

УДК 669.018.95

Ю.А. Бондаренко¹, М.Ю. Колодяжный¹, А.Б. Ечин¹, А.Р. Нарский¹

НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЕСТЕСТВЕННОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ЭВТЕКТИКИ Nb–Si НА РАБОЧИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДО 1350°C ДЛЯ ЛОПАТОК ГТД

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-1-1

Исследованы структура и свойства ниобий-кремниевого композита, полученного при направленной кристаллизации в жидкометаллическом охладителе (метод ЛМС). Рассмотрена естественно-композиционная микроструктура слитка после направленной кристаллизации, проведен анализ состава фаз композита Nb–Si, определен уровень кратковременной прочности при 20, 1200 и 1350°C и длительной прочности при 1200°C. По уровню прочности при высоких температурах естественный композит Nb–Si более чем в 2 раза превосходит никелевые монокристаллические жаропрочные сплавы.

Ключевые слова: направленная кристаллизация, жаропрочный эвтектический сплав, структура эвтектического композита, силицид ниобия, твердый раствор ниобия, кратковременная прочность, длительная прочность.

Yu.A. Bondarenko¹, M.Yu. Kolodyazhny¹, A.B. Echin¹, A.R. Narskiy¹

DIRECTIONAL SOLIDIFICATION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF NATURAL COMPOSITE BASED ON EUTECTIC Nb–Si AT WORKING TEMPERATURES UP TO 1350°C DEGREES FOR THE BLADES OF GAS TURBINE ENGINES

Investigated the structure and properties of niobium-silicon composite, obtained by directional solidification in the liquid metal cooling method (LMC). Considered natural-the composite microstructure of the ingot after directional solidification, the analysis of the composition of the phases of the composite Nb–Si we determined the level of short-term strength at 20, 1200 and 1350°C and long-term strength at 1200°C. The level of strength at high temperatures a natural composite of Nb–Si is more than two times that of single-crystal nickel superalloys.

Keywords: directional solidification, eutectic high-temperature alloy, eutectic composite structure, a silicide of niobium, solid solution of niobium, short-term durability, long lasting durability.

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

Введение

Развитие авиационного двигателестроения неразрывно связано с разработкой и внедрением в производство новых жаропрочных материалов для деталей горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД), а также с совершенствованием существующих и созданием новых технологических процессов их получения. Это в первую очередь относится к жаропрочным материалам, предназначенным для изготовления рабочих и сопловых лопаток ГТД, так как их жаропрочные свойства во многом определяют

температуру газа на входе в газовую турбину и, соответственно, основные характеристики турбины: мощность, ресурс, расход топлива, экологичность и др.

В последние десятилетия рост температуры газа на входе в турбину современных ГТД достиг 1900 К. Это было достигнуто благодаря усложнению легирования никелевых жаропрочных сплавов, в том числе дорогостоящими Re и Ru [1–3], созданию современной технологии направленной кристаллизации и монокристаллического литья [4, 5], совершенствованию системы охлаждения лопаток, применению термобарьерных защитных покрытий [6, 7]. Рабочая температура современных никелевых жаропрочных сплавов достигла предела ($\sim 1100^\circ\text{C}$) и уже составляет 80–85% от температуры плавления никелевой матрицы ($\sim 1350^\circ\text{C}$) при плотности новейших сплавов $d=9,0\text{--}9,2\text{ г/см}^3$.

Создание авиационных ГТД следующих поколений предполагает повысить температуру газа перед турбиной до 2100–2400 К, уменьшить их массу более чем в 1,5 раза, сократить расход топлива на 15–30%, улучшить и другие характеристики [8]. Поэтому в последние годы разработчики материалов стали уделять больше внимания разработке новых жаропрочных сплавов на основе тугоплавких металлов – в частности, на основе ниобия, который имеет высокую температуру плавления (2468°C), относительно низкую плотность ($d=8,56\text{ г/см}^3$), он пластичен и может быть рассмотрен в качестве материала деталей перспективных высокотемпературных газовых турбин следующего поколения.

Следует отметить, что в 1960-х годах в ВИАМ велись работы по созданию жаропрочных сплавов на основе ниобия. Разработка осуществлялась по классической схеме – с растворным и дисперсионным механизмами упрочнения (карбидами и нитридами) ниобиевого твердого раствора, дополнительно легированного рядом тугоплавких элементов (W, Mo, Zr, V, Ti...). Созданные на основе ниобия сплавы (ВН-2, ВН-3, ВН-4, ... до ВН-10) обладали достаточной пластичностью, некоторые хорошо деформировались и прокатывались в лист, их предполагалось использовать в конструкциях после деформации и сварки, а по уровню жаропрочности при средних температурах они были сравнимы с тогдашними никелевыми жаропрочными сплавами. Однако они обладали низкой жаростойкостью и даже с защитным покрытием от окисления имели малый срок службы [9].

Исследования, проведенные за рубежом (в США, Англии, Германии, Франции, Австрии, Швейцарии, Канаде, Японии, Китае), а также в России, позволили установить, что перспективным материалом в качестве основы для создания высокотемпературных жаропрочных сплавов могут быть естественные композиты на основе эвтектики системы Nb–Si с температурой плавления 1920°C (рис. 1) [10]. В результате исследований в качестве базовой композиции был выбран сплав на ниобиевой основе, легированный Si, Cr, Ti, Hf, Al..., с температурой плавления $T_S \approx 1600^\circ\text{C}$ и плотностью $d=6,8\text{--}7,4\text{ г/см}^3$. В США ему присвоили название MASK [11, 12].

