



Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский
научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации
(ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»

**Всероссийская
научно-техническая конференция
«Фундаментальные и прикладные исследования
в области деформируемых и литейных
интерметаллидных сплавов на основе титана
и никеля»**

Материалы конференции

30 октября 2018 г.

Электронное издание

Москва

2018

УДК 669

ББК 34.25 + 34.61 + 34.62 + 34.651

Ф94

Редакционная коллегия:

В.А. Дуюнова, к.т.н., начальник НИО «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы»; Д.С. Лаврищев – зам. начальника отдела; Е.А. Шейн, к.т.н., главный специалист; М.С. Закржевская, инженер 2-й категории.

Фундаментальные и прикладные исследования в области деформируемых и литейных интерметаллидных сплавов на основе титана и никеля : материалы Всероссийской научно-технической конференции (г. Москва, 30 окт. 2018 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2018. – 130 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-33-3. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:
– жаропрочные интерметаллидные материалы на основе титана;
– жаропрочные интерметаллидные материалы на основе никеля;
– технологии производства интерметаллидных материалов на основе титана;
– технологии производства интерметаллидных материалов на основе никеля;
– аддитивные технологии;
– влияние воздействия температурно-временных параметров на структурно-фазовое состояние интерметаллидных сплавов на основе титана и никеля, полученных методом фасонного литья и селективного спекания;
– развитие государственно-частного партнерства с предприятиями металлургии.

Конференция посвящается 110-летию со дня рождения д.т.н., профессора Сергея Георгиевича Глазунова.

УДК 669

ББК 34.25 + 34.61 + 34.62 + 34.651

ISBN 978-5-905217-33-3

© ФГУП «ВИАМ», 2018

Организационный комитет

(ФГУП «ВИАМ»)

Председатель:

В.В. Антипов – к.т.н., заместитель Генерального директора по металлическим материалам.

Заместители председателя:

В.А. Дуюнова – к.т.н., начальник НИО «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы»;

М.М. Бакрадзе - к.т.н., начальник НИО «Жаропрочные литейные и деформируемые сплавы и стали, защитные покрытия для деталей ГТД».

Члены организационного комитета:

Д.Е. Каблов – к.т.н., заместитель начальника управления;

А.А. Каныгин – начальник управления;

В.Г. Дворяшин – заместитель начальника управления;

Н.А. Ночовная - д.т.н., заместитель начальника лаборатории;

Д.С. Лаврищев – заместитель начальника отдела;

О.А. Базылева – к.т.н., заместитель начальника лаборатории по науке;

Э.Г. Аргинбаева - к.т.н., начальник сектора;

А.В. Новак - ведущий инженер;

Е.В. Лахтикова - начальник сектора;

Д.А. Браилко - начальник сектора;

А.В. Бабин – ведущий инженер;

Е.А. Пашкова - специалист по выставочной деятельности;

И.Ю. Ширяева – главный специалист по маркетингу;

Е.А. Цилин – инженер 2-й категории.

СОДЕРЖАНИЕ

Результаты изготовления партии слитков интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4.....	5
Александров А.В.; Зиганшин А.Г.; Коншин Р.С.; Поздеев С.А.	
Структурно-фазовые характеристики интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C после высокоградиентной направленной кристаллизации и селективного лазерного сплавления.....	15
Петрушин Н.В.; Аргинбаева Э.Г.; Раевских А.Н.; Рогалев А.М.	
История создания и принципы легирования интерметаллидных сплавов на основе никеля.....	28
Базылева О.А.; Аргинбаева Э.Г.; Шестаков А.В.	
Особенности структуры и фазового состава интерметаллидного сплава системы NiAl-Ni₃Al, полученного методом высокоградиентной направленной кристаллизации.....	53
Бондаренко Ю.А.; Базылева О.А.	
Особенности структуры и свойств материалов на основе интерметаллида Ni₃Al, полученных методом СЛС.....	64
Евгенов А.Г.; Базылева О.А.; Головлев Н.А.; Шуртаков С.В.	
Фазовые и структурные превращения в сплаве ВТИ-4, индуцированные высокотемпературной деформацией при осадке.....	79
Заводов А.В.; Алексеев Е.Б.; Наприенко С.А.; Новак А.В.	
Влияние технологии направленной кристаллизации на структуру и свойства интерметаллидного сплава.....	96
Колядов Е.В.; Висик Е.М.; Герасимов В.В.; Аргинбаева Э.Г.	
Влияние технологических параметров обработки на морфологию структуры и механические свойства интерметаллидного титанового орто-сплава.....	112
Новак А.В.; Ночовная Н.А.; Алексеев Е.Б.; Заводов А.В.	
Исследование влияния температурных параметров нагрева керамических форм на структурно-фазовый состав фасонных отливок лопаток из нового жаропрочного гамма-сплава на основе TiAl.....	126
Кочетков А.С.; Панин П.В.; Ночовная Н.А.; Рассохина Л.И.	

УДК 669.295

Результаты изготовления партии слитков интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4

Александров А.В.¹; Зиганшин А.Г.¹, к.т.н.; Коншин Р.С.¹;

Поздеев С.А.¹

AVIAleksandrov@rosatom.ru; AGZiganshin@rosatom.ru; RSKonshin@rosatom.ru;
SAnPozdeev@rosatom.ru

¹АО «Чепецкий механический завод»

Аннотация:

Целью работы являлось изготовление партии слитков высокожаропрочного интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4. В докладе изложены результаты получения четырех слитков диаметром 450 мм тройным вакуумно-дуговым переплавом. Приведены их химический состав и статистический анализ однородности легирующих элементов.

Ключевые слова:

титан, интерметаллид, сплав ВТИ-4, легирующий элемент, вакуумно-дуговая плавка, химический состав, однородность.

Введение

Сплав ВТИ-4 относится к орто-сплавам на основе соединения Ti_2NbAl . В его состав входят шесть легирующих элементов, % масс.: 10-12 % Al, 38-42 % Nb, 1-1,5 % Zr, 0,5-1 % Mo, 0,5-1 % V, 0,1-0,25 % Si. Из сплава изготавливаются образцы конструкционных деталей перспективных отечественных авиадвигателей от небольшого размера (сопловые лопатки) до крупногабаритных (корпусные и статорные детали).

Создателем сплава [1] является Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов (ФГУП ВИАМ) Государственный научный центр РФ, разрабатывающий материалы для авиационной и космической техники в соответствии с принятыми стратегическими направлениями развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года [2].

Среди преимуществ сплава ВТИ-4 отмечаются низкий коэффициент термического расширения, повышенные прочностные, пластические и усталостные характеристики; хорошая жаростойкость до температур $700^{\circ}C$, лучшие жаропрочные свойства при температурах $500-650^{\circ}C$ [3].

Опытные слитки такого сплава массой до 30 кг и диаметром до 160 мм получены на плавильном оборудовании во ФГУП ВИАМ [4, 5].

