

УДК 669:018.44:669.245

Н.В. Петрушин¹, Е.С. Елютин¹, А.Н. Раевских¹, И.А. Тренингов¹**ВЫСОКОГРАДИЕНТНАЯ НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni₃Al
СИСТЕМЫ Ni–Al–Ta, УПРОЧНЕННОГО ФАЗОЙ TaC**

DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-3-1-1

Проведено исследование процесса направленной кристаллизации экспериментального жаропрочного интерметаллидного сплава на основе Ni₃Al четверной системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) фазового состава $\gamma'+\gamma+MC$. Методом Бриджмена при медленной ($R=6$ мм/ч) высокоградиентной ($G=12^\circ\text{C}/\text{мм}$) направленной кристаллизации получены цилиндрические отливки образцов интерметаллидного сплава. Исследована макросегрегация элементов и ее влияние на микроструктуру, состав γ' -фазы и MC-карбида, температуры солидус и ликвидус, периоды кристаллических решеток фаз γ' , γ и их размерное несоответствие (γ/γ' -мисфит).

Ключевые слова: интерметаллидные сплавы, Ni₃Al, направленная кристаллизация, плоский фронт, микроструктура, сегрегация элементов, температуры солидус и ликвидус, γ/γ' -мисфит.

Directional solidification of process of experimental intermetallic Ni₃Al-based alloy of quaternary system Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (wt. %) has been investigated. Phase composition of the alloy is $\gamma'+\gamma+MC$. Directionally solidified as cylindrical bars of Ni₃Al-based alloy were successfully grown with a Bridgman process by slow directional solidification ($R=6$ mm/h) with high thermal gradient ($G=12^\circ\text{C}/\text{mm}$). Studied macrosegregation elements and influence macrosegregation on the physicochemical and structural parameters of directionally solidified intermetallic Ni₃Al-based alloy (solidus temperature, liquidus temperature, γ - and γ' -lattice parameters and γ/γ' -lattice misfit).

Keywords: intermetallic alloys, Ni₃Al, directional solidification, flat front, microstructure, segregation of alloying elements, solidus, liquidus, γ/γ' -lattice misfit.

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

Одним из направлений решения проблемы повышения рабочей температуры турбинных лопаток ГТД является создание жаропрочных сплавов на основе интерметаллического соединения Ni₃Al (γ' -фаза). К таким материалам относятся многокомпонентные жаропрочные интерметаллидные сплавы типа ВКНА (ВИН) с гетерофазной структурой $\gamma'+\gamma$, предназначенные для использования в качестве материала сопловых лопаток, сегментов камеры сгорания, створок, проставок реактивного сопла и других высокотемпературных деталей авиационных двигателей [1–5]. В сплавах ВКНА (ВИН), легированных алюминием в количестве 8–9% (по массе), объемная доля γ' -фазы достигает 80–90%, что обеспечивает их хорошее сопротивление высокотемпературному окислению и работоспособность вплоть до 1250°C. Основной проблемой этих материалов, особенно при литье по выплавляемым моделям деталей с поликристаллической равноосной структурой, является более низкая по сравнению с серийными жаропроч-

ными никелевыми сплавами технологичность. Ключевой проблемой здесь является поиск состава жаропрочного интерметаллидного сплава на основе γ' -фазы, упрочненного MC-карбидами, с предельно узким температурным интервалом кристаллизации и высокой температурой плавления, а также использование 3D-синтеза материала и деталей методом селективного лазерного сплавления (СЛС) порошковой композиции такого сплава. Предполагается, что упрочненные MC-карбидами интерметаллидные сплавы, синтезированные методом СЛС, могут найти достойное применение в авиационной технике [6].

Известно, что при направленной кристаллизации с плоским фронтом (в отсутствии концентрационного переохлаждения расплава перед фронтом роста) многокомпонентного сплава происходит нормальная сегрегация (макросегрегация) легирующих элементов на фронте роста – точно так же, как при затвердевании кристаллов с примесями [7]. В результате формируется отливка (градиентная отливка) с переменным по длине и однородным по сечению химическим составом, т. е. из одного исходного состава сплава может быть получено значительное количество образцов различного химического состава для последующего исследования. Такой подход использован в ряде работ для определения координат неинвариантных фазовых превращений в области составов, соответствующих γ' -фазе (Ni_3Al) системы Ni–Al и предельной растворимости рения в γ' -фазе (Ni_3Al) системы Ni–Al–Re [8], а также оптимизации фазового состава при разработке жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической и естественно-композиционной структурами [9].

Кристаллизация с плоским фронтом многокомпонентных сплавов происходит при выполнении условия, определяющего устойчивость такого фронта [10]:

$$G/W \geq (G/W)_{\text{крит}}, \quad (1)$$

где G – градиент температуры на фронте кристаллизации; W – скорость перемещения фронта кристаллизации; $(G/W)_{\text{крит}} \approx \Delta T/D$ – критическая величина отношения G/W , определяющая границу устойчивости плоского фронта кристаллизации данного сплава; $\Delta T = (T_L - T_S)$ – разность температур ликвидус (T_L) и солидус (T_S) многокомпонентного сплава; D – эффективный коэффициент диффузии атомов компонентов в расплаве.