Высокая реакционная способность сплавов на основе ниобия приводит к их активному взаимодействию с большинством огнеупорных материалов, поэтому их выплавку осуществляют в вакууме или атмосфере аргона в электронно-лучевых или дуговых печах с расходуемым или нерасходуемым электродом или в условиях дуговой гарнисажной плавки, а также используют метод плавки в «холодном тигле».

Композиционную структуру (структуру естественного *in-situ* композита) получали при направленной кристаллизации в условиях высокого температурного градиента на фронте роста, поэтому за рубежом использовали методы зонной плавки с индукционным и дуговым нагревами, электронно-лучевым нагревом, выращиванием из расплава по методу Чохральского, а также с использованием «холодного тигля» [13–16]. Перечисленные методы направленной кристаллизации позволяют получать лишь

цилиндрические заготовки небольшого размера. Однако, как правило, лопатки ГТД имеют сложную геометрическую форму, часто с внутренней полостью системы охлаждения; в промышленности их получают в керамических формах, изготовленных методом точного литья (по выплавляемым моделям) [17].

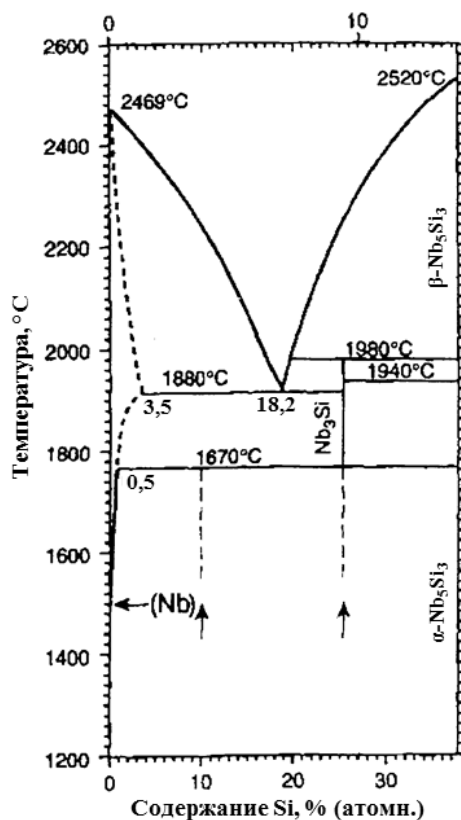


Рис. 1. Диаграмма состояния Nb–Si

В этой связи целью данной работы явилось исследование особенностей формирования направленной структуры высокотемпературного жаропрочного эвтектического композита на основе системы Nb–Si, изготавливаемого по технологии направленной кристаллизации, обеспечивающей получение деталей сложной конфигурации типа лопатки ГТД, и оценка свойств исследуемого композита.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 9.5. «Направленная кристаллизация (с переменным управляемым градиентом) высокотемпературных жаропрочных сплавов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Исходные образцы – шихтовые заготовки исследуемого жаропрочного эвтектического сплава на основе ниобия, содержащего Si, Cr, Hf, Ti, Al, выплавляли в дуговой печи с расходуемым электродом в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе. Для получения однородного химического состава слитков переплавляли несколько раз. Из полученных слитков изготавливали шихтовые заготовки, которые использовали для направленной кристаллизации образцов и модельных лопаток.

Направленную кристаллизацию осуществляли в специально созданной экспериментальной высокотемпературной установке УВНЭС-4 [18] с двухзонным нагревателем

печи подогрева форм, ванной с жидкометаллическим охладителем (расплавом олова) и компьютерной системой управления основными параметрами технологического процесса (рис. 2). Направленную кристаллизацию заготовок образцов и модельных лопаток проводили в керамических тиглях и формах, изготовленных из высокотемпературной керамики на основе оксида иттрия. Для этого шихтовые заготовки в керамических тиглях или формах размещали на специальной технологической оснастке внутри нагревателей печи подогрева, последовательно проводили нагрев и расплавление шихтовой заготовки (температура в печи подогрева форм – до 1850°C) в атмосфере инертного газа (аргон). После чего осуществляли процесс направленной кристаллизации, перемещая технологическую оснастку с тиглем или формой из зоны нагрева в зону охлаждения, погружая в жидкометаллический охладитель.



Рис. 2. Внешний вид установки УВНЭС-4

Для исследования особенностей структуры и элементного состава фаз использовали оптический микроскоп Leica, растровый электронный микроскоп, микрорентгено-спектральный анализатор JCMA-733, рентгеновский дифрактометр EMPYREAN. Для проведения структурных исследований полученные слитки разрезали электроискровым способом в плоскостях, параллельных оси роста. Шлифы изготавливали обычным способом. Испытания на растяжение при комнатной и высоких температурах проводили с определением кратковременной прочности, длительную прочность при 1200°C оценивали на стандартных образцах с диаметром рабочей части 5 мм и длиной 35 мм.