Были отмечены выявленные трудности выплавки интерметаллидных слитков: сложность формирования механически прочных брикетов из-за большого количества легирующих компонентов, необходимость использования прессового оборудования с достаточным усилием прессования, требования к величине удельной мощности плавления.

Отработка промышленной технологии получения слитков диаметром от 360 до 450 мм проводилась применительно к возможностям действующего оборудования на Чепецком механическом заводе (г. Глазов, УР). Сначала это были разовые опытные слитки, ФГУП ВИАМ корректировал требования по содержанию отдельных элементов, но затем потребность в слитках

постепенно возрастала. В 2014 г. в результате выполнения работ по договору с Министерством образования и науки Российской Федерации в рамках Федеральной целевой программы была создана принципиальная технологическая схема изготовления слитков интерметаллидного сплава ВТИ-4 и утверждены технические условия ТУ 404-2015 [6], а на способ получения интерметаллидных сплавов получен патент РФ [7]. Расчетная масса ранее выплавлявшихся слитков сплава ВТИ-4 не превышала 700 кг.

В докладе изложены результаты получения в рамках выполнения заказа партии из четырех слитков $\varnothing 450$ мм тройным вакуумно-дуговым переплавом с расчетной массой одного слитка от 1050 до 1092 кг и одинакового расчетного состава.

Состав шихты

При выполнении работ в качестве сырья использовали:

- титан губчатый марки ТГ-90;
- крупку алюминиевую марки АКП;
- стружку ниобий-титанового сплава;
- циркониевую стружку;
- лигатуру ванадий-алюминий марки ВнАл-1;
- лигатуру алюминий-молибден-ванадий-титан марки АМВТ;
- технический кремний марки Кр-1.

В составе шихты использовали циркониевую и ниобий-титановую стружку собственного производства.

Выплавка слитков

Порционное прессование брикетов диаметром от 230 до 260 мм осуществляли на вертикальном гидравлическом прессе. Подготовленные и взвешенные в соответствии с расчетом легирующие компоненты в определенном порядке укладывали в матрицу пресса. Особенностью схемы являлось использование в составе шихты стружки ниобий-титанового сплава в количестве около 75% от массы брикета. Спрессованные брикеты имели

достаточную механическую прочность, их плотность составила $3,0-3,2 \text{ г/см}^3$, что соответствовало примерно 60% от теоретической плотности сплава. Расходуемые электроды формировали путем нанесения в вакуумной установке с электронно-лучевой пушкой продольных сварных швов по боковой поверхности сборки из брикетов (рисунок 1). Важное значение имеет величина мощности луча при сварке длинномерных электродов, влияющая на их прямолинейность.

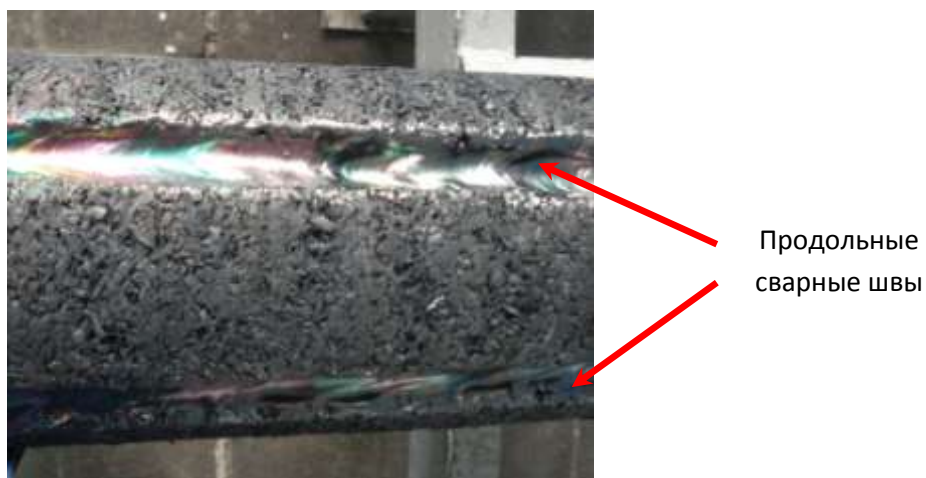


Рис. 1 – Фрагмент сваренного расходуемого электрода первого перепада

Первый вакуумно-дуговой перепад проводили в изложницу $\varnothing 300 \text{ мм}$. Принимая во внимание использование значительного количества стружки в брикетах, особое внимание на операции плавки электродов обращалось на точность центровки электрода и выбор силы тока дуги для предотвращения перерыва в плавке в результате отклонения электрода до соприкосновения со стенкой изложницы. Тем не менее, все же имел место один перерыв на первом перепаде электрода слитка № 2, когда пришлось вскрывать камеру печи и проводить его дополнительную центровку.

Давление остаточных газов в камере печи на первом вакуумно-дуговом перепаде не превысило $12,9 \text{ Па}$.

Металл интерметаллидного сплава, как показал накопленный опыт, является чувствительным к термическим напряжениям, возникающим при локальных перегревах или неравномерном охлаждении, что может

выражаться в возникновении трещин на боковой или чаще на торцевой поверхности. Примененные режимы охлаждения слитков данной партии позволили избежать образования трещин. Однако, такое явление, как правило, имеет место при формировании расходуемых электродов второго переplava путем кольцевой сварки электронным лучом стыкуемых торцов слитков первого переplava. Локальное расплавление металла в сочетании с быстрым охлаждением приводит к появлению трещин разной глубины как в поперечном направлении (по кольцевому шву сварки), так и в продольном направлении (от шва по телу слитка), которые видны на рисунке 2.

Отдельные глубокие трещины (по визуальной оценке) для гарантированного сохранения механической прочности электрода заваривали при его повторной загрузке в установку.

