

УДК 669.017.165:669.018.44

Н.В. Петрушин<sup>1</sup>, Е.С. Елютин<sup>1</sup>, Е.Б. Чабина<sup>1</sup>**ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
ПРИ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ  
С ПЛОСКИМ ФРОНТОМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ  
ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ**

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-3-13-29

*Методом направленной кристаллизации с плоским фронтом получены отливки образцов с естественно-композиционной структурой из эвтектических интерметаллидных сплавов на основе никеля  $\gamma'+\beta$ ,  $\beta+\delta(\text{Re})$ ,  $\gamma'+\text{NbC}$  и  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  соответственно систем Ni–Al–W, Ni–Al–Re, Ni–Al–Nb–C и Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C. Проведены исследования микроструктуры, фазового состава, сегрегации легирующих элементов по длине зоны с композиционной структурой, объемной доли нитевидных кристаллов  $\delta(\text{Re})$  и NbC, температур солидус и ликвидус эвтектических композитов. Выполнены испытания на растяжение в интервале температур 20–1200 °C и длительную прочность в интервале температур 900–1200 °C на базах до 1000 ч образцов эвтектического композита системы Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы, армированной нитевидными кристаллами карбида NbC.*

**Ключевые слова:** эвтектические интерметаллидные сплавы на основе никеля, направленная кристаллизация с плоским фронтом, эвтектические композиты,  $\gamma'$ -фаза,  $\beta$ -фаза, сегрегация легирующих элементов, температура солидус, температура ликвидус, механические свойства, длительная прочность.

N.V. Petrushin<sup>1</sup>, E.S. Elyutin<sup>1</sup>, E.B. Chabina<sup>1</sup>**PHASE AND STRUCTURAL TRANSFORMATIONS  
IN DIRECTIONALLY SOLIDIFIED WITH PLANT  
FRONT INTERMETALLIC EUTECTIC Ni-BASED ALLOYS**

*Ingots of samples of eutectic intermetallic nickel-base alloys  $\gamma'+\beta$ ,  $\beta+\delta(\text{Re})$ ,  $\gamma'+\text{NbC}$  and  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  with natural composite structure respectively of the systems Ni–Al–W, Ni–Al–Re, Ni–Al–Nb–C and Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C are produced by the method of directional solidification with a plan front. Investigation are produced characteristics of the eutectic composites microstructure and phase composition, segregation of alloying elements along the composite zone of ingot, solidus temperature, liquidus temperature, volume fraction fibers  $\delta(\text{Re})$  and NbC in eutectic composites. For samples eutectic composite system Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C with heterophase matrix base  $\gamma'$  phase reinforced fibers of NbC-carbide tensile tests were performed in the temperature interval 20–1200 °C and long-term strength in the temperature interval 900–1200 °C at bases up to 1000 h.*

**Keywords:** eutectic intermetallic Ni-base alloys, directional solidification with a plan front, eutectic composites,  $\gamma'$ -phase,  $\beta$ -phase, segregation of alloying elements, solidus temperature, liquidus temperature, mechanical properties, long-term strength.

<sup>1</sup>Федеральное 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

Введение

Поиск новых систем легирования и создание на их основе литейных жаропрочных сплавов с направленной столбчатой и монокристаллической структурами, фазоармированных эвтектических интерметаллидных сплавов для теплонагруженных деталей являются важнейшими факторами развития авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) [1, 2]. К таким материалам в первую очередь относятся жаропрочные рений-рутенийсодержащие никелевые сплавы, из которых изготавливают монокристаллические рабочие лопатки газовых турбин с рекордными показателями длительной прочности и температурной работоспособности [3–6]. К другой группе высокотемпературных материалов относятся литейные жаропрочные интерметаллидные сплавы на основе никеля, например отечественные сплавы типа ВКНА (ВИН) и зарубежные сплавы типа IC [7–16]. Интерметаллидные сплавы типа ВКНА (ВИН), получаемые путем легирования никеля традиционным комплексом элементов (Al, Cr, Co, Mo, W, Ta, Ti, Nb, Re), имеют гетерофазную  $\gamma/\gamma'$ -структуру, состоящую из 80–90%  $\gamma'$ -фазы, сформировавшейся на основе интерметаллидного соединения  $Ni_3Al$ , и никелевого  $\gamma$ -твердого раствора. В свою очередь  $\gamma'$ -фаза состоит из рассеянных в  $\gamma$ -матрице дисперсных частиц, обеспечивающих дисперсионное упрочнение, и крупных частиц, сформировавшихся в процессе эвтектической (перитектической) кристаллизации. В жаропрочных интерметаллидных сплавах на основе никеля типа ВКНА (ВИН), содержащих углерод и бор, также образуются карбидные и боридные фазы различного типа. Физико-механические свойства некоторых литейных жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе никеля типа ВКНА (ВИН) приведены в табл. 1 [7–12].

Таблица 1

Физико-механические свойства литейных жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе никеля

Сплав	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Температура, °С		$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_b$	$\sigma_{100}$			
		солидус $T_S$	ликвидус $T_L$				МПа, при температуре, °С			
							20		1200	1100
ВКНА-4У*	7,91	1314	1380	1340	680	170	110	50		
ВКНА-1В*	7,95	1354	1387	1350	620	230	100	50		
ВКНА-1В**				550	330	180	90	48		
ВИНЗ*	8,26	1315	1380	1490	840	240	110	60		
ВИНЗ**				970	570	250	85	50		

\* Для монокристаллических образцов с КГО <111>.

\*\* Для монокристаллических образцов с КГО <001>.

Попытки создания жаропрочных материалов на основе интерметаллида NiAl ( $\beta$ -фаза) оказались пока менее успешными [17, 18]. Одной из причин относительно небольшого прогресса в этой области, по-видимому, является меньшая изученность физико-химических и механических свойств сплавов на основе NiAl.

К настоящему времени найден ряд перспективных путей дальнейшего развития интерметаллидных сплавов [18]. Один из них – направленная кристаллизация высокотемпературных интерметаллидных эвтектических сплавов и получение на их основе естественных композитов [18–24]. Матрицами таких композитов могли бы служить интерметаллидные фазы  $\gamma'$  и  $\beta$ , а упрочнителями – нитевидные кристаллы (волокна) тугоплавких металлов или карбидов.

Цель данной работы – поиск составов и получение методом направленной кристаллизации с плоским фронтом естественных композитов из интерметаллидных эвтектических сплавов  $\gamma'+\beta$ ,  $\beta+\delta(Re)$ ,  $\gamma'+NbC$  и  $\gamma/\gamma'+NbC$  с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы

соответственно систем Ni–Al–W, Ni–Al–Re, Ni–Al–Nb–C и Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C, исследование их микроструктуры, температур солидус и ликвидус, а также прочности при растяжении и длительной прочности образцов из эвтектического композита системы Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы, упрочненной волокнами на основе карбида NbC.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 9.1. «Монокристаллические жаропрочные суперсплавы, включая естественные композиты» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [2].

### Материалы и методы

**Сплав  $\gamma'+\beta$  системы Ni–Al–W.** Для экспериментального исследования химический состав интерметаллидного эвтектического никелевого сплава  $\gamma'+\beta$  (% (по массе)) Ni–14,2Al–6W выбирали по результатам анализа фазовых равновесий в системах Ni–Al [19, 25, 26] и Ni–Al–W [27, 28], ограниченных областью составов, отвечающих двухфазным интерметаллидным сплавам  $\gamma'+\beta$ .

**Сплав  $\beta+\delta(\text{Re})$  системы Ni–Al–Re.** Из тугоплавких интерметаллидных систем на основе никеля Ni–Al–X (X: W, Mo, Ta, Re), являющихся основой для разработки жаропрочных никелевых сплавов, наименее изученной является система Ni–Al–Re, хотя известно [6, 29], что наибольшее повышение жаропрочности никелевых сплавов с  $\gamma/\gamma'$ -структурой достигается при легировании их Re.

Отметим, что в работе [30] изучена структура квазибинарной эвтектики  $\beta+\delta(\text{Re})$  ( $\delta$  – твердый раствор на основе рения) при содержании рения от 1 до 5% (атомн.), полученная аргоно-дуговой плавкой. Структура материала с 5% (атомн.) Re состояла из дендритов  $\delta(\text{Re})$ -фазы, дендритов  $\beta$ -фазы и эвтектики  $\beta+\delta(\text{Re})$ . Сплав с эвтектической структурой имел химический состав (% (атомн.)) Ni–47,5Al–1,5Re и температуру плавления  $>1575$  °C (точная температура плавления в указанном исследовании не установлена).