Нарушение условия (1) при направленной кристаллизации приводит к формированию в отливке дендритно-ячеистой структуры.

Численные оценки показывают, что кристаллизация с плоским фронтом жаропрочных интерметаллидных сплавов типа ВКНА (ВИН), разность температур ликвидус и солидус которых составляет $\sim 80^\circ\text{C}$ [5, 11], возможна только при весьма высоком температурном градиенте ($G > 150^\circ\text{C}/\text{см}$) и очень малой скорости кристаллизации ($W < 0,5$ см/ч).

Обеспечить технически такие условия кристаллизации многокомпонентных сплавов, имеющих высокие температуры ликвидус, достаточно сложно, поскольку достижение максимального значения градиента G в расплаве перед фронтом роста может быть осуществлено только путем значительного повышения температуры расплава в горячей зоне установки для направленной кристаллизации, величина которой может достигать $1700\text{--}1800^\circ\text{C}$ [12]. В связи с этим процессы медленной высокоградиентной направленной кристаллизации высокотемпературных многокомпонентных сплавов, а также возникающая при этом макросегрегация легирующих элементов изучены недостаточно полно [13, 14].

Цель данной работы – исследование с точки зрения макросегрегации легирующих элементов в процессе высокоградиентной направленной кристаллизации и ее влияние на микроструктуру, физико-химические свойства (температуры солидус и

ликвидус) и структурно-фазовые параметры (периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз и их размерное несоответствие γ/γ' -мисфит) направленно закристаллизованных интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al , упрочненных MC-карбидной фазой.

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») [15].

Материалы и методы

Объектом исследования являлся выбранный на основе анализа известных изотермических сечений фазовой диаграммы тройной системы Ni–Al–Ta [16] экспериментальный интерметаллидный сплав на основе Ni_3Al следующего химического состава, % (по массе): Ni–7Al–13,5Ta–0,07C. Выбранный сплав выплавляли в вакуумно-индукционной печи ВИАМ-2002 (емкость тигля – до 20 кг) в количестве ~10 кг. Из полученного слитка интерметаллидного сплава вырезали стружку для химического анализа и заготовку, из которой изготавливали образцы для дифференциального термического анализа (ДТА), который проводили на установке HDSC PT 1750 при скорости «нагрева–охлаждения» образца в атмосфере гелия 10°C/мин (погрешность результата измерения температуры превращения $\pm 5^\circ C$). Результаты химического анализа показали, что выплавленный первичный интерметаллидный сплав имеет химический состав, близкий к выбранному расчетному составу; содержание примесей серы, кислорода и азота составило соответственно 0,026; 0,0013 и 0,0007% (по массе).

Результаты ДТА показали, что выплавленный интерметаллидный сплав имеет следующие значения температур солидус, ликвидус и температурного интервала кристаллизации: $T_S=1362^\circ C$, $T_L=1418^\circ C$ и $\Delta T=56^\circ C$. Отметим, что для определения температурного интервала кристаллизации использовали данные ДТА, полученные при нагреве образца, поскольку при определении температуры ликвидус в процессе охлаждения вносится ошибка, обусловленная кинетическим и концентрационным переохлаждением расплава.

Существуют разнообразные способы и установки для направленной кристаллизации высокотемпературных сплавов [12]. Наиболее широкое применение в отечественной промышленности получили установки для высокоградиентной направленной кристаллизации жаропрочных сплавов с жидкометаллическим (алюминий) кристаллизатором типа УВНК-9 [17]. В зарубежной практике используются установки, в которых направленная кристаллизация осуществляется по методу Бриджмена–Стокбаргера [10]. Этот метод реализован во ФГУП «ВИАМ» в лабораторных установках для направленной кристаллизации типа УНК. Схема теплового узла лабораторной установки УНК-1, в которой проводили направленную кристаллизацию выплавленного интерметаллидного сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)), представлена на рис. 1. При направленной кристаллизации керамическая форма (тигель 6 – внутренний диаметр 13–16 мм, длина 13 мм, толщина стенки 2 мм) с расплавом, установленная внутри графитового нагревателя (2) на водоохлаждаемый шток (8) кристаллизатора, перемещается с постоянной скоростью вниз через кольцевой водоохлаждаемый медный холодильник (1). Такая конструкция теплового узла установки обеспечила при направленной кристаллизации исследуемого сплава достижение температурного градиента в расплаве на фронте роста $G \approx 12^\circ C/мм$ при скорости кристаллизации 6 мм/ч. Температура нагревателя в этом случае поддерживается на уровне 1700°C.