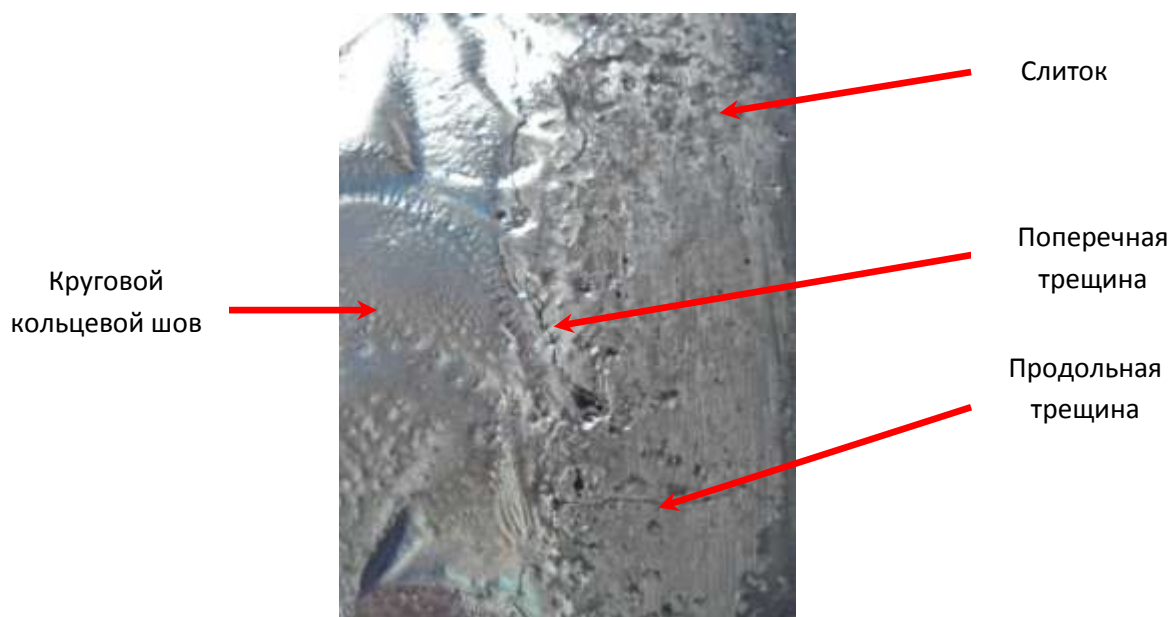


Рис. 2 – Фрагмент боковой поверхности с трещинами в области кольцевого сварного шва на расходуемом электроде второго переplava плавки № 3

Второй и третий переplавы осуществляли, соответственно, в изложницы $\varnothing 360$ и 450 мм при давлении остаточных газов не более $0,7$ Па. Плавки прошли в штатном режиме, стабильно и без перерывов.

В конце плавки проводили вывод усадочной раковины. Для выполнения этой операции применяли режим ступенчатых выдержек. На одном из слитков провели ультразвуковой контроль верхней части в

соответствии с Методикой 47-5675 МВК [8]. Контроль показал отсутствие усадочных дефектов, превышающих критический размер настроечного образца.

Внешний вид слитка № 1 третьего передела после выгрузки из печи показан на рисунке 3. Выгруженные слитки имели поверхность с плотно прилегающим несплошным корковым слоем толщиной 1–2 мм с неглубокими раковинами.



Рис. 3 – Внешний вид слитка № 1 третьего передела $\varnothing 450$ мм после выгрузки из печи

Интерметаллидные слитки имеют очень высокую твердость (около 45 HRC), поэтому их механическая обработка до требуемого качества поверхности (шероховатость R_z не более 100 мкм) является длительной и трудоемкой операцией и требует повышенного расхода инструмента по сравнению со слитками общепромышленных титановых сплавов.

Внешний вид слитка после токарной обработки приведен на рисунке 4.



Рис. 4 – Внешний вид слитка № 1 после токарной обработки в состоянии поставки

Интервал содержания (абсолютный критерий однородности) легирующих элементов с наибольшей массовой долей – алюминия и ниобия – имеет достаточно узкий интервал варьирования: 0,91 и 1,28% масс. соответственно, т.е. 45,5 и 32,0% от указанного в ТУ 404-2015. Такое же заключение можно сделать и по остальным легирующим элементам: максимальная ширина интервала разброса значений составляет от 6,7% (кремний) до 36,0% (цирконий) от установленного.

Графическое сравнение указанных в технических требованиях и фактических интервалов содержания элементов во всей партии в абсолютных значениях приведено на рисунке 5 и подтверждает сделанные выводы.

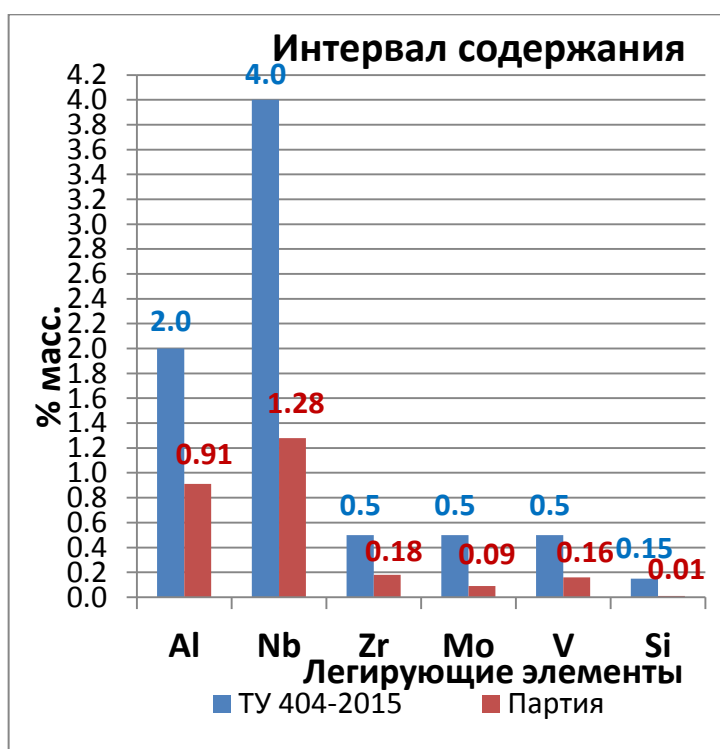


Рис. 5 – Интервалы содержания (абсолютные значения) легирующих элементов в партии слитков

Наглядно характеризует однородность распределения относительный критерий – *коэффициент вариации*, который показывает относительную меру отклонения измеренных значений от среднеарифметического (определяется выраженным в процентах отношением среднеквадратичного отклонения СКО к среднему значению).

У алюминия он составляет 2,6% в объеме партии; у ниобия – 1,1%. По остальным элементам коэффициент вариации находится в интервале от 2,7% (кремний) до 5% (цирконий).

Принято считать, что если коэффициент вариации меньше 10%, то изменчивость вариационного ряда считается незначительной.

Таким образом, на основании полученных данных можно сделать вывод о высокой однородности выплавленных слитков, и, следовательно, о воспроизводимости технологии.

Выводы

1 В АО «Чепецкий механический завод» освоена технология выплавки промышленных высокожаропрочных интерметаллидных титановых слитков сплава ВТИ-4 Ø450 мм тройным вакуумно-дуговым переплавом.

2 Выпущена партия из четырех слитков с расчетной массой одного слитка от 1050 до 1092 кг согласно технических требований заказчика.

3 Химический состав слитков соответствует требованиям ТУ 404-2015. Легирующие элементы имеют высокую однородность распределения в объеме партии.

4 Выборочный ультразвуковой контроль одного из слитков показал отсутствие дефектов усадочного происхождения.

Литература

1. Иванов В.И., Ночовная Н.А. Интерметаллиды на основе титана // Титан. – 2007. – № 1. – С.44–48.

2. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. – С. 7–17.

3. Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б. Отечественные

жаропрочные листовые титановые сплавы // Технология легких сплавов. – 2014. – № 4. – С. 47–51.

4. Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Анищук Д.С. [и др.]. Отработка технологии опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb // Титан. – 2013. – № 4. – С. 33–38.

5. Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А. [и др.]. Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана // Авиационные материалы и технологии. – 2014. – № 2. – С. 27–33.

6. ТУ 404-2015. Технические условия. Слитки из высокожаропрочных сплавов на основе интерметаллидов титана.

7. Александров А.В., Андреев А.В., Ночовная Н.А. [и др.]. Способ получения интерметаллидных сплавов на основе алюминида титана с повышенным содержанием ниобия // Патент РФ № 2576288. 2016. Бюл. № 6.

8. 47-5675 МВК. Контроль неразрушающий акустический. Методика выполнения ультразвукового контроля сплошности.

9. МВИ 08-228-2013. Титан и его сплавы. Методика измерения массовой доли элементов атомно-эмиссионным с индуктивно связанной плазмой методом.

УДК 669:018.44:669.245

Структурно-фазовые характеристики интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C после высокоградиентной направленной кристаллизации и селективного лазерного сплавления

Петрушин Н.В.¹, д.т.н.; Аргинбаева Э.Г.¹, к.т.н.;

Раевских А.Н.¹; Рогалев А.М.¹

nv_petrushin@mail.ru; elargin@mail.ru; raevskih_anton@me.com;

lab16@viam.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Представлены исследования структуры, фазового состава и критических температур экспериментального интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C, легированной Mo, W, Re) полученной методами высокоградиентной направленной кристаллизации с низкой скоростью и селективного лазерного сплавления (СЛС). Показано, что независимо от технологии изготовления заготовок образцов, фазовый состав образцов интерметаллидного сплава, идентичен, состоит из матрицы на основе γ' -фазы и карбидных частиц TaC.

Ключевые слова:

высокоградиентная направленная кристаллизация, селективное лазерное плавление, интерметаллидные сплавы, γ' -фаза, период кристаллической решетки, температуры солидуса и ликвидуса.

Введение

В настоящее время для деталей, применяющихся при температурах до 1200–1250°C, существуют жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы на основе никеля. По своей природе интерметаллид – то редкое соединение, которое, при невысокой плотности обладает высокой структурной стабильностью, что дает ему возможность работать при температурах на 100–150°C выше, чем устоявшиеся жаропрочные никелевые «суперсплавы». Интерметаллидные сплавы перспективны в применении в самых горячих зонах авиационного газотурбинного двигателя. Помимо всего прочего, одним из преимуществ описываемых материалов, является тот факт, что вся технологическая цепочка при изготовлении полуфабрикатов реализуема на серийном оборудовании для производства жаропрочных никелевых сплавов.

Широко известны гетерофазные интерметаллидные сплавы на основе алюминида никеля Ni_3Al марки ВКНА (и их преемник – марка ВИН). Эти сплавы ориентированы на применение в сопловых лопатках турбин высокого и низкого давления, соплового аппарата, элементов камеры сгорания, сворок и проставок сопла [1, 2]. Детали литьем с равноосной, направленно закристаллизованной и монокристаллической структурой, где наблюдается химическая и ликвационная неоднородность [3]. Как правило, интерметаллидные сплавы имеют несколько меньшую технологичность, по сравнению с жаропрочными никелевыми сплавами, что затрудняет внедрение в авиационную промышленность.

Селективное лазерное сплавление позволяет снизить ликвационную неоднородность по сечению образца, как и направленная кристаллизация с малой скоростью. При этом, однако, проявляется изменение химического состава по высоте слитка.

В настоящее время СЛС уделяется много внимания, как новому многообещающему методу изготовления деталей. Наиболее активному этим методом изготавливают полуфабрикаты деталей из свариваемых жаропрочных сплавов на основе никеля [4–10]. Однако большой интерес

представляет синтез интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al [9].

Целью настоящей работы является исследование структурно-фазовых характеристик экспериментального интерметаллидного сплава на основе Ni_3Al , изготовленного двумя технологическими процессами – высокоградиентной направленной кристаллизацией и селективным лазерным сплавлением порошковой композиции сплава.

Материал и методы исследований

Объектом исследования являлся экспериментальный интерметаллидный сплав системы Ni-Al-Ta-C с добавками молибдена, вольфрама и рения. Концентрации Al и Ta в сплаве выбирали таким образом, чтобы они отвечали составу интерметаллидной γ' -фазы на изотермическом сечении при $1000^\circ C$ фазовой диаграммы тройной системы Ni-Al-Ta [11].

Интерметаллидный сплав в виде слитка был выплавлен в вакуумно-индукционной печи. По данным дифференциального термического анализа (ДТА), который проводили на установке HDSC PT 1750, температурный интервал плавления сплава составил $1263\text{--}1357^\circ C$.

Химический состав определяли с использованием атомно-эмиссионного спектрометра Varian 730-ES и газоанализаторов CS-600 и TC-600.

Направленную кристаллизацию интерметаллидного сплава проводили по методу Бриджмена [3] при температурном градиенте $15^\circ C/mm$ и скорости роста 6 мм/ч .

Из полученной направленно закристаллизованной отливки образца (диаметр $\sim 15\text{ мм}$ и длина $\sim 90\text{ мм}$) интерметаллидного сплава была вырезана (вдоль оси отливки) пластинчатая заготовка толщиной $\sim 5\text{ мм}$. Затем, из различных частей этой пластины изготавливали образцы для определения температур солидуса и ликвидуса методом ДТА. Оставшуюся часть отливки разрезали на диски длиной $\sim 8\text{ мм}$ и из каждого из них изготавливали поперечные и продольные образцы микрошлифов для исследования

структурно-фазовых характеристик сплава методами растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа и рентгеноструктурного анализа. Каждый дисковый образец полученной отливки соответствовал той или иной объемной доле q направленно закристаллизованного сплава.

Для проведения синтеза образцов методом СЛС из выплавленного слитка интерметаллидного сплава методом газовой атомизации (распыления расплава потоком аргона) в установке HERMIGA10/100VI [8] была получена порошковая композиция сплава гранулометрического состава 63...80 мкм. На рис. 1 представлена микроструктура гранул полученной порошковой композиции исследуемого интерметаллидного сплава. Отдельные гранулы порошка имели ячеистую структуру с размером ячеек около 10 мкм, на границах и в объеме которых рассеяны высокодисперсные (~0,2 мкм) частицы карбида на основе тантала.