В данной работе при выборе для исследования состава интерметаллидного сплава  $\beta+\delta(\text{Re})$  системы Ni–Al–Re ориентировались на известную бинарную фазовую диаграмму Ni–Re [31] и сведения из работы [30] по составу квазибинарной эвтектики  $\beta+\delta(\text{Re})$ . При этом сделаны следующие допущения: вид фазовой диаграммы системы Ni–Al–Re в области составов  $\beta+\delta(\text{Re})$  подобен диаграмме состояния системы Ni–Al–W, где вместо ОЦК (объемноцентрированная кубическая решетка)  $\alpha$ -твердого раствора на основе вольфрама будет присутствовать ГПУ (гексагональная плотноупакованная структура)  $\delta$ -твердый раствор на основе рения. Таким образом, в системе Ni–Al–Re для исследования выбран химический состав никелевого сплава (% (по массе)) Ni–27,5Al–10,5Re.

**Сплав  $\gamma'+\text{NbC}$  системы Ni–Al–Nb–C.** Сведения о диаграмме состояния системы в области составов Ni<sub>3</sub>Al+NbC отсутствуют. Достаточно хорошо изучен лишь квазибинарный разрез «никель–карбид ниобия» в системе Ni–Nb–C [32–34]. Из исследований, посвященных системам «интерметаллид–карбид», можно отметить работу [35], в которой приведены разрезы NiAl–TiC и NiAl–ZrC. Однако сплавов с эвтектической структурой в этих системах не обнаружено.

Оценку предполагаемых эвтектических концентраций Al, Nb и C в сплаве Ni<sub>3</sub>Al+NbC проводили с использованием эмпирической зависимости между составом квазибинарной эвтектики «металл–карбид» и температурами плавления данных компонентов [35]:

$$C = A \cdot \exp\left(B \cdot \frac{T_m}{T_c}\right), \quad (1)$$

где  $C$  – мольная доля карбида;  $A=6,7 \cdot 10^{-3}$ ;  $B=3,6$ ;  $T_m$  и  $T_c$  – температуры плавления металла и карбида соответственно.

Температура плавления интерметаллида  $Ni_3Al$  равна 1668 К, карбида NbC: 3613 К [31]. Следовательно, в соответствии с расчетом по формуле (1) доля NbC в предполагаемом эвтектическом сплаве  $Ni_3Al-NbC$  составляет 0,035 моля. Основываясь на этих расчетах и опыте работы с жаропрочными эвтектическими никелевыми сплавами [36], для исследования выбран следующий химический состав эвтектического сплава, % (по массе): Ni-12,3Al-4,3Nb-0,5C.

**Сплав  $\gamma/\gamma'+NbC$  системы Ni-Al-Cr-Co-W-Mo-Nb-C с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы.** При выборе состава эвтектического сплава с гетерофазной матрицей на основе интерметаллидной  $\gamma'$ -фазы, упрочненной нитевидными кристаллами карбида NbC, использовали процедуру, принятую при создании литейных жаропрочных эвтектических никелевых сплавов с естественно-композиционной структурой  $\gamma/\gamma'$ -MeC (где  $\gamma/\gamma'$  – гетерофазная никелевая матрица, представляющая собой многокомпонентный жаропрочный никелевый сплав, армированная MeC-нитевидными кристаллами (волокнами) монокарбидов Nb или Ta) [36]. Сплавы с такой структурой обозначают аббревиатурами: ВКЛС – в России, СОТАС – во Франции, НИТАС – в США [1, 36–39]. В табл. 2–4 представлены содержание основных легирующих элементов, параметры структуры и механические свойства наиболее известных жаропрочных эвтектических никелевых сплавов  $\gamma/\gamma'$ -MeC [36–39]. Для сравнения там же даны характеристики монокристаллов с КГО <001> сплава ЖС32 – одного из наиболее жаропрочных литейных никелевых сплавов [40]. Как следует из данных табл. 3 и 4, в эвтектических композитах  $\gamma/\gamma'$ -MeC реализуются следующие виды упрочнения: твердорастворное и дисперсионное  $\gamma'$ -упрочнение матричного  $\gamma$ -твердого раствора, эффективно работающее при средних (не более 800–900 °С) температурах, и композиционное упрочнение нитевидными карбидными кристаллами, обеспечивающее более высокую длительную прочность при повышенных (>1000 °С) температурах по сравнению с литейными жаропрочными никелевыми сплавами, например сплавом ЖС32.

Таблица 2

Содержание основных легирующих элементов в эвтектических жаропрочных никелевых сплавах  $\gamma/\gamma'$ -MeC и литейном жаропрочном никелевом сплаве ЖС32 [36–40]

Сплав	Содержание элементов, % (по массе)										
	Co	Cr	Al	Nb	Ta	C	Mo	W	Re	V	B
ВКЛС-20	9	4,3	6,2	4,3	–	0,43	0,8	12,5	–	0,8	–
СОТАС-744	10	4	6	3,8	–	0,46	2	10	–	–	–
СОТАС-784	10	4	6,5	4	–	0,4	4	4	4	–	–
НИТАС-13	3,3	4,4	5,4	–	8,1	0,54	–	3,1	6,2	5,6	–
НИТАС-3-116А	3,7	4	5,5	–	8,2	0,25	–	4,5	6,3	4	–
НИТАС-14В	3,9	4,2	5,5	–	9	0,27	3,2	4,5	6,8	–	0,01
НИТАС-С	3,9	4	5,5	–	11,7	0,45	3	4,5	6,6	–	0,01
ЖС32	9	4,9	5,9	1,6	4	0,15	1,0	8,5	4	–	0,015

Таблица 3

Параметры структуры эвтектических жаропрочных никелевых сплавов  $\gamma/\gamma'$ -MeC и литейного жаропрочного никелевого сплава ЖС32

Сплав	Структура сплава	Объемная доля карбидных волокон, %	Количество $\gamma'$ -фазы, %	$T_{п.р}$	$T_S$	$T_L$
				°С		
ВКЛС-20	$\gamma/\gamma'$ -NbC	3–5	63	1248	1348	1376
ВКЛС-20Р	$\gamma/\gamma'$ -NbC	3–5	60	1260	1358	1380
СОТАС 744	$\gamma/\gamma'$ -NbC	6	58	1200	1240	–
СОТАС 784	$\gamma/\gamma'$ -NbC	–	60	–	–	–
НИТАС-13	$\gamma/\gamma'$ -TaC	2–4	60	1204	1346	–
ЖС32	$\gamma/\gamma'$ -(Ta, Nb)C	–	61	1276	1310	1408

Примечание.  $T_{п.р}$  – температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе сплава ( $\gamma'$ -солвус);  $T_S$  – температура солидус;  $T_L$  – температура ликвидус.

Таблица 4

Плотность и механические свойства эвтектических жаропрочных никелевых сплавов  $\gamma/\gamma'$ -MeC и литейного жаропрочного никелевого сплава ЖС32

Сплав	Плотность, г/см <sup>3</sup>	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$			$\sigma_{100}$		
		МПа, при температуре, °С							
		20	900	1100	1150	900	1100	1150	
ВКЛС-20	8,67	1500	740	980	480	350	400	180	115
ВКЛС-20Р	8,84	1540	940	1000	438	–	490	200	130
СОТАС 744	8,51	1505	–	–	–	–	–	160	–
СОТАС 784	–	–	–	844	366	–	436	195	140
НИТАС-14В	–	1517	–	–	–	–	–	–	–
НИТАС-С	–	–	–	–	–	–	480	170	–
ЖС32*	8,75	1290	985	1055	437	275	496	120	–

\* Для монокристаллических образцов с КГО <001>.