Результаты

Формирование естественно-композиционной структуры в эвтектическом сплаве на основе системы Nb–Si, как и в эвтектических жаропрочных сплавах на основе никеля [19], происходит при соблюдении условий парного роста эвтектических фаз при достаточно высоком температурном градиенте на фронте роста. Экспериментальную оценку температурного градиента проводили на установке УВНЭС-4 путем термометрирования процесса направленной кристаллизации с помощью термопар, закрепленных на поверхности формы. В данном случае конец контролирующей термопары в начальный момент времени был расположен на высоте ~100 мм от края тигля, т. е. внутри верхнего нагревателя установки (рис. 3).

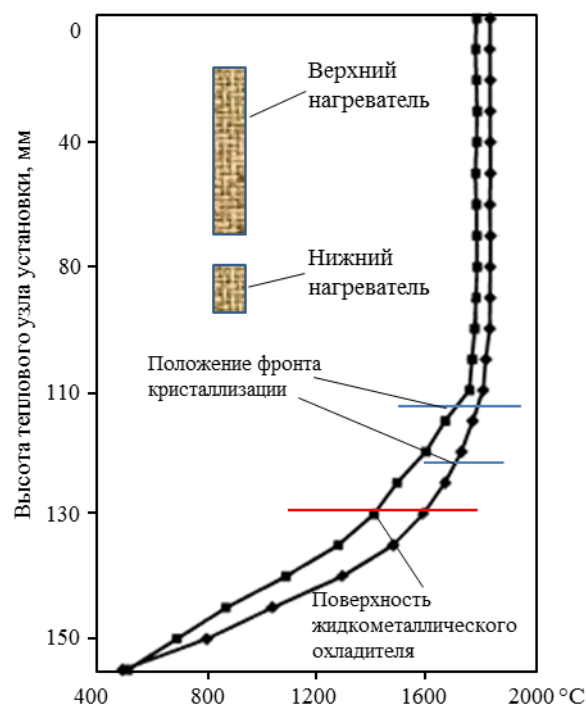


Рис. 3. Кривые распределения температуры по высоте теплового узла установки УВНЭС-4, полученные с помощью контролирующих термопар 1 (◆) и 2 (■)

В процессе направленной кристаллизации при перемещении форм показания контролирующей термопары фиксировали, в результате экспериментально получили кривые распределения температуры по высоте теплового узла установки. Экспериментально полученные для композита Nb–Si значения температуры солидус $\sim 1600^\circ\text{C}$ показывают, что положение фронта кристаллизации находится между нижним нагревателем и поверхностью жидкометаллического охладителя, а значение температурного градиента на фронте кристаллизации, при котором происходит формирование композиционной структуры, $-G=90\text{--}100^\circ\text{C}/\text{см}$. Для получения направленной дендритной структуры в никелевых жаропрочных сплавах достаточно температурного градиента на фронте роста $G<10^\circ\text{C}/\text{см}$.

Внешний вид продольного сечения макрошлифа слитка Nb–Si композита ($\varnothing 20$ мм, длина ~ 160 мм), полученного после направленной кристаллизации по оптимальным режимам с указанием участков исследования структуры, показан на (рис. 4). Визуальный осмотр продольного макрошлифа слитка позволил выделить три характерные зоны:

- 1 – зона начала направленной кристаллизации (стартовая зона слитка);
- 2 – зона стабильной направленной кристаллизации (центр слитка);
- 3 – зона завершения направленной кристаллизации (верхняя часть слитка).

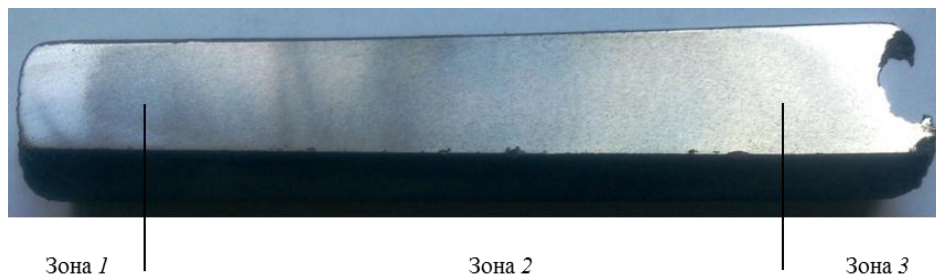


Рис. 4. Продольное сечение слитка сплава Nb–Si, полученного после направленной кристаллизации

Характерной особенностью направленной композиционной структуры эвтектического сплава Nb–Si является наличие эвтектических колоний, ориентированных в направлении кристаллизации, внутри которых реализован совместный рост эвтектических фаз в виде ячеистых прослоек твердого раствора ниобия, чередующихся с пластинами силицида ниобия, ориентированными вдоль оси слитка.

В стартовой зоне слитка (зона 1) в условиях неустановившейся кристаллизации при отсутствии совместного роста эвтектических фаз в структуре могут наблюдаться первичные выделения дендритов твердого раствора ниобия произвольной ориентации (рис. 5, *а*). Затем по мере перемещения тигля с расплавом Nb–Si из зоны нагрева в зону охлаждения (с ростом температурного градиента на фронте кристаллизации) в структуре начинают формироваться эвтектические колонии, которые на начальном этапе могут иметь значительные отклонения от направления кристаллизации.