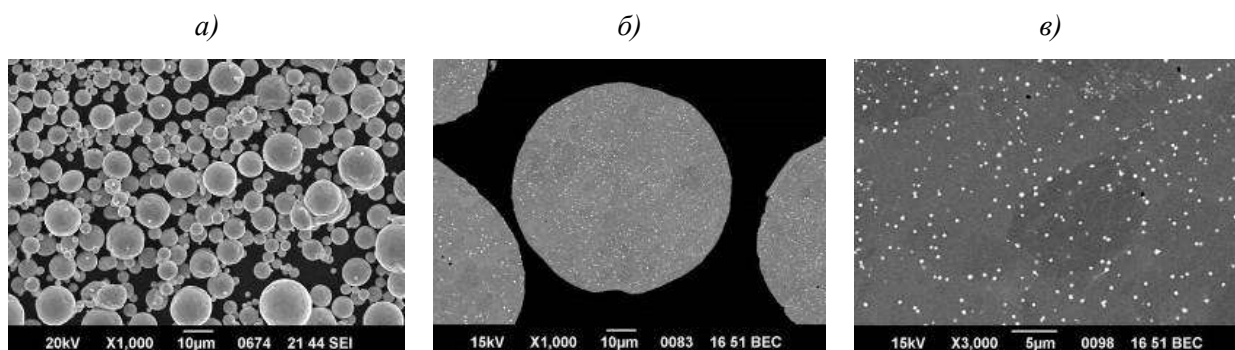


Рис. 1 – Гранулы интерметаллидного сплава после распыления инертным газом (а) и их микроструктура (б, в): белые частицы – карбиды на основе тантала

Селективное лазерное сплавление порошковой композиции исследуемого интерметаллидного сплава проводилось на установке EOS M 290 в среде аргона высокой чистоты [8]. Послойный синтез образцов (диаметр ~15 мм и длина ~70 мм) выполнялся по разработанному в ВИАМ режиму. Сплавление порошкового материала в процессе синтеза происходило в соответствии с заданным алгоритмом штриховки в виде дорожки (трека), имеющей значительную кривизну профиля поперечного сечения со стороны предыдущего сплавленного слоя.

Микроструктуру, химический состав сплава и фаз исследовали на растровом электронном микроскопе JSM-6490 LV и сканирующем электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10. Рентгеновские исследования выполняли на рентгеновском дифрактометре Emprean в монохроматическом Cu K_α -излучении в геометрии Брегга-Брентано. Обработка дифрактограмм и определение периодов решеток фаз проведены по специализированной программе Highscore+.

Результаты и обсуждение

Структурно-фазовые характеристики интерметаллидного сплава после направленной кристаллизации

Структура отливки интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C после медленной высокоградиентной направленной кристаллизации сформировалась направленной. Она является γ' -фазой в виде столбчатых интерметаллидных зерен с кристаллографической ориентацией [001] вдоль продольной оси отливки. В объеме и по границам столбчатых зерен наблюдаются пластинчатые выделения, которые были определены как карбид TaC с присутствием молибдена и никеля (рис. 2). Карбидные выделения окружены гетерофазной матрицей, состоящей из частиц γ' -фазы округлой формы, разделенных тонкими прослойками никелевого γ -твердого раствора (рис. 2, б). В поперечном сечении полученная отливка имеет ячеистую структуру.

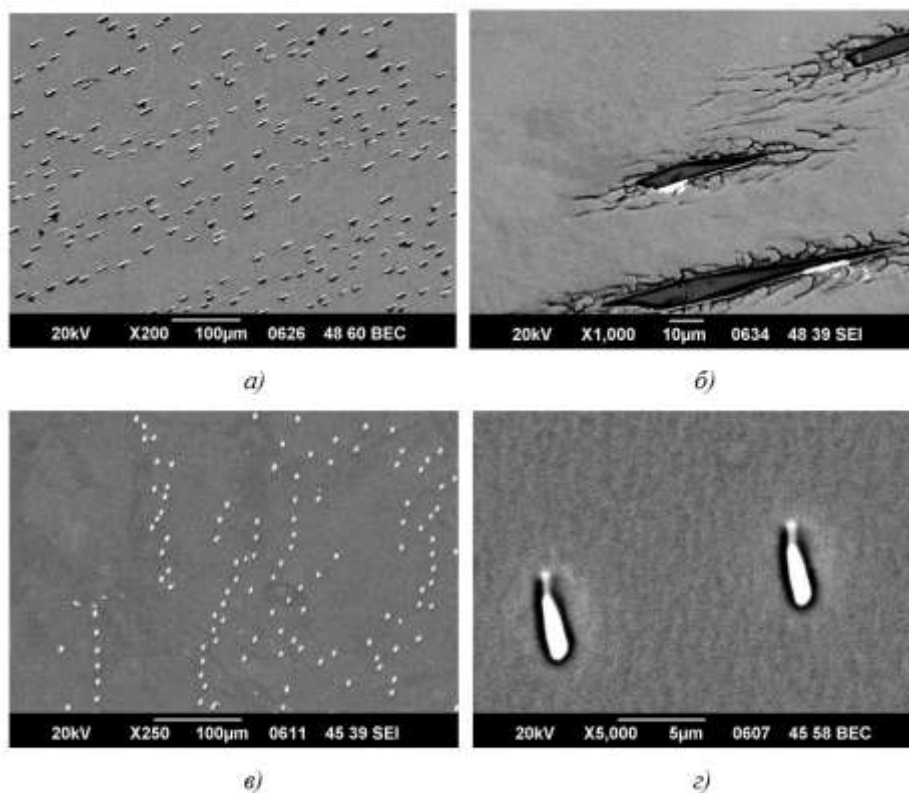


Рис. 2 – Микроструктура интерметаллидного сплава в зоне ориентированного роста отливки после медленной (6 мм/ч) направленной кристаллизации при высоком температурном градиенте (15°C/мм) в продольном (*а*, *б*) и поперечном (*в*, *з*) сечениях

По результатам определения химического состава образцов, вырезанных из исследуемой отливки установлено, что концентрации алюминия, тантала и молибдена в γ' -фазе несколько снижаются с увеличением доли твердой фазы q (табл. 1), следовательно, эти элементы оттесняются в твердую фазу при кристаллизации. Такие элементы, как вольфрам и рений практически не сегрегировали в процессе направленной кристаллизации, их концентрации практически не изменились по высоте отливки. В карбидной фазе концентрация тантала немного понизилась, а молибдена и никеля – повысилась. Изменение распределения легирующих элементов в фазах γ' и TaC по сечению отливки из интерметаллидного сплава не установлено. Т.к. химический состав сплава по высоте отливки изменился незначительно, такая же картина наблюдается для значений критических температур ($T_S = 1384$ и $T_L = 1424^\circ\text{C}$), эти данные существенно превышают

значения температур для этого сплава, полученного ранее методом равноосной кристаллизации ($T_S = 1263$ и $T_L = 1357^\circ\text{C}$).