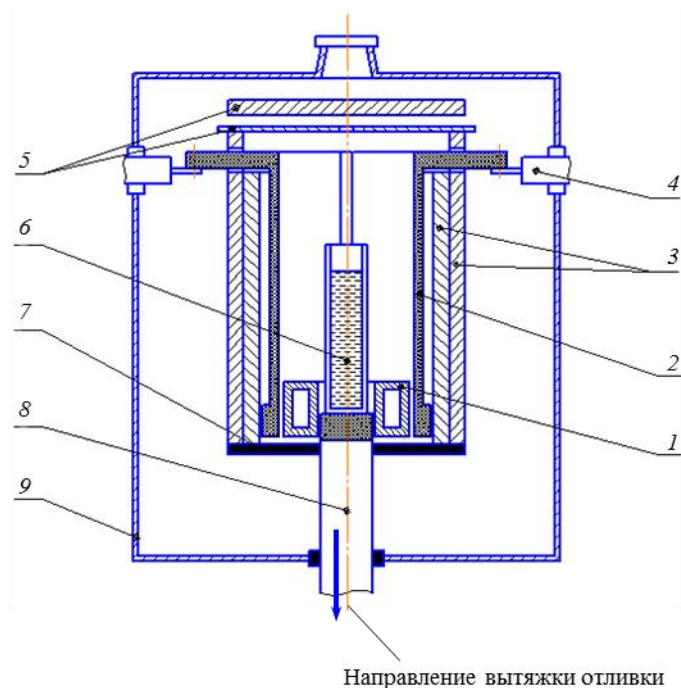


Рис. 1. Схема теплового узла установки УНК-1 для направленной кристаллизации жаропрочных сплавов: 1 – кольцевой водоохлаждаемый кристаллизатор; 2 – графитовый нагреватель сопротивления; 3 – боковые тепловые экраны; 4 – водоохлаждаемые токоподводы; 5 – верхние тепловые экраны; 6 – керамическая форма с расплавом; 7 – нижний тепловой экран; 8 – водоохлаждаемый шток кристаллизатора; 9 – корпус вакуумной камеры

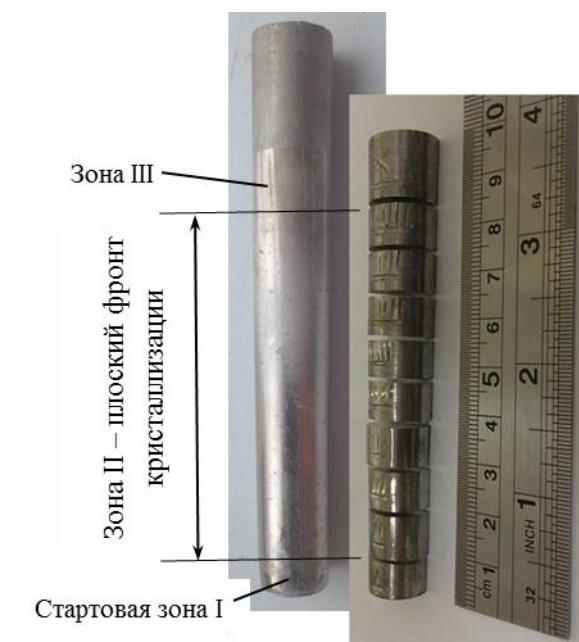


Рис. 2. Отливки градиентных образцов с макросегрегацией из интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al , полученные в лабораторной установке УНК-1 при медленной направленной кристаллизации с высоким температурным градиентом

Из полученной направленно закристаллизованной цилиндрической отливки (диаметр ~13–16 мм и длина ~90 мм) (рис. 2) методом электроэрозионной резки вырезали продольную (вдоль оси отливки) плоскую заготовку небольшой толщины (~4 мм).

Затем из различных по длине частей этой пластины изготавливали образцы в форме дисков диаметром ~ 4 мм и толщиной ~ 1 мм для проведения исследований температур ликвидус и солидус.

Далее отливки образцов разрезали на диски толщиной 8–10 мм и на торцевой части каждого из них изготавливали поперечные микрошлифы для растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и рентгеновской дифрактометрии.

Исследования микроструктуры изготовленных образцов проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) JSM-6490 LV, определение химического состава матрицы и фаз выполняли методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на сканирующем электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10, оснащенный энергодисперсионным спектрометром X-MAX, с применением калибровки по сертифицированным эталонам. Рентгеновские исследования проводили на рентгеновском дифрактометре Emprean фирмы Panalytical в монохроматическом $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении в геометрии Брегга–Брентано. Обработка дифрактограмм, разделение дублета ($\gamma'+\gamma$) на синглеты γ и γ' , определение периодов решеток фаз и полной ширины на полувысоте дифракционного максимума (β) рентгеновского рефлекса проведены по специализированной программе Highscore+. Анализировали рефлексы (003) и (004). Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток фаз (γ/γ' -мисфит) Δa рассчитывали по формуле:

$$\Delta a = \frac{a_{\gamma} - a_{\gamma'}}{a_{\gamma}}, \quad (2)$$

где a_{γ} и $a_{\gamma'}$ – периоды решеток γ - и γ' -фаз соответственно.

Результаты и обсуждение

Металлографическими исследованиями установлено, что при указанных ранее условиях медленной высокоградиентной направленной кристаллизации в полученных градиентных отливках из первичного сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) сформировалась однонаправленная структура, состоящая из столбчатых зерен, разделенных большеугловыми границами, и имеющая три структурные зоны. Формирование стартовой зоны I определяется ее близостью к кристаллизатору – расплав в этой зоне сильно переохлажден и в начальный момент кристаллизуется с повышенной скоростью, поэтому в этой части отливки (доля твердой фазы $q=12\%$) формируются короткие столбчатые зерна (рис. 3).