В центральной части слитка, где реализуются условия совместного парного фронта роста эвтектических фаз (зона 2), формируется композиционная структура, состоящая из параллельных чередующихся ячеистых прослоек твердого раствора ниобия и пластин силицида ниобия (рис. 5, *б*, *в*). Эта структура ориентирована в направлении теплоотвода и совпадает с осью слитка.

В верхней части слитка в конце кристаллизации (зона 3) формируется структура в виде эвтектических колоний со значительной разориентацией от направления роста, там же видны выделения неэвтектических фаз (рис. 5, *г*).

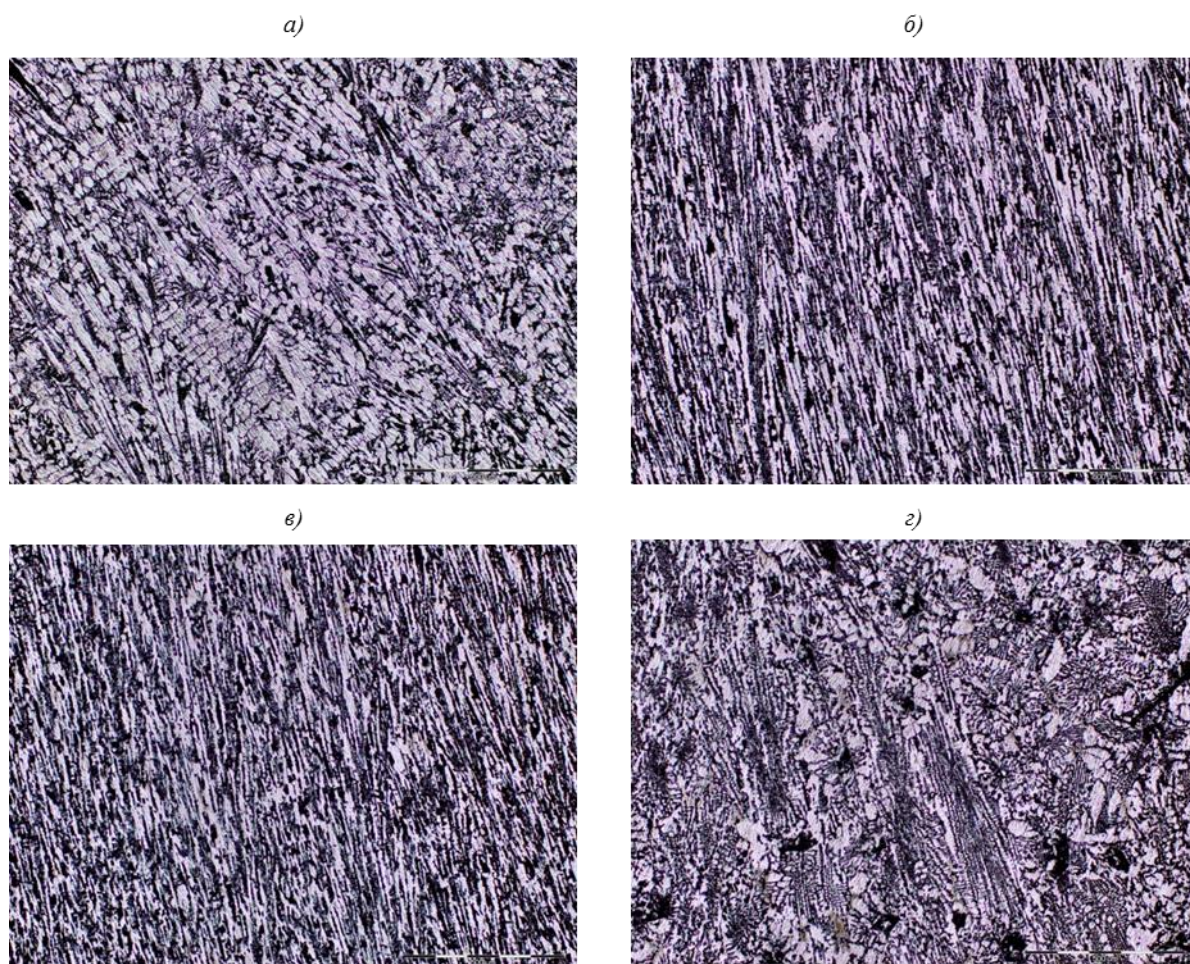


Рис. 5. Микроструктура ($\times 100$) образца из композита Nb–Si, полученная в стартовой зоне (*а*), центральной части (*б*, *в*) и верхней части слитка (*г*)

Следует отметить, что аналогичная структура Nb–Si композита, состоящая из ориентированных ячеек ниобиевого твердого раствора и пластин силицида ниобия, получена при направленной кристаллизации в медном водоохлаждаемом тигле («холодный тигель»), а также методом Чохральского. Этими методами можно получать слитки для исследования структуры и свойств Nb–Si композита, но получать детали сложной геометрической формы в керамических формах не представляется возможным.

Детальное исследование композиционной структуры методами оптической микроскопии наглядно показывает характер ориентации эвтектических колоний в направлении кристаллизации (рис. 6, *а*). Электронная микроскопия при большом увеличении демонстрирует, что внутри эвтектических колоний ячеистые прослойки твердого раствора на основе ниобия (более светлые) как бы оплетают пластины силицидной фазы (более темные) (рис. 6, *б*). Исследование состава фаз эвтектического сплава Nb–Si после направленной кристаллизации методами микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) (табл. 1) показало, что ячеистые прослойки твердого раствора ниобия содержат немного Si, а в большей степени обогащены хромом. Пластины силицида ниобия больше обогащены Ti и Hf.