Таблица 1

Химический состав фаз в различных сечениях отливки из интерметаллидного сплава (в зависимости от доли твердой фазы q)

Объемная доля твердой фазы q , %	Фаза	Содержание элементов, масс. %					
		Al	Ta	Ni	Mo	W	Re
9*	γ'	7,7	13,6	76,4	1,1	0,8	0,5
	Карбид MC	-	84,7	0,6	2,2	-	-
56*	γ'	7,5	13,4	76,5	0,9	1,0	0,7
	Карбид MC	-	81,0	1,3	4,0	-	-
100**	γ'	7,3	10,9	79,6	0,8	0,9	0,5
	γ	5,2	3,7	87,9	2,6	0,2	0,5
	Карбид MC	-	78,9	6,7	2,8	-	-

*Зона ориентированного роста

**Конечная часть отливки.

По результатам рентгеноструктурного анализа интерметаллидного сплава, полученного медленной высокоградиентной направленной кристаллизацией установлено, что ни в одном из исследованных образцов, вырезанных в зоне отливки с ориентированным ростом, не выявлена γ -фаза. В одном из образцов ($q = 9\%$) преобладает γ' -фаза одного состава (фракция γ'_1), а γ' -фаза другого состава (фракция γ'_2) с существенно большими значениями периода кристаллической решетки находится в следовом количестве (табл. 2, рис. 3 а). В другом образце ($q = 80\%$) выявлена γ' -фаза четырех составов (фракций) с отличными структурными показателями (табл. 2). Надо отметить, что по высоте отливки растет полная ширина на полувысоте дифракционного максимума рентгеновского рефлекса фракций γ'_2 ($q = 9\%$) и γ'_1 , γ'_2 , γ'_3 , γ'_4 ($q = 80\%$) интерметаллидной фазы сплава, в сравнении с фракцией γ'_1 ($q = 9\%$). Виной этому – большая неоднородность их химического состава.

Структурно-фазовые характеристики γ' -фазы интерметаллидного сплава, полученного различными методами

Методы получения сплава	Фаза	Период решетки, нм	Полная ширина на полувысоте рефлекса, град	Отклонение продольной оси образца от ориентации $\langle 001 \rangle$ столбчатого зерна, град
Отливка сплава после медленной направленной кристаллизации при высоком температурном градиенте (в зависимости от доли твердой фазы q)				
$q = 9\%$	γ'_1	0,35891	0,152	20,4
	γ'_2	0,36047	0,250	
$q = 80\%$	γ'_1	0,35805	0,276	29,6
	γ'_2	0,35831	0,136	
	γ'_3	0,35870	0,155	
	γ'_4	0,35987	0,272	
Сплав после селективного лазерного сплавления				
	γ'	0,35803	0,7431	-

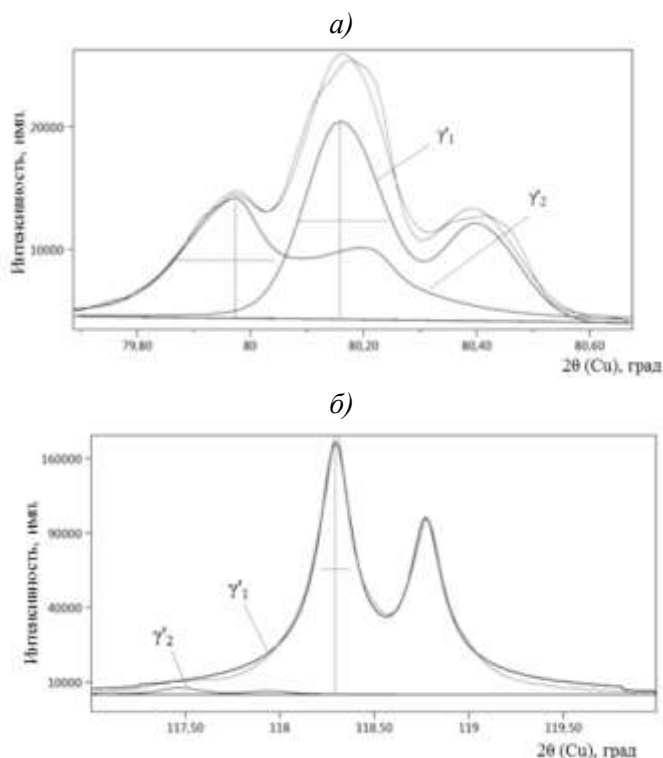


Рис. 3 – Рентгеновские γ' сверхструктурный (003) (а) и γ' структурный (004) (б) рефлексы Cu K_{α} -излучения и фазовые синглеты γ'_1 - и γ'_2 -фаз интерметаллидного сплава после медленной (6 мм/ч) направленной кристаллизации при высоком температурном градиенте (15 °С/мм), сечение отливки $q=9\%$ (для рефлекса (003) шкала интенсивности – линейная, для рефлекса (004) шкала интенсивности – квадратный корень)

Структурно-фазовые характеристики интерметаллидного сплава после селективного лазерного сплавления

Исследование образцов интерметаллидного сплава, изготовленных методом СЛС, показали, что в процесс синтеза образовалась структура субзерен, различающихся по ориентации и размеру (рис. 4 а, б). Субзерна представляют собой столбчатые кристаллы и в поперечном сечении имеют форму ячеек (рис. 4 в, г). В объеме субзерен обнаружены микропоры диаметром до 10 мкм (рис. 4 д). Структура интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C близка по строению к СЛС-структуре других литейных жаропрочных никелевых сплавов [8, 9] и являет собой дендриты первого порядка в поперечном сечении. Средний размер дендритной ячейки составляет порядка 1 мкм. На границах ячеек располагаются высокодисперсные (<0,1 мкм) фазовые выделения, которые по данным рентгеноструктурного фазового анализ являются карбидами на основе тантала (рис. 5). По этим границам из-за высоких внутренних термических напряжений в объеме треков образуются микротрещины длиной до 300 мкм (рис. 4 б). Расположение микротрещин имеет преимущественную направленность, что вероятно связано с генерацией внутренних напряжений в процесс СЛС и формой образующихся треков [9].

Результаты рентгеноструктурного анализа интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C после СЛС и высокоградиентной направленной кристаллизации позволяют говорить об идентичном фазовом составе. На рис. 5 представлена рентгеновская дифрактограмма синтезированного методом СЛС интерметаллидного сплава. Фазовый состав: γ' -фазы на основе Ni_3Al (период решетки 0,35803 нм) и карбид TaC (ГЦК-решетка, период решетки 0,44130). Отсутствие на дифрактограмме структурного максимума никелевого γ -твердого раствора свидетельствует о том, что даже при сверхбыстрой скорости кристаллизации ($\sim 10^6$ °C/c), характерной для процесса СЛС, подавлено образование γ -фазы в структуре синтезированного интерметаллидного сплава.