Зона ориентированного роста II (до значений $q=80\%$) состоит из столбчатых зерен, выстраивающихся с относительно небольшой аксиальной разориентацией вдоль направления нормали к плоскому фронту кристаллизации (рис. 4). При этом, вследствие некоторого отличия в отклонениях направления роста столбчатых зерен в отливке, на продольных микрошлифах наблюдаются стержни различной длины, хотя на самом деле они непрерывны и пронизывают каждое матричное зерно по всей его длине. По границам и в объеме столбчатых зерен наблюдаются пластинчатые выделения, которые идентифицированы как карбид на основе TaC. По данным электронно-микроскопического анализа, рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) и рентгеновской дифрактометрии каждое зерно представляет собой монокристаллическую матрицу γ/γ' , армированную стержневыми кристаллами γ' -фазы.

В конечной части градиентной отливки в зоне III ($q=100\%$), при кристаллизации которой не наблюдаются условия плоского фронта, формируется ячеистая структура (рис. 5), состоящая из ячеек ($\gamma'+\gamma$)-фаз и расположенных между ними выделений карбида на основе TaC.

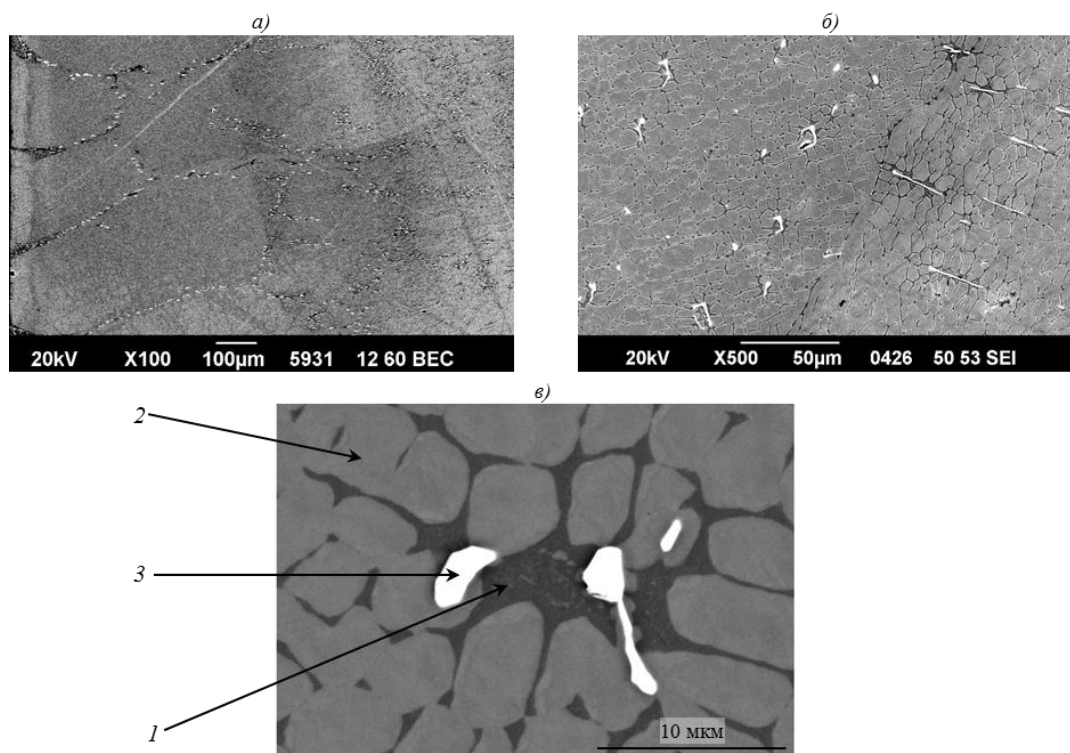


Рис. 3. Микроструктура продольного (*а*) и поперечного (*б*, *в*) сечений стартовой зоны ($q=12\%$) градиентной отливки из первичного интерметаллидного сплава системы Ni-7Al-13,5Ta-0,07C, % (по массе):

1 – γ/γ' -матрица (89,4Ni-4,6Al-6,0Ta); 2 – γ' -фаза (78,2Ni-7,1Al-14,7Ta); 3 – карбид на основе TaC (состав металлической части: 80,5Ta-8,0Ni)

