомы Ni могут находиться только в центрах граней (в трех из четырех узлов кристаллической ячейки), а в γ -фазе они могут занимать все четыре узла – и в вершинах куба, и в центрах граней. Наблюдаемое обогащение γ' -фазы никелем возникает потому, что в γ -фазе оба типа узлов кристаллической ячейки оказываются занятыми элементами (Cr, Co, Mo, W), нахождение которых в γ -фазе энерги-

чески более выгодно, чем их присутствие в γ' -фазе. Поэтому у атомов Ni в ГЦК решетке γ -твердого раствора остается меньше вакантных мест, чем число вакантных мест в решетке γ' -фазы (в центрах граней кристаллической ячейки γ' -фазы со структурой $L1_2$).

Таблица 3

Преимущественное расположение атомов легирующих элементов в γ - и γ' -фазах			
Элемент	Валентные электроны	Число валентных электронов	Фаза, где преимущественно находится элемент
Al	$3s^2 3p^1$	3	γ'
Ti	$3d^2 4s^2$	4	γ'
Cr	$3d^5 4s^2$	7	γ
Co	$3d^7 4s^2$	9	γ
Ni	$3d^8 4s^2$	10	γ
Nb	$4d^4 5s^1$	5	γ'
Mo	$4d^5 5s^2$	7	γ
W	$5d^4 6s^2$	6	γ

Данные о размерах и химическом составе частиц отдельных фаз помогают более рационально выбрать температурно-временные параметры таких процессов термической обработки деталей из ЖНС, как обработка на твердый раствор и старение, связанные с диффузионным растворением и выделением указанных частиц. Зная объемные коэффициенты диффузии легирующих компонентов в ЖНС [14–16], можно рассчитать диффузионную длину каждого элемента и тем самым приблизительно оценить скорость растворения частиц основных фаз, имеющих в сплаве. Сделан расчет диффузионной длины ($l = \sqrt{2Dt}$, $D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$, D_0 – предэкспоненциальный множитель; Q – энергия активации; R – газовая постоянная) для атомов C, Al, Ni, Ti, Cr, Co, Nb, Mo, W, Hf в γ -твердом растворе ЖНС и в частицах γ' -фазы при температурах обработки на твердый раствор 1150 и 1200°C [17, 18]. В табл. 4 представлены выдержки при этих температурах, соответствующие $l=1$ мкм (примерная оценка максимального размера частиц γ - и γ' -фаз, а также частиц карбидов, которые наблюдали в данной работе). Диффузия элементов замещения в объеме частиц γ' -фазы происходит гораздо медленнее, чем в γ -твердом растворе (в 5–20 раз – для Ti, Nb, Mo). Это связано с тем, что, в отличие от разупорядоченного твердого раствора (γ -фаза), перескоки атомов по вакансионному механизму в фазах с определенным расположением атомов в элементарной ячейке (γ' -фаза) не являются статистически равновероятными, и диффузия на одинаковые расстояния требует более высокой энергии активации. Наиболее медленно должны растворяться частицы карбоборидов, содержащие Hf. Скорость диффузии при 1200°C в 1,4–1,9 раз выше, чем при 1500°C. Из данных табл. 4 видно, что выдержка в течение 30 мин при 1150°C достаточна для растворения частиц карбидов, γ - и γ' -фаз микронного и субмикронного размера.

Таблица 4

Выдержки, соответствующие диффузионной длине 1 мкм, для основных легирующих элементов сплава ЭП741НП при различной температуре обработки

Температура обработки, °C	Фаза	C	Al	Cr	Ti	Co	Ni	W	Nb	Hf	Mo
1150	γ	0,43 с	32,4 с	37,5 с	31,6 с	1,2 мин	1,7 мин	2,9 мин	17 с	14,7 мин	1,02 мин
	γ'	–	–	–	6,25 мин	–	–	–	6,7 мин	–	5 мин
1200	γ	0,52 с	22,2 с	25,4 с	22 с	48,4 с	1,1 мин	1,8 мин	12 с	7,7 мин	40 с
	γ'	–	–	–	4,2 мин	–	–	–	3,3 мин	–	2,3 мин

Наличие бора в сравнительно крупных частицах является нежелательным, так как его присутствие в указанных частицах не дает видимого положительного эффекта. Скорее всего, частицы карбоборидов в структуре заготовок из гранулируемого сплава ЭП741НП наследуются от слитка. Следует искать возможные пути оптимизации содержания В, С и карбидообразующих элементов, а также усовершенствовать технологии литья для предотвращения образования крупных карбоборидов.