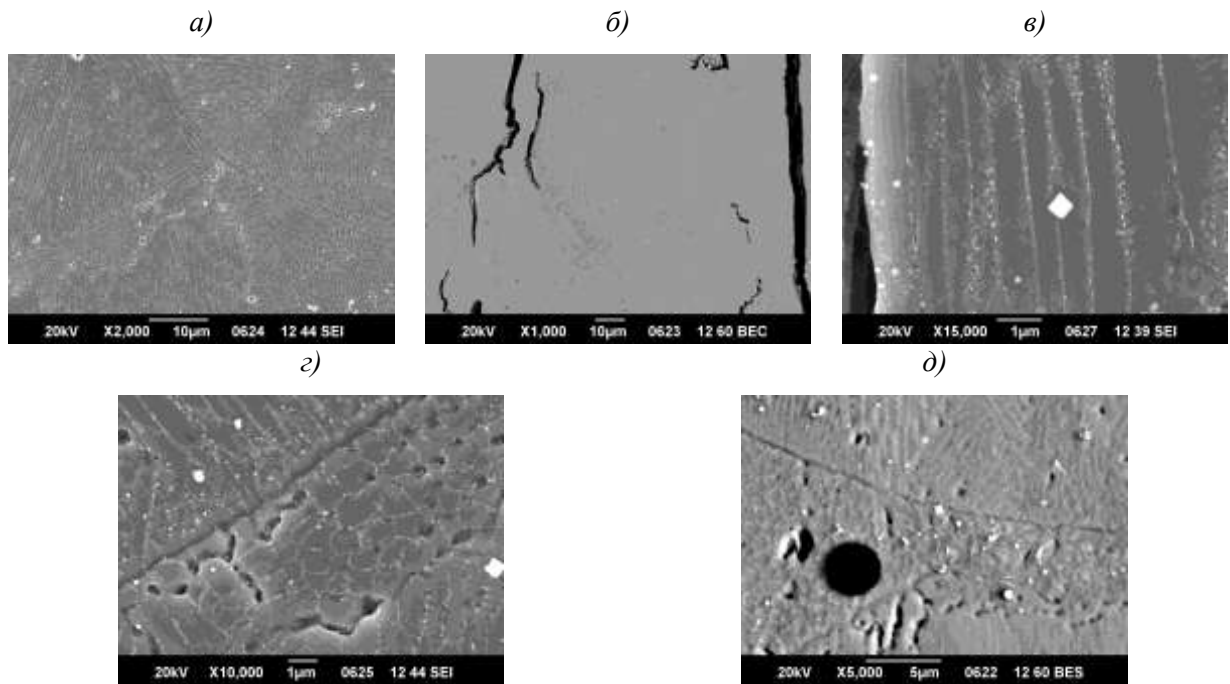


Рис. 4 – Микроструктура интерметаллидного сплава, полученного селективным лазерным сплавлением: *а* – субзерна с различной ориентацией ячеек в пределах треков; *б* – микротрещины по границам субзерен; *в* – γ' -ячейки и дисперсные частицы карбида TaC по границам ячеек; *г* – микропора в γ' -ячейке

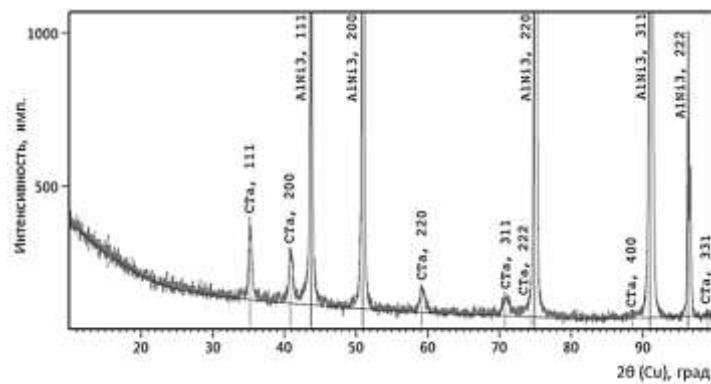


Рис. 5 – Рентгеновская дифрактограмма интерметаллидного сплава, полученного методом СЛС

Согласно результатам ДТА значения температур фазовых превращений синтезированного интерметаллидного сплава примерно равны значениям температур образца исследуемого сплава, изготовленного методом высокоградиентной направленной кристаллизации и составляют, соответственно, солидус и ликвидус, 1379 и 1412°C (табл. 2).

Полученные результаты демонстрируют, что основные структурно-

фазовые показатели интерметаллидного сплава, полученного методом СЛС, практически идентичны показателям сплава после медленной высокоградиентной направленной кристаллизации. Исключение составляет величина полной ширины на полувысоте дифракционного максимума рентгеновского рефлекса γ' -фазы сплава после СЛС (табл. 2), которая в несколько раз больше, чем аналогичная характеристика γ' -фазы сплава, полученного методом высокоградиентной направленной кристаллизации, что, вероятно, связано с высоким уровнем термических напряжений в субзернах γ' -фазы СЛС-сплава.

Выводы

1. В процессе медленной высокоградиентной направленной кристаллизации экспериментального интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Ta-C формируется отливка, состоящая из столбчатых зерен γ' -фазы с кристаллографической ориентировкой $\langle 001 \rangle$, в объеме и по границам которых рассеяны пластинчатые выделения карбида на основе TaC.

В силу незначительного изменения состава сплава по высоте отливки температуры солидуса и ликвидуса сплава остаются постоянными.

Установлено, что γ' -фаза направленно закристаллизованного интерметаллидного сплава состоит из нескольких фракций с значительно отличающимися значениями периода кристаллической решетки (0,35805–0,36047 нм).

2. Установлено, что структура синтезированного интерметаллидного сплава на основе Ni₃Al системы Ni-Al-Ta-C состоит из ориентированных в пределах одного субзерна столбчатых γ' -ячеек, границы которых обрамлены карбидными частицами на основе TaC. По таким границам образуются микротрещины.

Периоды решеток интерметаллидного сплава, изготовленного двумя методами, близки по значениям, как и значения критических температур.

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., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высокотеплонагруженных газотурбинных двигателей // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 13–19.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин. 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.
3. Герасимов В.В., Висик Е.М., Никитин В.А., Зернова М.Г. Опыт освоения технологии литья секторов сопловых лопаток с монокристаллической структурой из сплава ВКНА-4У // Авиационные материалы и технологии, 2012. №4. С.13–18.
4. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России // Сб. научн.-информ. материалов. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.
5. Smelov V.G., Sotov A.V., Agapovichev A.V. Research on the possibility of restoring blades while repairing gas turbine engines parts by selective laser melting // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 140. No. 1. 012019. DOI: 10.1088/1757-899X/140/1/012019.
6. Суфияров В.Ш., Попович А.А., Борисов Е.В., Полозов И.А. Селективное лазерное плавление жаропрочного никелевого сплава // Цветные металлы, 2015. № 1 (865). С. 79–84.
7. Strößner J., Terock M., Glatzel U. Mechanical and structural investigation of nickel-based superalloy IN718 manufactured by selective laser melting (SLM) // Advanced Engineering Materials. 2015. Vol. 17. No. 8. P. 1099–1105.

8. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления // Авиационные материалы и технологии, 2016. № S1 (43). С. 8–15. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15.

9. 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, 2016. № 5 (23). С. 3–11.

10. 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.