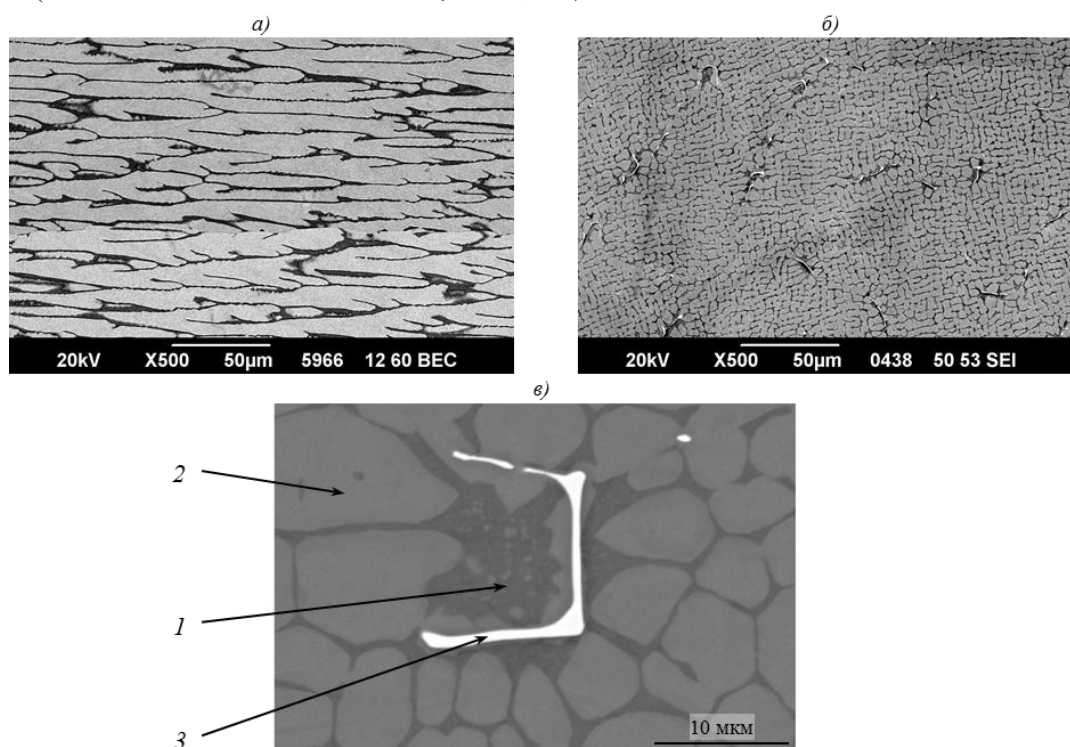


Рис. 4. Микроструктура продольного (*а*) и поперечного (*б*, *в*) сечений зоны ориентированного роста ($q=50\%$) градиентной отливки из первичного интерметаллидного сплава системы Ni-7Al-13,5Ta-0,07C, % (по массе):

1 – γ/γ' -матрица (88,8Ni-5,1Al-6,1Ta); 2 – γ' -фаза (77,9Ni-7,2Al-14,9Ta); 3 – карбид на основе TaC (состав металлической части: 80,4Ta-8,2Ni)

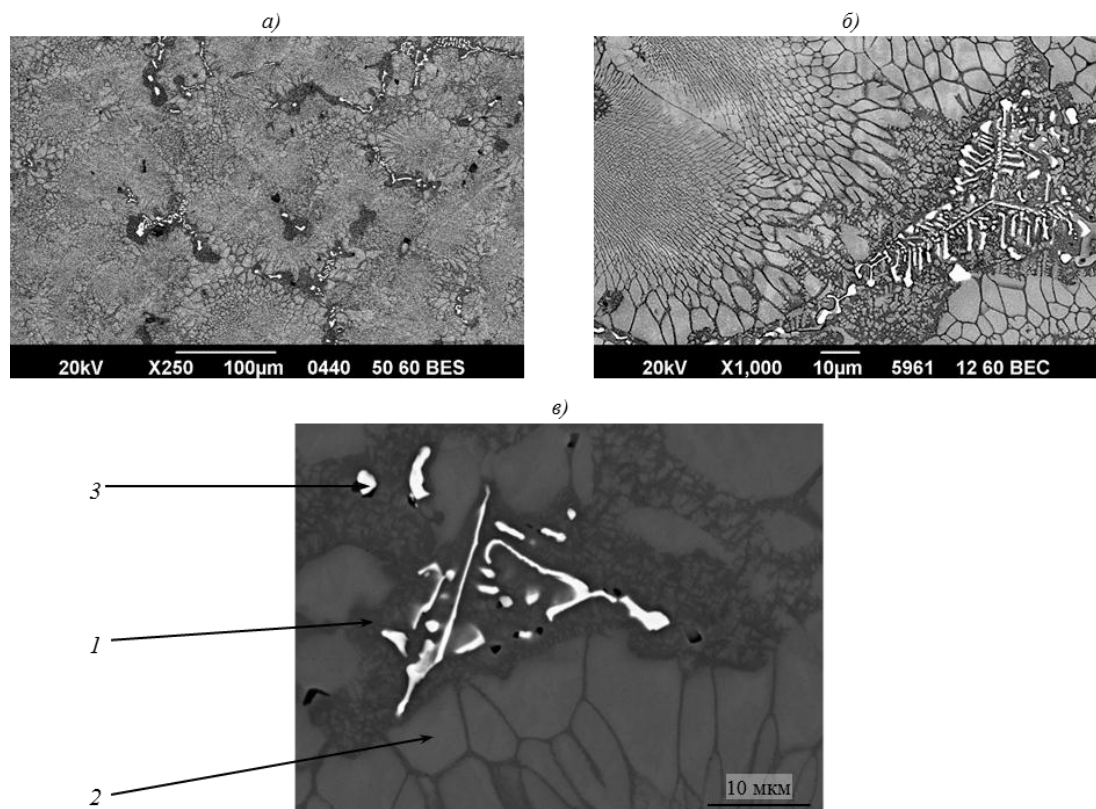


Рис. 5. Микроструктура продольного (*а*) и поперечного (*б*, *е*) сечений зоны ориентированного роста ($q=100\%$) градиентной отливки из первичного интерметаллидного сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C, % (по массе):