Заключение

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа определен химический состав частиц различных фаз в двух заготовках дисков из гранулируемого жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП.

1. В заготовке 1 внутри зерен субмикронные частицы γ' -фазы имели размеры 0,2–0,3 мкм, а в заготовке 2 – размеры 0,7–0,9 мкм. Увеличение размера частиц γ' -фазы в заготовке 2 объясняется более медленной скоростью закалочного охлаждения.

2. Частицы γ' -фазы имеют повышенное содержание Ni, Al, Ti, Nb и более низкую концентрацию Cr, Co, Mo и W, чем прослойки γ -матрицы.

3. Обнаружены частицы карбоборидов с высоким содержанием бора, принадлежащие к двум разным фазам: более крупные частицы размером 0,3–1 мкм – к фазе типа $Me(B, C)$, где Me – это Ti, Nb, Hf. Указанные частицы имеют кристаллическую структуру ГЦК с периодом $a=0,433\pm 0,442$ нм. Такую структуру имеют карбиды типа MeC.

4. Более мелкие частицы с высоким содержанием бора размером 0,008–0,2 мкм предположительно относятся либо к фазе типа $Me_{23}(B, C)_6$, либо к фазе типа $Me_3(B, C)_2$, где Me – Ti, Cr, Mo, W. Определение фазового состава указанных частиц требует дальнейших исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений // *Вестн. Моск. Ун-та. Сер. 2: Химия*. 2005. Т. 46. №3. С. 155–167.
3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 36–52.
4. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №S. С. 52–57.
5. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей // *Автоматическая сварка*. 2013. №10. С. 23–32.
6. Ломберг Б.С., Бакрадзе М.М., Чабина Е.Б., Филонова Е.В. Взаимосвязь структуры и свойств высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2011. №2. С. 25–30.
7. Чабина Е.Б., Филонова Е.В., Ломберг Б.С., Морозова Г.И. Эволюция структуры и фазового состава деформируемых жаропрочных никелевых сплавов для дисков ГТД с усложнением их легирования // *МиТОМ*. 2015. №3. С. 8–12.
8. Гарибов Г.С., Гриц Н.М., Востриков А.В. и др. Крупногабаритные диски из гранул нового высокожаропрочного сплава ВВ750П для перспективных ГТД // *Технология легких сплавов*. 2008. №1. С. 31–36.
9. *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля. М.: Металлургия, 1995. Кн. 1. 384 с.

10. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. 4-е. изд. М.: МИСиС, 2002. 360 с.
11. Blavette D., Bostel A., Sarrau J.M. Atom-probe microanalysis of a nickel-based superalloy // *Metallurg. Trans.* 1985. Vol. 16A. No. 10. P. 1703–1711.
12. Морозова Г.И. Закономерность формирования химического состава γ'/γ -матриц многокомпонентных никелевых сплавов // *Доклады Академии наук.* 1991. Т. 320. №6. С. 1413–1416.
13. Sluiter M.H.F., Kawazoe Y. Site Preference of Ternary Additions in Ni_3Al // *Phys. Review B.* 1995. Vol. 51. No. 7. P. 4062–4073.
14. Gale W.F., Totemeier T.C. *Smithells Metals References Book.* 8th edition. N.Y., 2004. P. 13–25.
15. Burachynsky V., Cahoon J.R. A theory for solute impurity diffusion, which considers engel-brewer valences, balancing the fermi energy levels of solvent and solute, and differences in zero point energy // *Metall and Mater. Trans. A.* 1997. Vol. 28. P. 563–582.
16. Епишин А.И., Линк Т., Нольце Г., Светлов И.Л. и др. Диффузионные процессы в многокомпонентной системе никелевый жаропрочный сплав-никель // *ФММ.* 2014. Т. 115. №1. С. 23–31.
17. Moniruzzaman Md., Fukaya H., Murata Y., Tanaka K., Iruji H. Diffusion of Al and Al-Substituting Elements in Ni_3Al at Elevated Temperatures // *Mater. Trans.* 2012. Vol. 53. No. 12. P. 2111–2118.
18. Wu Q., Li S., Ma Y., Gong S. First principles calculations of alloying element diffusion coefficients in Ni using the five-frequency model // *Chinese Phys. B.* 2012. Vol. 21. No. 10. P. 109102 (1–7).