В качестве состава гетерофазной  $\gamma'$ -матрицы искомого эвтектического сплава системы Ni–Al–Cr–W–Mo–Nb–C по легирующим элементам Al, Cr, W и Mo за основу взяты составы жаропрочных интерметаллидных сплавов ВКНА-4У и ВКНА-1В. При этом концентрации ниобия и углерода в эвтектическом сплаве выбирали на основе уравнения регрессии, полученного авторами путем статистической обработки имеющихся экспериментальных данных по влиянию алюминия (в интервале 4,6–8,7% (по массе)), ниобия (в интервале 3–4,5% (по массе)) и углерода (в интервале 0,3–0,5% (по массе)) на объемную долю карбидных волокон ( $V_{NbC}$ ) в эвтектическом никелевом сплаве с естественно-композиционной структурой  $\gamma/\gamma'$ -NbC типа ВКЛС-20:

$$V_{NbC} = 12,3 - 3,9C_{Al} + 0,26(C_{Al})^2 + 0,67C_{Nb} + 6,06C_C, \% ; S = 0,25\%, \quad (2)$$

где  $C_i$  – концентрации элементов ( $i=Al, Nb, C$ ) в базовом никелевом эвтектическом сплаве, % (по массе);  $S$  – среднеквадратическое отклонение.

Расчеты, проведенные по формуле (2) с использованием значения отношения концентраций ниобия и углерода  $C_{Nb}/C_C=8$  (одно из основных условий минимальности температурного интервала кристаллизации эвтектических сплавов  $\gamma/\gamma'+NbC$ , также установленного авторами и представленного на рис. 1), показали следующее. При содержании в эвтектическом сплаве алюминия в количестве 8% (по массе), что обеспечивает формирование в таком сплаве гетерофазной  $\gamma/\gamma'$ -матрицы на основе  $\gamma'$ -фазы в количестве ~90% (такой же, как в сплавах ВКНА-4У и ВКНА-1В), доля волокон карбида NbC, равная 3,5% (объемн.), может быть достигнута при содержании 4% (по массе) ниобия и 0,5% (по массе) углерода.

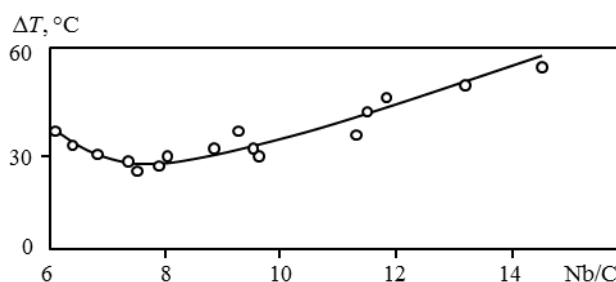


Рис. 1. Изменение температурного интервала плавления эвтектического сплава  $\gamma/\gamma'$ -NbC базового состава ВКЛС-20 в зависимости от отношения концентраций (% (по массе)) Nb/C

Выбранные для исследования сплавы выплавляли в вакуумной индукционной печи по технологии и из шихтовых материалов, которые используют для производства литейных жаропрочных никелевых сплавов. Направленную кристаллизацию сплавов для получения композиционной структуры проводили по методу Бриджмена [41] в лабораторной установке УНК-1, конструкция теплового узла которой в процессе направленной кристаллизации обеспечивает осевой температурный градиент в расплаве на фронте роста в интервале 100–120 °С/см [42].

Известно, что композиционная структура в отливках из многокомпонентных эвтектических сплавов в процессе направленной кристаллизации формируется только при плоском фронте роста фаз, устойчивость которого достигается, если выполняется следующее условие [43]:

$$G/R \geq (G/R)_{\text{крит}}, \quad (3)$$

где  $G$  – осевой градиент температуры в расплаве перед фронтом кристаллизации;  $R$  – скорость направленной кристаллизации;  $(G/R)_{\text{крит}} \approx \Delta T/D$  – критическая величина, определяющая границу устойчивости плоского фронта кристаллизации данного сплава;  $\Delta T = (T_L - T_S)$  – разность температур ликвидус  $T_L$  и солидус  $T_S$  сплава;  $D$  – эффективный коэффициент диффузии атомов химических элементов в расплаве.

Условие (3) накладывает жесткое ограничение на максимальную скорость направленной кристаллизации  $R$ . Численные оценки показывают, что для выбранных интерметаллидных сплавов, интервал плавления которых составляет ~50 °С, критическое значение  $(G/R)_{\text{крит}} \approx 300$  °С·ч/см<sup>2</sup> (для  $D$  использовано значение  $5 \cdot 10^{-5}$  см<sup>2</sup>/с). Следовательно, максимальная скорость роста, обеспечивающая плоский фронт кристаллизации данных сплавов в установке УНК-1, составляет 0,6–1,0 см/ч. Вид отливки образца (диаметр ~20 и длина ~110 мм) из эвтектического сплава, полученного в установке УНК-1, представлен на рис. 2.

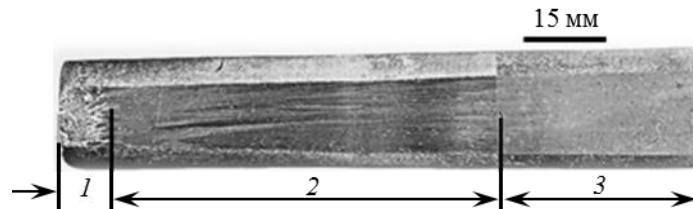


Рис. 2. Отливка образца из эвтектического сплава после направленной кристаллизации с плоским фронтом:

1 – стартовая зона; 2 – зона ориентированного композиционного роста; 3 – зона с дендритно-ячеистой структурой

Полученные таким образом направленно закристаллизованные отливки образцов из исследуемых сплавов методом электроэрозионной резки разрезали на диски толщиной ~8 мм и на торцевой части каждого из них изготавливали поперечные микрошлифы образцов для исследования микроструктуры с помощью электронного микроскопа JSM 840 (Япония). Объемную долю нитевидных кристаллов определяли методом количественной металлографии. Далее из этих дисков изготавливали образцы и определяли методом дифференциального термического анализа (ДТА) на установке ВДТА-8М температуры солидус ( $T_S$ ) и ликвидус ( $T_L$ ) сплавов (образцы диаметром 7 мм и длиной 7 мм нагревали в атмосфере гелия с постоянной скоростью 10 °С/мин).

Химический и фазовый составы сплавов после направленной кристаллизации исследовали методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на приборе

Superprobe-733 [44]. Для точной идентификации структурных составляющих сплава использовали специальный режим СОМРО, изображение в котором формируется обратноотраженными электронами. Его контраст определяют по среднему атомному номеру химических элементов, образующих ту или иную фазу или исследуемую область. Чем больше атомная масса исследуемой области (фазы), тем светлее данный участок шлифа выглядит на экране прибора или фотографии. Изображение микроструктуры в режиме СОМРО получали на нетравленных шлифах, что позволило проводить на них более точный количественный анализ. Точный химический состав фаз (площадь анализа  $1 \text{ мкм}^2$ , глубина анализа  $1 \text{ мкм}$ ) определяли измерением интенсивности линий вторичного рентгеновского излучения элементов с последующим автоматическим введением поправок, учитывающих эффекты взаимодействия электронного пучка с материалом образца.

Для оценки кратковременной и длительной прочности образцов проводили испытания на растяжение (по ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651–84) в интервале температур  $20\text{--}1200 \text{ }^\circ\text{C}$  и длительную прочность (по ГОСТ 10145–81) в интервале температур  $900\text{--}1200 \text{ }^\circ\text{C}$  в воздушной атмосфере без защитного покрытия.

### Результаты и обсуждение

**Сплав  $\gamma'+\beta$  системы Ni–Al–W.** После направленной кристаллизации расплава исходного состава (% (по массе)) Ni–14,2Al–6W в полученной отливке образца на начальном участке сформировалась поликристаллическая равноосная структура материала, состоящая из первичных дендритных выделений  $\alpha(\text{W})$ -фазы (ОЦК-твердый раствор на основе вольфрама состава (% (по массе)) 78,01W–23,51Ni–3,03Al) и пластинчатых выделений  $\gamma'$ -фазы в матрице на основе  $\beta$ -фазы (рис. 3, *a*). Вторая (основная) зона отливки состоит из столбчатых зерен  $\beta$ -фазы, армированных пластинчатыми кристаллами  $\gamma'$ -фазы, выстраивающихся с небольшой аксиальной разориентацией относительно направления роста (рис. 3, *b*).