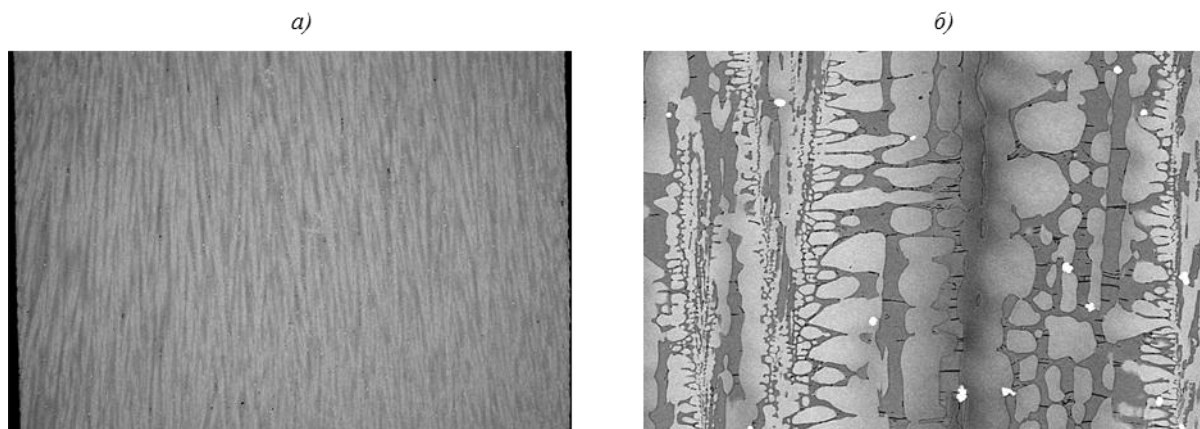


Рис. 6. Микроструктура (*а* – $\times 10$; *б* – $\times 500$) сплава на основе ниобия с композиционной структурой с эвтектическими колониями (*а*) и чередующимися параллельными ячеистыми прослойками твердого раствора ниобия (светлые участки) и пластинами силицидной фазы (темные участки) (*б*)

Таблица 1

Локальный химический состав фаз композита Nb–Si, полученный методом МРСА

Фазы	Элементный состав фаз, % (по массе)						
	Al	Si	Ti	Cr	Nb	Hf	Σ
Твердый раствор на основе ниобия	1,6	1,0	12,7	3,8	74,0	6,3	99,8
Силицид ниобия	0,9	16,8	15,5	0,8	46,2	19,9	100,1
Оксидная фаза	–	1,2	1,1	0,2	0,5	82,2	85,2*

* Остальное от 100% – кислород.

Для проведения рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа сделана съемка Nb–Si композита на образцах в виде порошка на дифрактометре в $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении. Обработку данных съемки осуществляли с использованием программы PANalytical, проведен полуколичественный анализ по методу корундовых чисел. Результаты анализа выявили присутствие в композите следующих фаз: $\text{Nb}_{\text{тв.р-р}}$ с решеткой ОЦК (объемноцентрированная кубическая), силицида ниобия Nb_5Si_3 с гексагональной решеткой и небольшого количества HfO с кубической решеткой (рис. 7).

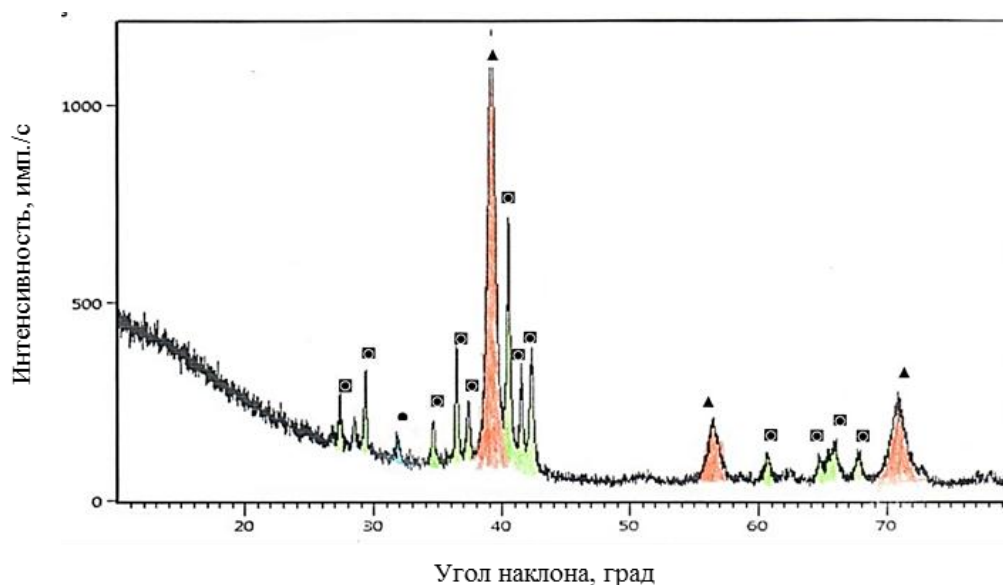


Рис. 7. Соотношение основных фаз сплава на основе ниобия, полученное методом рентгеновского анализа: 27% (по массе) $\text{Nb}_{\text{тв.р-р}}$ ($\blacktriangle$), 73% (по массе) Nb_5Si_3 ($\blacksquare$) и HfO ($\bullet$)

Результаты оценки температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР), а также термогравиметрического анализа на образцах с композиционной структурой в диапазоне температур 20–1250°C показали, что в этом диапазоне температур отсутствуют тепловые эффекты, а это свидетельствует о стабильности структурно-фазового состояния композита Nb–Si. Исследования структуры композита Nb–Si после нагрева до 1350°C также показали сохранение в структуре направленной ориентации эвтектических фаз (рис. 8).