1 – γ/γ' -матрица (83,9Ni–6,5Al–9,7Ta); 2 – γ' -фаза (78,3Ni–7,3Al–14,4Ta); 3 – карбид на основе TaC (состав металлической части: 78,1Ta–10,1Ni)

Результаты определения методом РСМА химического состава (усредненного по поперечному сечению) образцов, вырезанных из разных частей исследуемой градиентной отливки, а также стержней из γ' -фазы, прослоек γ/γ' -матрицы между ними и карбида на основе TaC в этих же образцах, представлены на рис. 6. Из этих данных следует, что химический состав сплава и составляющих его фаз при медленной высокоградиентной направленной кристаллизации изменяется по длине отливки незначительно. Однако распределение концентрации элементов по длине отливки представляет собой функцию закристаллизовавшегося объема сплава q , выраженную известным уравнением Шейла [18]:

$$C_S = k_i C_0 (1-q)^{k_i-1}, \quad (3)$$

где C_S – концентрация i -го элемента в точке твердой фазы; C_0 – номинальная концентрация i -го элемента; k_i – коэффициент распределения i -го элемента между твердой и жидкой фазами; q – доля твердой фазы.

На рис. 6 представлены зависимости, показывающие распределение алюминия и тантала по длине градиентной отливки из сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)), в стержнях γ' -фазы, в γ/γ' -матрице и карбидной фазе в зависимости от доли твердой фазы q .

Как следует из рис. 6, *а*, концентрации алюминия и тантала немного снижаются с увеличением доли твердой фазы q , следовательно, эти элементы оттесняются в твердую фазу, т. е. их коэффициенты распределения >1 . Такое поведение алюминия и

тантала в интерметаллидных сплавах системы Ni–Al–Ta–C отличается от известных закономерностей макросегрегации легирующих элементов по длине градиентной отливки и микросегрегации по дендритным ячейкам, установленных для никелевых жаропрочных сплавов, для которых коэффициенты распределения алюминия и тантала <1 [13, 14]. При обычной направленной кристаллизации никелевых жаропрочных сплавов алюминий и тантал обогащают междендритные области, а при кристаллизации с плоским фронтом роста – оттесняются в жидкую фазу [13].

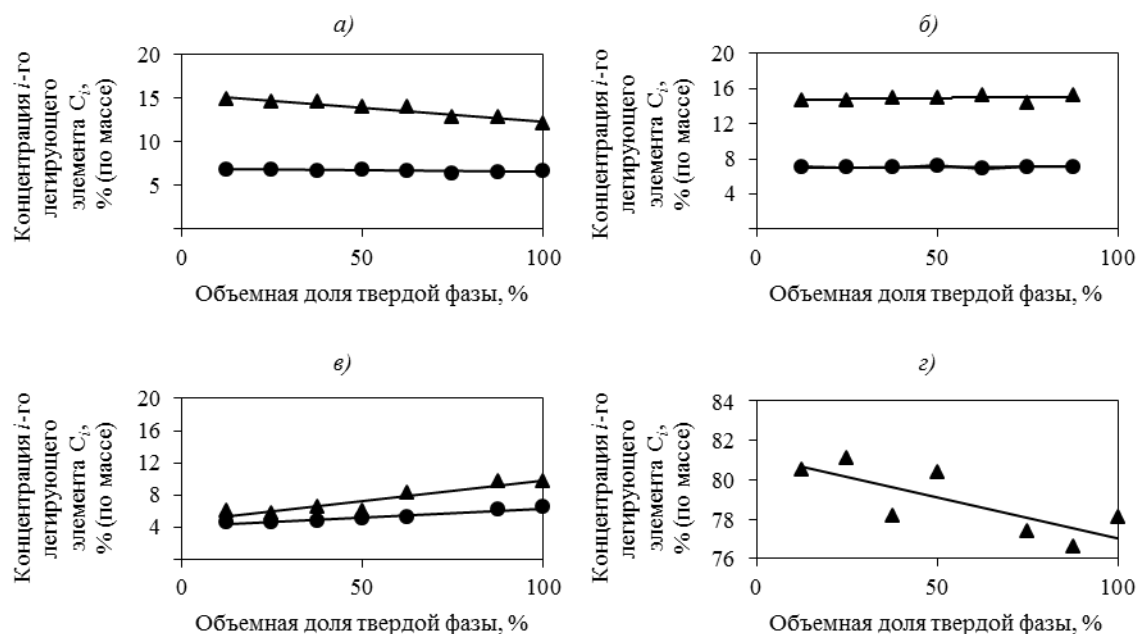


Рис. 6. Распределение алюминия (●) и тантала (▲) по длине градиентной отливки (в зависимости от доли твердой q -фазы) из интерметаллидного сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) для сплава (а), стержней γ' -фазы (б), γ/γ' -матрицы (в) и карбидной фазы (г)