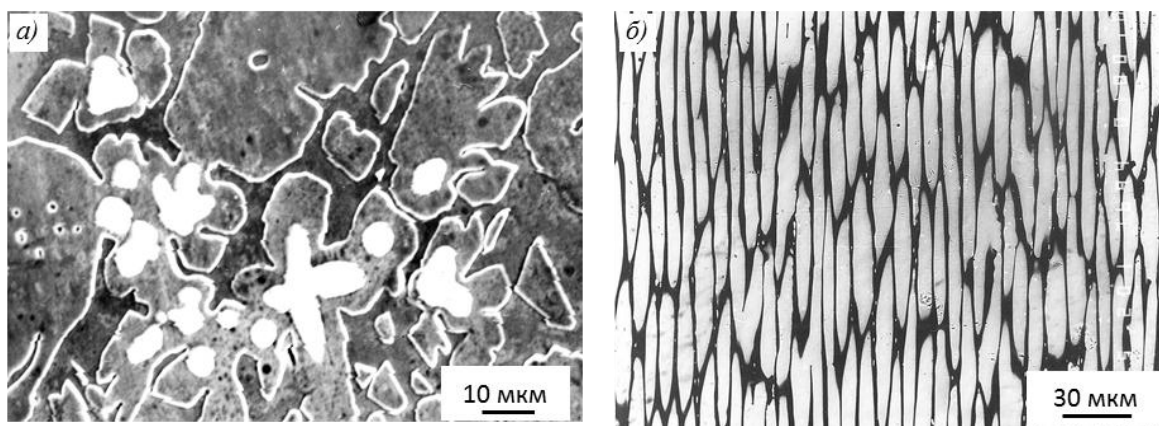


Рис. 3. Микроструктура сплава  $\gamma'+\beta$  системы Ni–Al–W в отливке образца (продольное сечение) после направленной кристаллизации:

*a* – стартовая зона (белые частицы – дендриты  $\alpha(\text{W})$ -фазы; серые пластины –  $\gamma'$ -фаза); *b* – зона ориентированного композиционного роста (белые пластины –  $\gamma'$ -фаза)

Таким образом, микроструктура сплава состава (% (по массе)) Ni–14,2Al–6W при кристаллизации с плоским фронтом роста фаз формируется по композиционному механизму и представляет собой пластинчатую бинарную эвтектику  $\gamma'+\beta$ .

В табл. 5 представлены экспериментальные данные распределения по длине отливки с композиционной структурой алюминия и вольфрама в  $\gamma'$ - и  $\beta$ -фазах исследуемого

эвтектического сплава  $\gamma'+\beta$ , полученные на основе обобщения результатов МРСА образцов, вырезанных из различных участков композиционной зоны отливки. Видно, что содержание алюминия в  $\gamma'$ - и  $\beta$ -фазах пластинчатой эвтектики  $\gamma'+\beta$  уменьшается с увеличением доли твердой фазы  $q$ , т. е. в процессе направленной кристаллизации исходного расплава алюминий оттесняется в твердую фазу, его коэффициент распределения  $K_{Al}>1$ . Характер распределения вольфрама в фазах, напротив, неоднозначен. Если в  $\beta$ -фазе его концентрация не изменяется в процессе направленной кристаллизации исходного расплава, то в  $\gamma'$ -фазе содержание вольфрама сначала растет, а затем при достижении  $q>60\%$  уменьшается. Растворимость вольфрама в  $\gamma'$ -фазе (2,3–2,7% (атомн.)) существенно больше, чем в  $\beta$ -фазе (~0,1% (атомн.)).

Таблица 5

Изменение химического состава  $\gamma'$ - и  $\beta$ -фаз по длине отливки с композиционной структурой сплава исходного состава (% (по массе)) Ni–14,2Al–6W

Доля твердой фазы $q$ , %	Содержание элементов в фазах, % (по массе)/% (атомн.)					
	$\gamma'$			$\beta$		
	Ni	Al	W	Ni	Al	W
14	<u>80,11</u>	<u>12,32</u>	<u>7,85</u>	<u>78,0</u>	<u>22,47</u>	<u>0,23</u>
	73,21	24,5	2,29	61,44	38,5	0,06
28	<u>80,35</u>	<u>11,64</u>	<u>8,48</u>	<u>78,46</u>	<u>21,05</u>	<u>0,49</u>
	74,13	23,37	2,5	63,07	36,81	0,12
42	<u>78,95</u>	<u>10,62</u>	<u>8,74</u>	<u>76,55</u>	<u>20,28</u>	<u>0,26</u>
	75,3	22,03	2,66	63,39	36,54	0,07
56	<u>80,11</u>	<u>11,76</u>	<u>8,82</u>	<u>77,98</u>	<u>20,01</u>	<u>0,15</u>
	73,82	23,58	2,59	61,28	38,67	0,05
70	<u>80,88</u>	<u>10,95</u>	<u>8,37</u>	<u>78,14</u>	<u>19,2</u>	<u>0,2</u>
	75,31	22,19	2,48	65,12	34,8	0,08
84	<u>80,74</u>	<u>11,62</u>	<u>7,7</u>	<u>78,9</u>	<u>19,7</u>	<u>0,4</u>
	74,42	23,3	2,26	64,74	35,14	0,12

Таким образом, в процессе направленной кристаллизации с плоским фронтом роста никелевого сплава состава  $\gamma'+\beta$  тройной системы Ni–Al–W происходит нормальная сегрегация алюминия и вольфрама, приводящая к их неоднородному распределению в фазах  $\gamma'$  и  $\beta$  по длине композиционной зоны отливки. При этом в отливке формируется однонаправленная композиционная структура, состоящая из столбчатых кристаллов  $\beta$ -фазы, армированных пластинчатыми кристаллами  $\gamma'$ -фазы. По данным ДТА образцов, вырезанных из начального ( $q=28\%$ ) и конечного ( $q=70\%$ ) участков отливки с композиционной структурой, температуры начала (солидус  $T_S$ ) и окончания (ликвидус  $T_L$ ) эвтектического превращения при плавлении пластинчатой эвтектики  $\gamma'+\beta$  составляют соответственно 1382 и 1402 °С – для  $q=28\%$  и 1388 и 1401 °С – для  $q=70\%$ .

**Сплав  $\beta+\delta(\text{Re})$  системы Ni–Al–Re.** После направленной кристаллизации отливка образца из сплава исходного состава (% (по массе)) Ni–27,5Al–10,5Re имела стартовую зону, в которой отсутствовала ориентированная структура (рис. 4, а), и зону со столбчатыми кристаллами, имеющими композиционное строение. Микроструктура столбчатых кристаллов, объединенных в столбчатые зерна, состоит из монокристаллической интерметаллидной  $\beta$ -матрицы и ориентированных вдоль оси отливки образца  $\delta(\text{Re})$ -стержней (рис. 4, б). Стержни  $\delta(\text{Re})$  регулярно расположены в  $\beta$ -матрице и имеют прямоугольное сечение (рис. 4, в), их объемная доля в структуре композита составляет 3,2%. Полученный композит  $\beta+\delta(\text{Re})$  имеет следующий химический состав, % (по массе)/% (атомн.): Ni–(27,6/46,6)Al–(5,4/1,2)Re. Содержание Al и Re в  $\beta$ -матрице композита составляет соответственно 28,5/46,8 и 0,9/0,2 (% (по массе)/% (атомн.)). Следовательно, растворимость рения в  $\beta(\text{NiAl})$ -фазе (0,2% (атомн.)) такая же низкая, как и растворимость вольфрама.

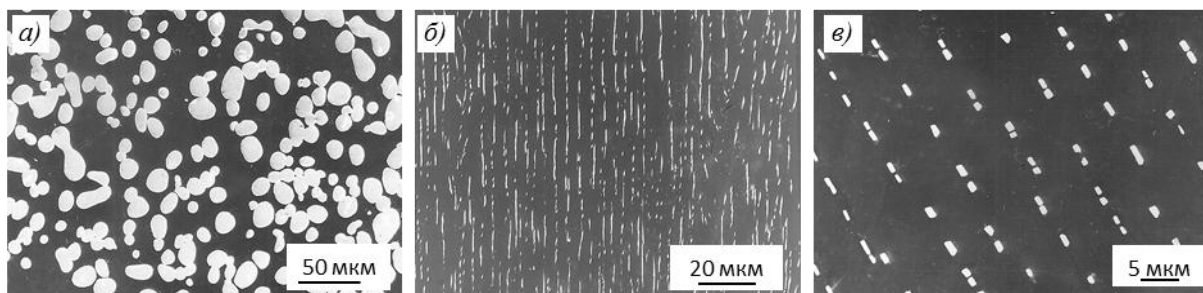


Рис. 4. Микроструктура сплава  $\beta+\delta(\text{Re})$  системы Ni–Al–Re в отливке образца после направленной кристаллизации:

*a* – стартовая зона (белые частицы – выделения  $\delta(\text{Re})$ -фазы); *b*, *c* – зона ориентированного композиционного роста в продольном (*b*) и поперечном (*c*) направлениях (белые стержни –  $\delta(\text{Re})$ -фаза)

Измеренные значения температур солидус и ликвидус композита  $\beta+\delta(\text{Re})$  составляют соответственно 1654 и 1665 °С, т. е. на 16 и 27 °С больше, чем температура плавления интерметаллида NiAl стехиометрического состава, равная 1638 °С, по данным работы [31]. Это означает, что  $\beta$ -фаза в трехкомпонентной системе Ni–Al–Re образуется при температуре более высокой, чем в двойной системе Ni–Al.