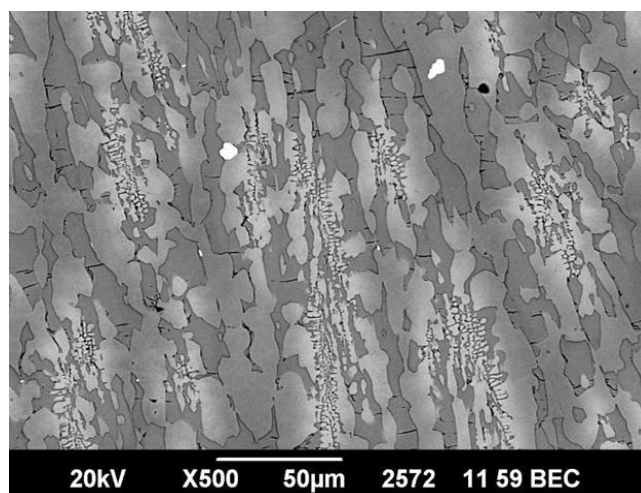


Рис. 8. Микроструктура ($\times 500$) образца из Nb–Si композита после нагрева до 1350°C

Полученные в процессе направленной кристаллизации цилиндрические заготовки из Nb–Si композита использовали для изготовления стандартных образцов, на которых проводили оценку механических свойств. Для испытаний при высокой температуре на образцы наносили защитное покрытие от окисления. Образцы после испытаний представлены на рис. 9.



Рис. 9. Вид образцов из Nb–Si композита после испытаний при высокой температуре

Результаты испытаний свидетельствуют (табл. 2), что Nb–Si композит имеет достаточно высокую и близкую по уровню кратковременную прочность при 20 и 1200°C, невысокую пластичность ($\delta^{20^\circ} < 1\%$) и достаточно высокий уровень кратковременной прочности при 1350°C (82 МПа). По уровню кратковременной и длительной прочности при 1200°C естественный композит Nb–Si более чем в 2 раза превосходит лучшие никелевые монокристаллические жаропрочные сплавы (ЖС) при существенно меньшей плотности – $d \leq 7,4 \text{ г/см}^3$ (у ЖС – до $d \geq 9,0 \text{ г/см}^3$), что согласуется с результатами зарубежных исследований, полученных методом трехточечного изгиба на малоразмерных образцах [20, 21].

Таблица 2

Результаты испытаний механических свойств образцов из Nb–Si композита

Условный номер образца	Вид испытаний	Температура испытания, °C	Нагрузка σ , МПа	Время до разрушения τ , ч
1	Кратковременная прочность σ_b	20	520	–
2	Кратковременная прочность σ_b	1200	455	–
3	Длительная прочность τ_{100}	1200	245	1
4	Длительная прочность τ_{100}	1200	98	68*
5	Кратковременная прочность σ_b	1350	82	–

* Образец разрушился в нерабочей части – по резьбе.

Исследование структуры разрушенных образцов показало, что разработанная технология направленной кристаллизации в жидкометаллическом охладителе на установке УВНЭС-4 позволяет получать естественно-композиционную структуру по всей длине образца (рис. 10).