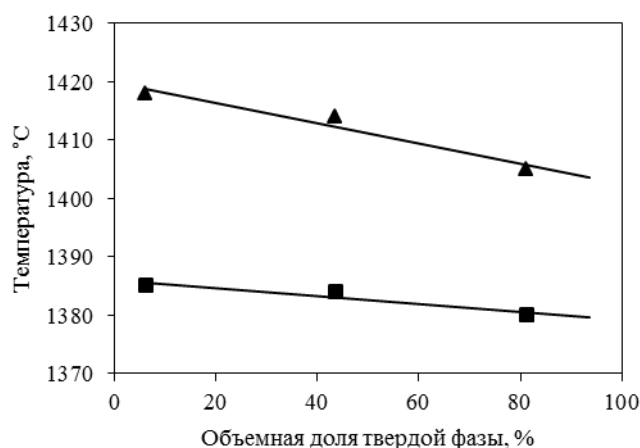


Рис. 7. Изменение температур солидус (■) и ликвидус (▲) по длине градиентной отливки (в зависимости от доли твердой фазы q) из интерметаллидного сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе))

Таким образом, можно полагать, что установленная невысокая степень макросегрегации легирующих элементов Al и Ta в условиях плоского фронта кристаллизации интерметаллидного сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) обусловлена

слабой концентрационной (Al, Ta) зависимостью температуры ликвидус на фазовой диаграмме состояния системы Ni–Al–Ta в области составов, близких к составу γ' -фазы.

Выявленное изменение химического состава интерметаллидного сплава по длине градиентной отливки мало повлияло на его физико-химические свойства и структурные характеристики. Как следует из данных рис. 7, нижняя часть отливки ($q=5\%$), где содержание алюминия и тантала повышено, имеет по сравнению с верхней частью ($q=80\%$) более высокие значения температур солидус и ликвидус, а также наблюдается уменьшение температурного интервала кристаллизации с 33 до 25°C.

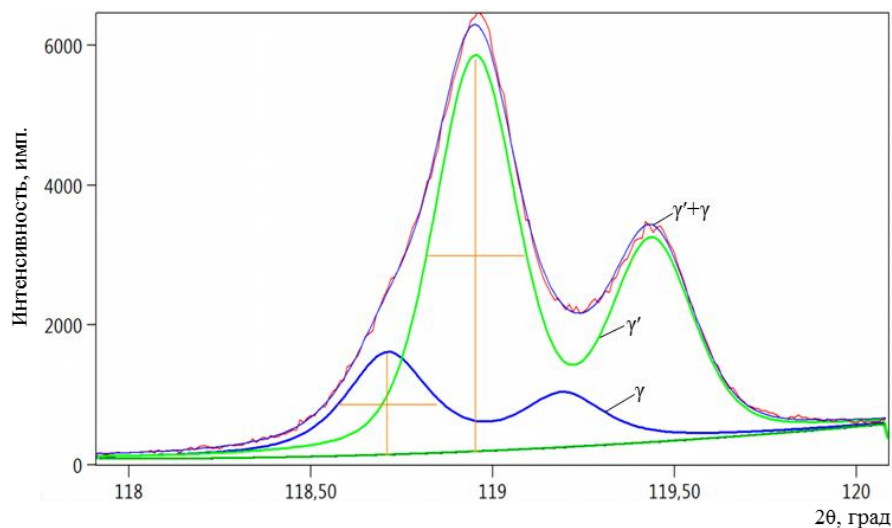


Рис. 8. Рентгеновский суммарный ($\gamma'+\gamma$) структурный (004) рефлекс Cu K_α -излучения и фазовые синглеты γ' - и γ -фаз интерметаллидного сплава системы Ni–6,96Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) после медленной высокоградиентной направленной кристаллизации ($q=87,5\%$)

На рис. 8 показана типичная рентгеновская дифрактограмма суммарного ($\gamma'+\gamma$) структурного (004) рефлекса Cu K_α -излучения интерметаллидного сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) после медленной высокоградиентной направленной кристаллизации ($q=87,5\%$). По результатам разложения полученного рентгеновского суммарного ($\gamma'+\gamma$) структурного (004) рефлекса Cu K_α -излучения на фазовые γ' - и γ -синглеты определены значения периодов кристаллических решеток γ' -фазы, γ -твердого раствора и мисфита в сплаве различных сечений градиентной отливки, которые представлены в таблице.

Периоды кристаллических решеток γ - и γ' -фаз в сплаве различных сечений градиентной отливки из интерметаллидного сплава системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (результаты рентгеноструктурного анализа)

Объемная доля твердой фазы q , %	Фаза	Период, нм	Мисфит, %	β , град
12,5	γ	0,35861	0,199	0,3626
	γ'	0,35790		0,1456
37,5	γ	0,35883	0,219	0,3980
	γ'	0,35804		0,1764
87,5	γ	0,35814	0,126	0,2622
	γ'	0,35769		0,2707

Из данных таблицы следует, что полученные структурно-фазовые характеристики интерметаллидных сплавов исследуемой системы слабо изменяются по длине градиентной отливки, что хорошо коррелирует с их химическим составом и составом фаз, которые также незначительно изменяются в зависимости от доли твердой фазы q (см. рис. 6). Однако следует отметить, что полная ширина на полувысоте дифракционного максимума (β) рентгеновского рефлекса γ' -фазы сплава к концу отливки существенно возрастает – одной из причин этого в общем случае является усиление неоднородности химического состава фазы.