**Сплав  $\gamma'+\text{NbC}$  системы Ni–Al–Nb–C** исходного состава (% (по массе)) Ni–12,3Al–4,3Nb–0,5C, имеющий по данным ДТА температуры солидус и ликвидус, равные соответственно 1375 и 1395 °С, направленно закристаллизован в условиях плоского фронта роста фаз. После направленной кристаллизации структура сплава в отливке образца в зоне ориентированного роста состояла из столбчатых зерен  $\gamma'$ -матрицы, в которой располагались ориентированные в направлении роста стержни карбида NbC (рис. 5). По данным количественного металлографического анализа доля стержней карбида NbC в структуре материала оказалась равной 2% (объемн.).

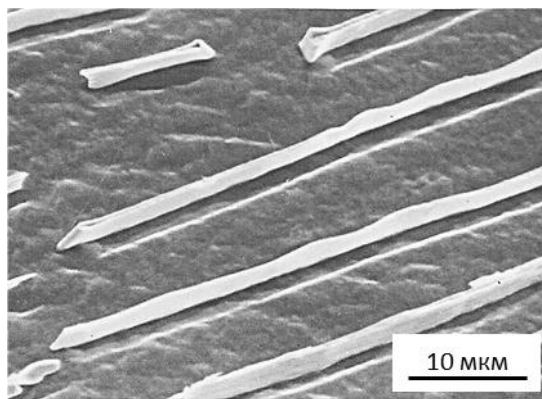


Рис. 5. Микроструктура сплава  $\gamma'+\text{NbC}$  системы Ni–Al–Nb–C в зоне ориентированного композиционного роста

**Сплав  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  системы Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C с гетерофазной  $\gamma/\gamma'$ -матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы.** После направленной кристаллизации сплава выбранного состава в условиях плоского фронта полученная отливка образца имела три характерные зоны: стартовую зону, зону ориентированного композиционного роста и зону с дендритно-ячеистой структурой (рис. 6). В стартовой зоне наблюдаются первичные выделения карбидной фазы на основе NbC и начало формирования из них нитевидных кристаллов (рис. 6, *a*). Микроструктура зоны композиционного роста отливки образца состоит из нескольких столбчатых зерен, незначительно разориентированных относительно продольной оси отливки образца. Каждое зерно представляет собой

монокристаллическую матрицу из  $\gamma/\gamma'$ -никелевого двухфазного сплава, объемное содержание  $\gamma'$ -фазы в котором составляет  $\sim 90\%$ ; частицы  $\gamma'$ -фазы размером  $\sim 10$  мкм разделены прослойками  $\gamma$ -твердого раствора (рис. 6, в, з).

Гетерофазная матрица на основе  $\gamma'$ -фазы композита армирована нитевидными кристаллами (волоконми) карбида NbC, имеющими в поперечном сечении форму, близкую к квадратной. Их средний диаметр равен  $\sim 1$  мкм. В конечной части отливки образца не реализуется условие плоского фронта роста фаз по уравнению (3) – формируется дендритно-ячеистая структура сплава, состоящая из дендритов  $\gamma$ -твердого раствора и междендритных областей, в которых наблюдаются выделения  $\gamma'$ -фазы эвтектического (перитектического) происхождения и пластин карбидной фазы (рис. 6, б).

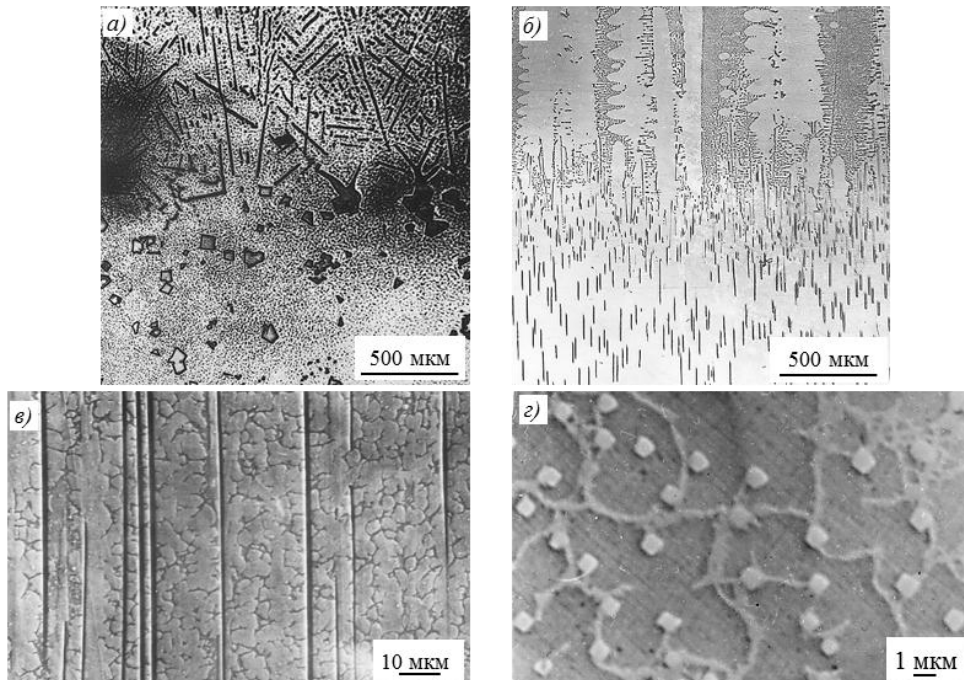


Рис. 6. Микроструктура отливки образца эвтектического сплава с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы, упрочненной нитевидными кристаллами карбида NbC, в начальной – стартовой (а) и конечной (б) частях отливки образца и в зоне ориентированного композиционного роста в продольном (в) и поперечном (з) направлениях

В табл. 6 представлены результаты определения концентраций ниобия и углерода, а также объемной доли и диаметра волокон карбида NbC в образцах исследованного эвтектического сплава  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$ , вырезанных из различных частей отливки с композиционной структурой.

Как следует из данных, приведенных в табл. 6, концентрации ниобия и углерода в сплаве и объемная доля нитевидных кристаллов (волокон), армирующих матрицу на основе  $\gamma'$ -фазы, снижаются по длине отливки, т. е. при направленной кристаллизации с плоским фронтом роста фаз эвтектического сплава сегрегируют в твердую фазу. Следовательно, их коэффициенты распределения  $K > 1$ . Аналогичная закономерность ранее установлена при исследовании сегрегации легирующих элементов в процессе направленной кристаллизации эвтектических сплавов со структурами  $\gamma/\gamma'+\text{TaC}$  (NITAC-13) [45] и  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  [46]. При этом, в отличие от указанных сплавов, в исследованном эвтектическом композите легирующие элементы Al, Cr и W практически не сегрегируют в процессе направленной кристаллизации.

Таблица 6

**Изменение концентраций ниобия и углерода, объемной доли и диаметра волокон карбида NbC по длине отливки с композиционной структурой эвтектического сплава  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы**

Доля твердой фазы $q$ , %	Содержание элементов в сплаве, % (по массе)		Объемная доля волокон NbC, %	Средний диаметр волокон, мкм
	Nb	C		
11	4,50	0,50	4,0	1,2
22	4,36	0,42	3,1	1,1
43	3,78	0,36	2,4	1,0
55	3,70	0,31	2,1	1,0
64	3,50	0,26	1,8	1,0

Таким образом, сегрегация ниобия и углерода, приводящая к переменному содержанию объемной доли волокон по длине отливки образца, должна отражаться на его механических свойствах. Прочностные свойства образцов, вырезанных из начального участка композиционной зоны отливки, содержащей большую долю нитевидных кристаллов (волокон), будут больше по сравнению с образцами из конечного участка композиционной зоны отливки, так как вклад нитевидных кристаллов в упрочнение композита возрастает с увеличением их объемной доли [47].