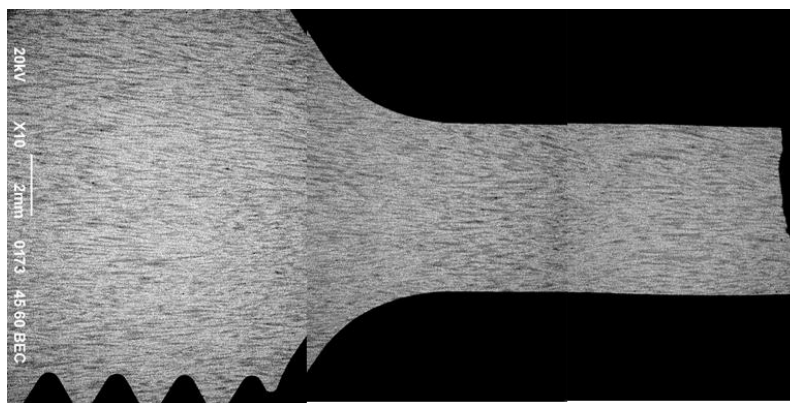


Рис. 10. Микроструктура образца из Nb–Si композита после испытаний

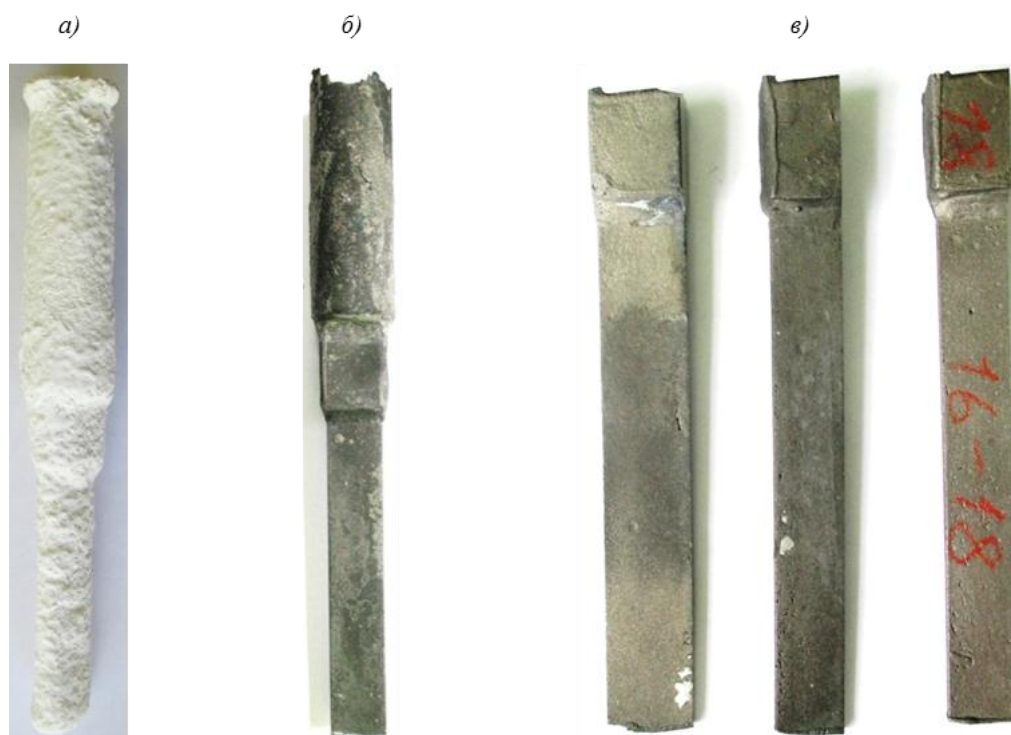


Рис. 11. Направленная кристаллизация модельных лопаток из Nb-Si композита:
 а – керамическая форма; б – отливка; в – заготовки модельной лопатки

На установке УВНЭС-4 проведены исследования в области получения модельных лопаток ГТД в керамических формах по выплавляемым моделям (рис. 11, а, б). Для этого по опытной технологии изготовлены стойкие к воздействию высоких температур керамические формы (на основе оксида иттрия). По разработанным режимам осуществляли направленную кристаллизацию, получили отливки модельных лопаток ГТД (рис. 11, в). Анализ микроструктуры отливки свидетельствует, что в них сформирована естественно-композиционная структура по всей высоте в тонком и толстом сечении (рис. 12).

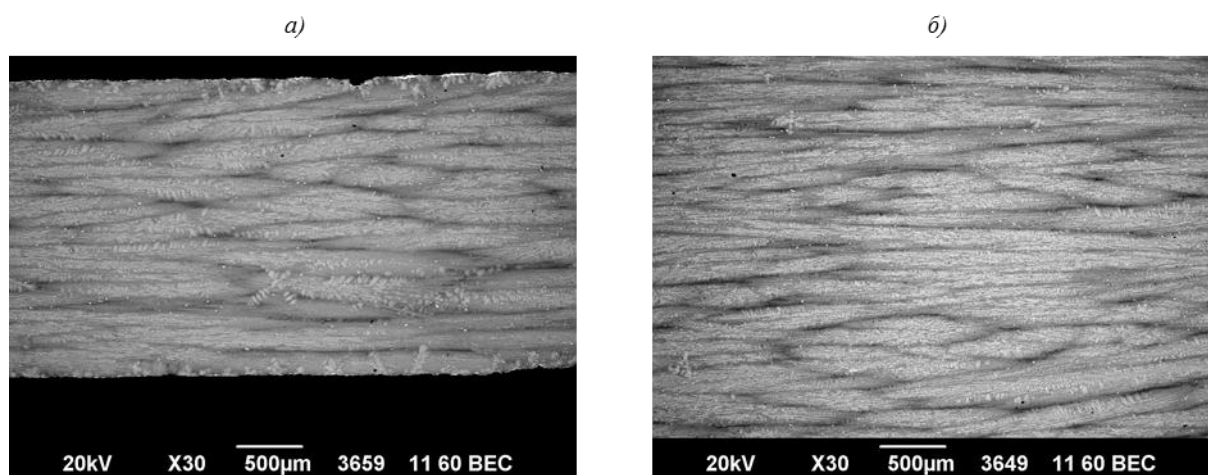


Рис. 12. Естественно-композиционная структура ($\times 30$) сплава на основе ниобия по всей высоте в тонком (а) и толстом сечении (б)

В дальнейшем планируется приступить к разработке технологии получения неохлаждаемых лопаток для малогабаритных ГТД. Для получения более крупных рабочих лопаток I и II ступени на базе существующих конструкций ГТД проведена модернизация опытно-промышленной установки УВНС-5 (с жидкометаллическим охладителем) с компьютерной системой управления.