Заключения

В процессе медленной ($R=6$ мм/ч) высокоградиентной ($G\approx 12^\circ\text{C}/\text{мм}$) направленной кристаллизации интерметаллидного сплава четверной системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) наблюдается небольшая макросегрегация легирующих элементов – алюминия и тантала. В результате формируется отливка с переменным по длине химическим составом (градиентная отливка).

Установлено, что в процессе медленной направленной кристаллизации при высоком температурном градиенте интерметаллидного сплава в отливке концентрации Al и Ta немного снижаются с увеличением доли твердой фазы, следовательно, эти элементы оттесняются в твердую фазу, т. е. их коэффициенты распределения >1 .

Показано, что температуры ликвидус и солидус интерметаллидного сплава четверной системы Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) мало уменьшаются по длине градиентной отливки – соответственно с 1420 до 1405 и с 1385 до 1380°C.

Установлено, что интерметаллидные сплавы четверной системы базового состава Ni–7Al–13,5Ta–0,07C (% (по массе)) имеют положительный мисфит ($a_\gamma > a_{\gamma'}$), слабо изменяющийся при переходе от сплава нижней ($q=12,5\%$) к сплаву верхней частей градиентной отливки ($q=87,5\%$), – соответственно 0,20% и 0,13%.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации НШ-9831.2016.8.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Базылева О.А. Конструкционные жаропрочные материалы на основе соединения Ni_3Al для деталей горячего тракта ГТД // Технология легких сплавов. 2007. №2. С. 75–80.
2. Поварова К.Б., Бунтушкин В.П., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Базылева О.А. Особо легкие жаропрочные наноструктурированные сплавы на основе Ni_3Al для авиационного двигателестроения и энергетического машиностроения // Вопросы материаловедения. 2008. №2 (54). С. 85–93.
3. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 57–60.
4. Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Колодочкина В.Г., Хвацкий К.К. Влияние кристаллографической ориентации на структуру и физико-механические свойства интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al // Авиационные материалы и технологии. 2013. №2. С. 3–7.
5. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В. Новый монокристаллический интерметаллидный жаропрочный сплав на основе γ' -фазы для лопаток ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 34–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40.
6. Евгенов А.Г., Лукина Е.А., Королев В.А. Особенности процесса селективного лазерного синтеза применительно к литейным сплавам на основе никеля и интерметаллида Ni_3Al // Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №5 (23). Ст. 01. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 10.10.2016).

7. Вигдорович В.Н., Вольпян А.Е., Курдюмов Г.М. Направленная кристаллизация и физико-химический анализ. М.: Химия, 1976. 200 с.
8. Петрушин Н.В., Бронфин М.Б., Чабина Е.Б., Дьячкова Л.А. Фазовые превращения и структура направленно закристаллизованных интерметаллидных сплавов системы Ni–Al–Re // *Металлы*. 1994. №3. С. 85–93.
9. Петрушин Н.В., Монастырская Е.В. Применение направленной кристаллизации к решению проблем разработки и оптимизации жаропрочных материалов // *Материаловедение*. 1998. №5. С. 2–10.
10. Курц В., Зам П.Р. Направленная кристаллизация эвтектических материалов / пер. с нем. В.А. Польского; под ред. Ю.Н. Тарана. М.: Металлургия, 1980. 274 с.
11. Петрушин Н.В., Чабина Е.Б., Назаркин Р.М. Конструирование жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе γ' -фазы с высокой температурой плавления. Часть 1 // *МиТОМ*. 2012. №2 (680). С. 32–38.
12. Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технологии, покрытия. 2-е изд. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. 632 с.
13. Петрушин Н.В., Елютин Е.С., Назаркин Р.М. и др. Сегрегация легирующих элементов в направленно закристаллизованных жаропрочных никелевых сплавах, содержащих рений и рутений // *Вопросы материаловедения*. 2015. №1 (81). С. 27–37.
14. Petrushin N.V., Elyutin E.S., Nazarkin R.M. et al. Segregation of alloying elements in directionally solidified Re-Ru-containing Ni-base superalloys // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2016. Vol. 7. P. 824–831.
15. 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.
16. Nash P., West D.R.F. Phase equilibria in the Ni–Ta–Al system // *Metal Science*. 1979. Vol. 13. No. 12. P. 670–676.
17. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М. Технологические особенности получения монокристаллических образцов и турбинных лопаток из высокорениевых жаропрочных сплавов на установках УВНК-9 и ВИАМ-1790 // *Авиационные материалы и технологии*. Вып.: Высокореиновые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД. М.: ВИАМ, 2004. С. 91–97.
18. Элиот Р. Управление эвтектическим затвердеванием. М.: Металлургия, 1987. 352 с.