Физико-химические свойства, к которым относятся температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы (солвус), солидус и ликвидус, также изменяются по длине композиционной зоны отливки. Из полученных данных ДТА (рис. 7) следует, что сплав композиционной зоны отливки, где содержание ниобия и углерода повышено, имеет, по сравнению со сплавом с пониженным содержанием этих элементов, более низкие значения температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы (солвус  $\gamma'$ ), более низкие интервалы плавления и повышенную температуру солидус.

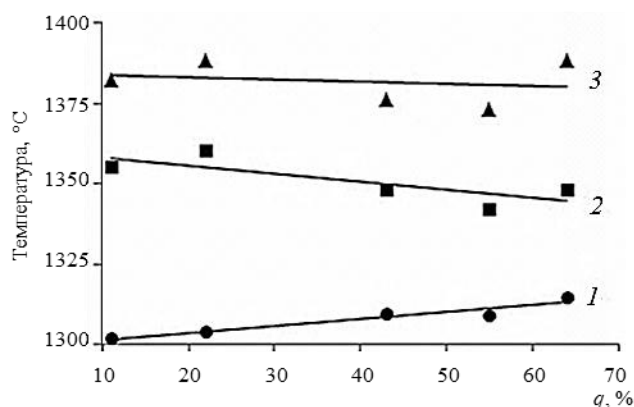


Рис. 7. Изменение температур  $\gamma'$ -солвус (1), солидус (2) и ликвидус (3) эвтектического сплава  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы по длине композиционной зоны отливки (в зависимости от доли твердой фазы  $q$ )

Результаты обработки кривых деформирования с определением предела прочности при растяжении, полученные при испытании образцов с композиционной структурой из эвтектического сплава  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы в интервале температур 20–1200 °C, представлены на рис. 8. Для сравнения там же приведены данные для монокристаллов с КГО  $\langle 111 \rangle$  серийных интерметаллидных сплавов ВКНА-1В и ВКНА-4У [9–11]. Видно, что для эвтектического композита характерно монотонное снижение прочности с повышением температуры. Аналогичная закономерность наблюдается также для характеристик прочности монокристаллических

интерметаллидных сплавов. Подобное температурное поведение характеристики кратковременной прочности является типичным для монокристаллов с КГО <111> литейных жаропрочных никелевых сплавов [40]. При этом в интервале температур 800–1200 °С значения предела прочности при растяжении исследуемого композита превышают аналогичные значения для монокристаллов с КГО <111> интерметаллидных сплавов.

Пластичность эвтектического композита, характеризуемая относительным удлинением после разрыва, с повышением температуры от 20 до 1200 °С плавно снижается с 20% при 20 °С до 7% при 1200 °С.

Экспериментальные значения времени до разрушения, полученные при испытании образцов эвтектического композита с матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы на длительную прочность при температурах 900, 1000, 1150 и 1200 °С и различных напряжениях, использованы для построения кривой длительной прочности в координатах «напряжение  $\sigma$ –параметр Ларсона–Миллера  $P=(20+\log\tau_p)T\cdot 10^{-3}$ » ( $\tau_p$  – время до разрушения, ч;  $T$  – температура, К), представленной на рис. 9. Для сравнения там же приведена кривая длительной прочности интерметаллидного сплава ВКНА-1В с КГО <111>. С использованием этой кривой определены средние значения длительной прочности эвтектического композита на базах 100 и 500 ч при температурах 900, 1000, 1100, 1150 и 1200 °С, значения которых приведены в табл. 7 (в сравнении с характеристиками сплава ВКНА-1В).

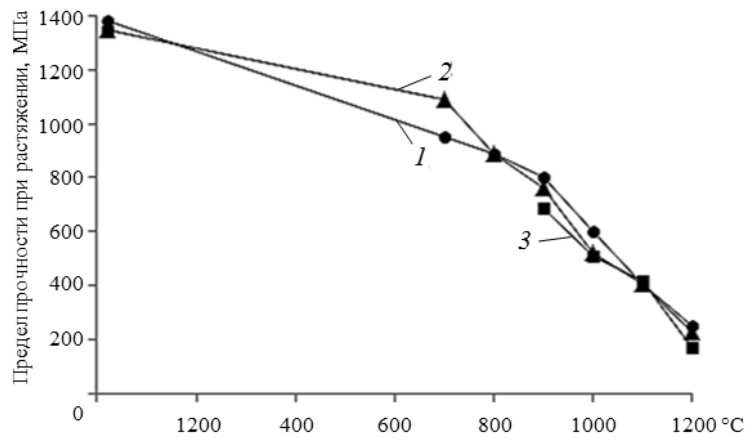


Рис. 8. Температурная зависимость кратковременной прочности эвтектического композита  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы (1) и монокристаллов с КГО <111> интерметаллидных сплавов ВКНА-1В (2) и ВКНА-4У (3)

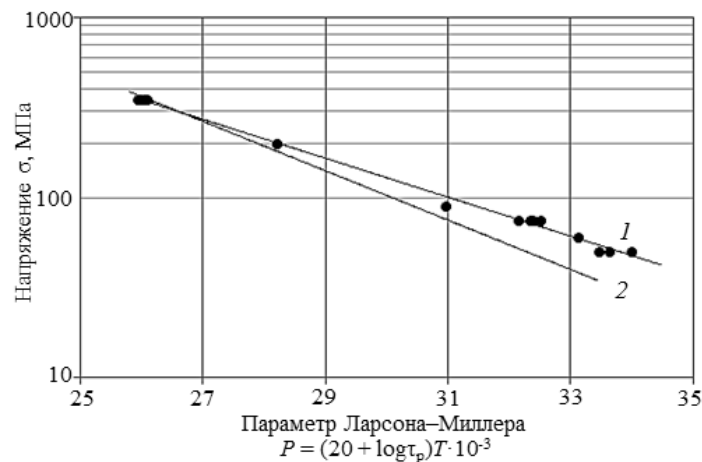


Рис. 9. Длительная прочность эвтектического композита с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы (1) и интерметаллидного сплава ВКНА-1В с КГО <111> (2) в интервале температур 900–1200 °С

Таблица 7

**Длительная прочность эвтектического композита с гетерофазной матрицей  
на основе  $\gamma'$ -фазы и интерметаллидного сплава ВКНА-1В с КГО <111>**

Сплав	$\sigma_{100}/\sigma_{500}$ , МПа, при температуре, °С				
	900	1000	1100	1150	1200
Эвтектический композит	368/300	210/167	120/95	92/73	71/56
ВКНА-1В	360/290	200/150	100/75	70/50	50/30

Примечание.  $\sigma_{100}/\sigma_{500}$  – пределы длительной прочности на базе 100/500 ч.

Представленные результаты свидетельствуют о преимуществе эвтектического композита с матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы перед монокристаллическим интерметаллидным сплавом ВКНА-1В по длительной прочности во всем температурно-временном диапазоне. При этом разница в значениях длительной прочности возрастает с увеличением температуры и продолжительности испытания, что связано с положительным влиянием нитевидных кристаллов карбида NbC на характеристики ползучести.

Проведенный анализ показывает, что если в гетерофазных интерметаллидных сплавах типа ВКНА основным видом упрочнения является дисперсионный (частицами  $\gamma'$ -фазы) – его эффективность снижается при температурах  $>1000$  °С вследствие растворения и коагуляции упрочняющих частиц  $\gamma'$ -фазы [12], то в эвтектических композитах  $\gamma/\gamma'$ -MeC наряду с дисперсионным (частицами  $\gamma'$ -фазы) действует и композиционный механизм упрочнения нитевидными кристаллами карбидной фазы [36, 37]. При средних температурах (900 °С и менее) основной вклад в длительную прочность эвтектического композита вносит  $\gamma/\gamma'$ -матрица вследствие большой объемной доли. Поскольку по химическому составу гетерофазная матрица на основе  $\gamma'$ -фазы исследованного эвтектического композита близка к составу интерметаллидного сплава ВКНА-1В, то следует ожидать и близких значений длительной прочности указанных сплавов при этих температурах. Действительно, как показывают данные рис. 9 и табл. 7, значения  $\sigma_{100}/\sigma_{500}$  эвтектического композита при 900 °С равны соответственно 368/300 МПа, а для сплава ВКНА-1В с КГО <111> составляют 360/290 МПа. При более высоких температурах (1000 °С и более) существенный вклад в упрочнение эвтектического композита при ползучести вносят нитевидные кристаллы карбида NbC. При этом их прочность и стабильность с повышением температуры изменяются незначительно [48].