Первые экспериментальные плавки на модернизированной установке УВНС-5 по получению заготовок захватов для высокотемпературных испытаний (до 1350°C) показали, что удалось получить естественно-композиционную структуру в отливках $\varnothing 35$ мм и длиной 150 мм, т. е. реализованные условия достаточны для получения более крупных отливок лопаток ГТД.

Обсуждение и заключения

1. Созданы специализированные высокотемпературные установки для направленной кристаллизации композитов на основе тугоплавких матриц – УВНЭС-4 и УВНС-5.

2. Разработаны основы технологии, включающие температурно-скоростные режимы, обеспечивающие формирование естественно-композиционной структуры в эвтектических сплавах на основе системы Nb–Si.

3. Проведено исследование особенностей полученной естественно-композиционной структуры. Установлено, что она представляет собой ориентированные в направлении кристаллизации эвтектические колонии, состоящие из параллельных ячеистых прослоек твердого раствора ниобия, как бы оплетающих пластины силицида ниобия.

4. На полученных образцах по стандартной методике оценены механические свойства Nb–Si композита. Установлено, что композит имеет близкие по уровню прочности кратковременные свойства при 20 и 1200°C: $\sigma_B^{20^\circ} = 520$ МПа, $\sigma_B^{1200^\circ} = 455$ МПа. По уровню кратковременной и длительной прочности при 1200°C композит более чем в 2 раза превосходит никелевые монокристаллические сплавы и сохраняет свойства при температурах до 1350°C.

5. Разработана опытная технология и получены модельные лопатки ГТД из Nb–Si композита.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
2. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н., Орехов Н.Г. Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток ГТД // МиТОМ. 2002. №7. С. 7–11.
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. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Сурова В.А. Развитие процесса направленной кристаллизации лопаток ГТД из жаропрочных сплавов с монокристаллической и композиционной структурой // Авиационные материалы и технологии. 2012. №1. С. 3–8.
5. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н., Морозова Г.И. Влияние высокоградиентной направленной кристаллизации на структуру и фазовый состав жаропрочного сплава типа RENE-N5 // МиТОМ. 1999. №2. С. 15–18.
6. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 60–70.

7. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Гаямов А.М., Матвеев П.В. Высокотемпературные жаростойкие покрытия и жаростойкие слои для теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2013. №1. С. 17–20.
8. Научный вклад в создание авиационных двигателей / под общ. ред. В.А. Скибина, В.И. Соколова. М.: Машиностроение, 2000. 750 с.
9. Оспенникова О.Г., Подъячев В.Н., Столянков Ю.В. Тугоплавкие сплавы для новой техники // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №10. Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 06.02.2017). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-10-5-5.
10. Кочержинский Ю.А., Юпко Л.М., Шишкин Е.А. Диаграммы состояния Nb–Si // Изв. АН СССР. Сер.: Металлы. 1980. №1. С. 206–211.
11. Bewlay B.P., Jackson M.R., Sitliffe Y.A. et al. Solidification processing of high temperature intermetallic eutectic-based alloys // Material Science and Engineering. 1995. Part 2. No. 192/193. P. 534–543.
12. Bewlay B.P., Jackson M.R., Lipsitt H.A. The Balance of Mechanical and Environmental Properties of a Multielement Niobium-Niobium Silicide-Based In-Situ Composite // Metallurgical and Materials Transactions: A. 1996. Vol. 27A. No. 12. P. 3801–3808.
13. Bewlay B.P., Jackson M.R., Subramanian P.R. Processing high temperature refractory metal-silicide in situ composites // Journal of Metals. 1999. Vol. 51. No. 4. P. 32–36.
14. Chang K.M., Bewlay B.P., Sattley J.A., Jackson M.R. Cold-crusible directional solidification of refractory Metal-Silicide Eutectics // Journal of Metals. 1992. Vol. 44. No. 6. P. 59.
15. Guo X.P., Guan P., Ding X. et al. Unidirectional solidification of Nb_{ss}/Nb₅Si₃ in-situ Composite // Materials Science Forum. 2005. Vol. 475–479. P. 745–748.
16. Bewlay B.P., Jackson M.R., Gigliotti M.F.X. Niobium silicide high temperature in situ composites // Intermetallic Compounds, Principles and Practice. 2002. Vol. 3. P. 541–560.
17. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
18. Бондаренко Ю.А., Ечин А.Б., Колодяжный М.Ю. Особенности формирования естественно-композиционной структуры эвтектического сплава Nb–Si при направленной кристаллизации в жидкометаллическом охладителе // Электрометаллургия. 2016. №11. С. 2–8.
19. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н., Панкратов В.А. Особенности получения рабочих лопаток малогабаритных ГТД из сплавов типа ВКЛС-20 // Авиационная промышленность. 1993. №2. С. 9–10.
20. Tanaka R., Kasama A., Fujikura M. et al. Research and development of niobium-based superalloys for hot components of gas turbines // Proceeding of the International Gas Turbine Congress. 2003. P. 1–5.
21. Bewlay B.P., Jackson M.R., Zhao J.C., Subramanian P.R., Mendiratta M.G., Lewandowski J. Ultra high temperature Nb–Silicide-based composites // MRS Bulletin. 2003. Vol. 28. No. 9. P. 646–653.