Металлографические исследования структуры разрушенных образцов эвтектического композита после испытаний на ползучесть при 1200 °С показали, что только незначительная часть волокон, находящихся на продольных границах столбчатых зерен, претерпевает карбидную реакцию типа  $MeC \rightarrow Me_6C$  с превращением в частицы полиэдрической формы (рис. 10). Кроме того, в процессе ползучести частицы  $\gamma'$ -фазы, составляющие матрицу композита, коагулируют в пластины, ориентированные перпендикулярно нитевидным кристаллам, т. е. приложенному растягивающему напряжению. Аналогичный эффект анизотропной коагуляции частиц  $\gamma'$ -фазы в процессе ползучести монокристаллов с КГО <001> жаропрочных никелевых сплавов (так называемый N-рафтинг) изучен в работе [40]. Следовательно, можно полагать, что столбчатые зерна интерметаллидной матрицы исследованного эвтектического композита имеют кристаллографическую ориентацию, близкую к направлению <001>.

Таким образом, фазовая и структурная нестабильность исследованного эвтектического композита  $\gamma/\gamma'+NbC$  в процессе испытаний на длительную прочность проявляется в том, что расположенные на продольных границах столбчатых зерен нитевидные кристаллы на основе карбида NbC претерпевают карбидную реакцию, характерную для литейных жаропрочных никелевых сплавов и эвтектик  $\gamma/\gamma'$ -MeC, а исходные глобулярные

частицы  $\gamma'$ -фазы образуют рафт-структуру, характерную для монокристаллов с КГО  $\langle 001 \rangle$  жаропрочных никелевых сплавов, формирующуюся в процессе их высокотемпературных длительных испытаний на ползучесть.

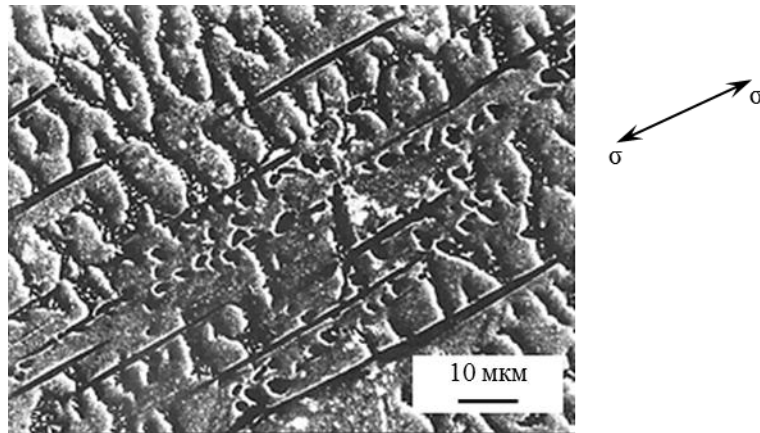


Рис. 10. Микроструктура образца эвтектического композита с гетерофазной матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы, упрочненной нитевидными кристаллами карбида NbC, после испытаний на длительную прочность при температуре 1200 °C ( $\sigma=50$  МПа,  $\tau=679$  ч)

### Заключения

Установлены составы эвтектических интерметаллидных сплавов на основе никеля, отвечающие двухфазным интерметаллидным сплавам  $\gamma'+\beta$  системы Ni–Al–W,  $\beta+\delta(\text{Re})$  системы Ni–Al–Re,  $\gamma'+\text{NbC}$  системы Ni–Al–Nb–C,  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  системы Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C. Методом направленной кристаллизации с плоским фронтом из этих сплавов получены отливки образцов с естественно-композиционной структурой. Проведены исследования следующих материалов:

- композита  $\gamma'+\beta$  состава (% (по массе)) Ni–14,2Al–6W с  $\beta$ -матрицей, армированной пластинчатыми кристаллами  $\gamma'$ -фазы; определены растворимость вольфрама в фазах  $\gamma'$  (~2,5% (атомн.)) и  $\beta$  (~0,1% (атомн.)), а также температуры солидус (1386 °C) и ликвидус (1402 °C) композита;

- композита  $\beta+\delta(\text{Re})$  состава (% (по массе)) Ni–27,6Al–5,4Re с  $\beta$ -матрицей, армированной нитевидными кристаллами (волокнами) ГПУ  $\delta$ -рениевого твердого раствора; определены доля волокон  $\delta(\text{Re})$  (3,2% (объемн.)), растворимость рения в  $\beta$ -фазе (~0,2% (атомн.)) и температуры солидус (1654 °C) и ликвидус (1665 °C) композита; установлено, что  $\beta$ -фаза в трехкомпонентной системе Ni–Al–Re образуется при более высокой температуре, чем в двойной системе Ni–Al;

- композита  $\gamma'+\text{NbC}$  состава (% (по массе)) Ni–12,3Al–4,3Nb–0,5C с  $\gamma'$ -матрицей, армированной нитевидными кристаллами (волокнами) карбида NbC; определены доля волокон NbC (2% (объемн.)), температуры солидус (1375 °C) и ликвидус (1395 °C) композита;

- композита  $\gamma/\gamma'+\text{NbC}$  системы Ni–Al–Cr–Co–W–Mo–Nb–C с гетерофазной  $\gamma/\gamma'$ -матрицей на основе  $\gamma'$ -фазы (~90% (объемн.)), армированной нитевидными кристаллами (волокнами) карбида NbC с долей 3% (объемн.); определены температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы (1302–1315 °C), солидус (1348–1355 °C) и ликвидус (1376–1380 °C) композита; проведены механические испытания образцов композита и определены характеристики кратковременной прочности и пластичности в интервале температур 20–1200 °C и длительной прочности при температурах 900, 1000, 1100, 1150 и 1200 °C; установлено, что значения предела прочности при растяжении и пластичность

(характеризуемая относительным удлинением при разрыве) композита монотонно снижаются с повышением температуры соответственно с 1380 МПа и 20% (при 20 °С) до 250 МПа и 7% (при 1200 °С); длительная прочность композита в интервале температур 900–1200 °С и базах до 500 ч имеет следующие значения:  $\sigma_{100}^{900^\circ} = 368$  МПа,  $\sigma_{500}^{900^\circ} = 300$  МПа,  $\sigma_{100}^{1000^\circ} = 210$  МПа,  $\sigma_{500}^{1000^\circ} = 167$  МПа,  $\sigma_{100}^{1100^\circ} = 120$  МПа,  $\sigma_{500}^{1100^\circ} = 95$  МПа,  $\sigma_{100}^{1150^\circ} = 92$  МПа,  $\sigma_{500}^{1150^\circ} = 73$  МПа,  $\sigma_{100}^{1200^\circ} = 71$  МПа,  $\sigma_{500}^{1200^\circ} = 56$  МПа.

Таким образом, установлено, что в процессе направленной кристаллизации с плоским фронтом исследованных эвтектических сплавов происходит сегрегация химических элементов, приводящая к их неоднородному распределению по длине отливки образца с композиционной структурой. В результате формируется композит с переменными по длине образца физико-химическими, структурно-фазовыми и механическими характеристиками.

#### Библиографический список

1. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
2. 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.
3. Walston S., Cetel A., MacKay R. et al. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy // Superalloys-2004. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 15–24.
4. Harada H. Development of Superalloys for 1700 °C ultra-efficient gas turbines // Proceedings 9<sup>th</sup> Liège Conference «Materials for Advanced Power Engineering 2010». Liège: University of Liège, 2010. P. 604–614.
5. Sato A., Harada H., Yen An-C. et al. A 5th generation SC superalloy with balanced high temperature properties and processability // Superalloys-2008. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, 2008. P. 131–138.
6. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103.
7. Бунтушкин В.П., Каблов Е.Н., Базылева О.А. Механические и эксплуатационные свойства литейного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al // Металлы. 1995. №3. С. 70–73.
8. Бунтушкин В.П., Поварова К.Б., Банных О.А. и др. Влияние кристаллографической ориентации на механические свойства монокристаллов легированного интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al // Металлы. 1998. №2. С. 49–53.
9. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Литейные конструкционные сплавы на основе алюминиды никеля // Двигатель. 2010. №4. С. 24–25.
10. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 57–60.
11. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Высокотемпературные интерметаллидные сплавы для деталей ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2013. №3. С. 26–31.
12. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В. Новый монокристаллический интерметаллидный жаропрочный сплав на основе  $\gamma'$ -фазы для лопаток ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 34–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40.
13. Ni<sub>3</sub>Al-based intermetallic alloys having improved strength above 850 °C: pat. US6106640 A; filed 08.06.1998, publ. 22.08.2000.
14. Ni<sub>3</sub>Al-based alloys for die and tool application: pat. US6238620B1; filed 15.09.99; publ. 29.05.01.
15. Trinickel aluminide-base heat-resistant alloy: pat. US2001/0013383A1; filed 06.02.01; publ. 16.08.01.

16. Nickel aluminide alloy for high temperature structural use: pat US5006308; filed 09.06.89; publ. 09.04.91.
17. Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Антонова А.В. Изучение возможности создания термически стабильных конструкционных материалов на базе алюминидов переходных металлов систем Ni–Al–X, Ru–Al–X, Ti–Al–X, где X – легирующий элемент или фаза // *Металлы*. 2005. №2. С. 78–87.
18. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Казанская Н.К., Морозов А.Е., Антонова А.В. Физико-химические подходы к разработке сплавов на основе NiAl для высокотемпературной службы // *Металлы*. 2011. №2. С. 48–62.
19. Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Чабина Е.Б., Дьячкова Л.А. Фазовые превращения и структура направленно закристаллизованных интерметаллидных сплавов Ni–Al–Re // *Металлы*. 1994. №4. С. 85–93.
20. Joslin S.M., Chen X.F., Oliver B.F., Noebe R.D. Fracture behavior of directional solidified NiAl–Mo and NiAl–V eutectics // *Materials Science Engineering A*. 1995. Vol. 196. Is. 1–2. P. 9–18.
21. Сплав на основе никеля и изделие, выполненное из него: пат. 2187572 Рос. Федерация; заявл. 16.11.00; опубл. 20.08.02.
22. Купченко Г.В., Поко О.А., Майонов А.В., Купченко В.Г. Направленно кристаллизованные коррозионностойкие эвтектические сплавы системы Ni–Cr–Al // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. материалов III Междунар. науч.-техн. конф. (Минск, 15–17 окт. 2008 г.): в 4 кн. Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2008. Кн. 1: Многофункциональные материалы в современной технике, микро- и наноэлектронике. С. 18–22.*
23. Горынин И.В., Бурханов Г.С., Фармаковский Б.В. Перспективные разработки конструкционных материалов на основе тугоплавких соединений // *Вопросы материаловедения*. 2012. №2 (70). С. 5–15.
24. Que Z.P., Gu J.H., Choi H.K., Jung Y.G., Lee J.H. Lamellar to rod eutectic transition in the hyper-eutectic nickel-aluminum alloy // *Materials Today: Proceedings*. 2014. Vol. 1. Is. 1. P. 17–24.
25. Bremer F.J., Beyss M., Karthaus E. et al. Experimental analysis of the Ni–Al phase diagram // *Journal of Crystal Growth*. 1988. Vol. 87. P. 185–192.
26. Hunziker O., Kurz W. Directional solidification and phase equilibria in the Ni–Al system // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999. Vol. 30. Is. 12. P. 3167–3175.
27. Удовский А.Л., Алексеева З.М., Луковкин А.И. О диаграмме фазовых равновесий системы никель–алюминий–вольфрам в интервале 1200–2000 °С в области составов Ni–Ni<sub>0,5</sub>Al<sub>0,5</sub>–W // *Доклады АН СССР*. 1986. Т. 286. №4. С. 935–939.
28. Удовский А.Л., Олдаковский И.В., Молдавский В.Г. Теоретические и экспериментальные исследования фазовых равновесий системы Ni–NiAl–W в интервале 900–1500 °С // *Металлы*. 1991. №4. С. 112–123.
29. Giamei A.F., Anton D.L. Rhenium addition to a Ni-base superalloy: Effects on microstructure // *Metallurgical Transaction A*. 1985. Vol. 16A. Is. 11. P. 1997–2005.
30. Webber J.G., Van Aken D.C. Studies of a quasy-binary β-NiAl and α-Re eutectic // *Scripta Metallurgica*. 1989. Vol. 23. Is. 2. P. 193–196.
31. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н. Кристаллическая структура металлов и сплавов. Киев: Наукова думка, 1986. 598 с.
32. Лейдерман Г.М., Николаева В.А. Взаимодействие NbC и ZrC с Ni // *Известия АН СССР. Сер.: Неорганические материалы*. 1973. Т. 9. №10. С. 1721–1723.
33. Сомов А.И., Тихоновский М.А., Олексиенко М.М., Головин В.Н. Влияние состава и условий кристаллизации на микроструктуру и прочность эвтектической композиции Ni–NbC // *Физика металлов и металловедение*. 1979. Т. 48. №2. С. 318–322.
34. Гриднев В.Н., Барабаш О.М., Легкая Т.Н. Фазовые равновесия и структура направленно закристаллизованных сплавов системы Ni–Nb–C // *Известия АН СССР. Сер.: Металлы*. 1985. №6. С. 211–217.
35. Шурин А.К. Исследование фазовых равновесий и структуры сплавов с фазами внедрения для задач разработки материалов с композиционным упрочнением // *Фазовые равновесия в металлических сплавах*. М.: Наука, 1981. С. 209–217.

36. Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Жаропрочные эвтектические сплавы // *Машиностроение: энциклопедия: в 4 т. М.: Машиностроение, 2001. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные материалы. С. 810–813.*
37. Yang S.W. Ni-base MC-carbide reinforced eutectic alloys for jet engine application // *Proceedings of NCKU/AAS International Symposium on Engineering Sciences and Mechanics. National Cheng Kung University, 1981. P. 1525–1537.*
38. Veys J.M., Mevrel R. Influence of protective coatings on the mechanical properties of CMSX-2 and Cotac 784 // *Materials Science and Engineering. 1987. Vol. 88. P. 253–260.*
39. Dannemann K., Stoloff N.S., Duquette D.J. High temperature fatigue of three nickel-base eutectic composite // *Materials Science and Engineering. 1987. Vol. 95. P. 63–71.*
40. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорай В.Н., Гаврилин О.С. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1997. 336 с.
41. Томсон Е.Р., Лемке Ф.Д. Эвтектические жаропрочные сплавы, получаемые методом направленной кристаллизации // *Композиционные материалы: в 8 т. М.: Машиностроение, 1978. Т. 4: Композиционные материалы с металлической матрицей. С. 110–164.*
42. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Раевских А.Н., Тренингов И.А. Высокоградиентная направленная кристаллизация интерметаллидного сплава на основе Ni<sub>3</sub>Al системы Ni–Al–Ta, упрочненного фазой TaC // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2017. №3 (51). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.12.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-3-1-1.*
43. Курц В., Зам П.Р. Направленная кристаллизация эвтектических материалов. М.: Металлургия, 1980. 274 с.
44. Чабина Е.Б., Алексеев А.А., Филонова Е.В., Лукина Е.А. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно-фазового состояния материалов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2013. №5. Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.12.2019).*
45. Gigliotte M.F.X., Henry M.F. Segregation in a plane front solidified  $\gamma/\gamma'$ -TaC alloy // *Proceedings of Conference on in Situ Composites II. Lexington: Xerox Individualized Publishing, 1976. P. 253–265.*
46. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Джиоева Е.С., Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики жаропрочных эвтектических композитов  $\gamma/\gamma'$ -NbC, содержащих рений и рутений // *Перспективные материалы. 2015. №3. С. 22–33.*
47. Портной К.И., Бабич Б.Н., Светлов И.Л. Композиционные материалы на никелевой основе. М.: Металлургия, 1979. 263 с.
48. Столоф Н.С. Механические свойства направленных эвтектик // *Достижения в области композиционных материалов. М.: Металлургия, 1982. С. 189–220.*