11. Nash P., West D.R.F. Phase equilibria in the Ni-Ta-Al system // Metal Science. 1979. Vol. 13. No. 12. P. 670–676.

УДК 669

История создания и принципы легирования интерметаллидных сплавов на основе никеля

Базылева О.А.¹, к.т.н.; Аргинбаева Э.Г.¹, к.т.н.;

Шестаков А.В.¹

elargin@mail.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Материал содержит историю создания и принципы легирования интерметаллидного соединения Ni_3Al с упорядоченной кристаллической структурой типа $L1_2$ и гранецентрированной кубической решеткой с целью разработки литейных конструкционных жаропрочных сплавов для работы в диапазоне температур $1050\div 1250^\circ C$.

Рассмотрено влияние химического и фазового состава на структуру и свойства интерметаллидных сплавов на основе никеля серии ВКНА/ВИН. Представлены физические основы создания сплавов на основе интерметаллидного соединения Ni_3Al и правило баланса легирования. Определены области применения интерметаллидных сплавов на основе никеля в зависимости от их структуры и механических свойств, соответственно от технологии получения отливок.

Ключевые слова:

интерметаллидные никелевые сплавы, жаропрочный сплав, металлический композиционный материал, структура, свойства.

Введение

Требования, предъявляемые моторостроительными предприятиями к материалам для деталей горячего тракта газотурбинных двигателей, такие как, рабочие температуры до 1250°C с забросами до 1300°C, высокая жаростойкость и технологичность, относительно малая плотность в сочетании с низкой стоимостью, должны приводить к увеличению тяги и снижению удельной массы двигателя [1]. В качестве альтернативы применяемым в настоящее время жаропрочным никелевым сплавам с плотностью 9 г/см³ и более, содержащим до 70% упрочняющей γ' -фазы, могут являться литейные интерметаллидные сплавы, в которых количество упорядоченной γ' -фазы (Ni_3Al) составляет до 95%, что обеспечивает термостабильную структуру и жаростойкость до 1200–1250°C, а содержание меньшего количества тяжелых тугоплавких элементов для снижения скорости диффузионных процессов приводит к снижению плотности и повышению удельной жаропрочности материалов [2–5].

С целью расширения областей применения класса литейных конструкционных сплавов на основе интерметаллидного соединения Ni_3Al ВКНА/ВИН и установления ресурса работы узлов и деталей, изготовленных из этого материала, в работе определено влияние химического и фазового состава, технологии изготовления на структуру и свойства интерметаллидных сплавов, представлены физические основы создания сплавов на основе интерметаллидного соединения Ni_3Al и правило баланса легирования. Намечены перспективы использования интерметаллидных сплавов на основе никеля.

Принципы легирования сплавов на основе интерметаллидов никеля. Влияние химического и фазового состава на структуру и свойства интерметаллидных сплавов на основе никеля.

Физико-механические свойства, определяющие перспективность применения алюминидов никеля как конструкционных материалов,

приведены в таблице 1.

Таблица 1

Физико-механические свойства алюминидов никеля

Материалы	$T_{пл}$, °C	ρ , г/см ³	δ^{20} , %	Макс. раб. темп. (T_p), °C	δ при T_p , %
NiAl	1640	5,86	0–0,5	1400	20–40
Ni ₃ Al	1395	7,5	≥1,5	1300	6–12
Ni-супер-сплавы	1280–1316	8,4–8,9	5–8	1090–1150	10–20

Интерметаллид Ni₃Al (γ' -фаза) привлекает внимание исследователей и разработчиков материалов как первый и наиболее вероятный альтернативный материал, поскольку γ' -фаза является основной упрочняющей фазой в никелевых суперсплавах, и существует довольно большая информация о ее свойствах. Ni₃Al имеет упорядоченную гранцентрированную кубическую решетку (ГЦК) типа L1₂, температуру плавления 1395°C и плотность 7,5 г/см³. В отличие от многих других интерметаллидов Ni₃Al потенциально обладает запасом низкотемпературной пластичности, т.к. имеет более 5 независимых систем скольжения [2].

Для максимальной реализации свойств, заложенных в алюминидах никеля, и наиболее полного доведения их до промышленного производства необходимо повышение их низкотемпературной пластичности и вязкости разрушения, а также повышение сопротивления ползучести, жаропрочности и долговечности при температурах выше 0,5 $T_{пл}$. Это может быть достигнуто путем оптимизации химического и фазового состава, структуры и применения оптимальных способов их получения.

Алюминий – один из важнейших элементов, обеспечивающих дисперсионное упрочнение жаропрочных никелевых сплавов. Предельная растворимость алюминия в никеле при эвтектической температуре 1395°C достигает 21,2% ат. (10,4% по массе) и уменьшается до 10,7% ат. (5,4% по массе) при 600°C. Сплавы с более высокой концентрацией алюминия

являются гетерофазными и состоят из γ -твердого раствора на основе никеля и γ' -фазы на основе интерметаллидного соединения Ni_3Al с ГЦК решеткой. Переменная растворимость алюминия в никеле свидетельствует о возможности термического упрочнения сплавов путем закалки и старения. Образующаяся в результате распада пересыщенного алюминием γ -твердого раствора дисперсная γ' -фаза является эффективным упрочнителем сплавов. Поэтому γ' -фаза является основной упрочняющей фазой в никелевых жаропрочных сплавах [3].

Все легирующие элементы в сплавах на основе никеля можно условно подразделить на три группы: растворяющиеся главным образом в γ -твердом растворе, растворяющиеся преимущественно в γ' -фазе и карбидообразующие элементы [4].

К первой группе относятся кобальт, хром, молибден, железо, рений; ко второй – алюминий, титан, ниобий, тантал. Такой важный легирующий элемент, как вольфрам, в равной степени можно отнести и к первой, и ко второй группе, так как он не показывает преимущественного распределения в какой-либо фазе. Суммарная концентрация основных легирующих элементов (W, Mo, Cr, Ti, Zr и т. д.) может достигать 40% по массе.

Карбидообразующие элементы включают в себя хром, молибден, вольфрам, ванадий, ниобий, тантал, титан, цирконий и гафний [5].

Низкотемпературная хрупкость поликристаллического Ni_3Al связана с затрудненной передачей скольжения через границы зерен [2]. Сами зерна и монокристаллы Ni_3Al являются пластичными, так как в кристаллической решетке этого интерметаллида имеется более пяти независимых систем скольжения.

Одним из известных способов повышения низкотемпературной пластичности хрупких материалов является измельчение зерна. Однако сплавы с мелкозернистой структурой имеют низкое сопротивление ползучести из-за развития диффузионных процессов на границах зерен и

зернограничного проскальзывания. Поэтому этот способ не мог быть использован для повышения пластичности жаропрочных сплавов на основе алюминидов никеля.

Все современные зарубежные сплавы на основе Ni_3Al содержат в качестве компонента бор [6, 7], поскольку, согласно существующим воззрениям, микролегирование бором позволяет повысить пластичность Ni_3Al при комнатной температуре, предотвращает зарождение и рост межзеренных трещин на границах, увеличивает когезию, облегчает передачу скольжения через границу благодаря изменению строения и свойств границ зерен и приграничных зон из-за совместной сегрегации бора и никеля. Недостатком сплавов на основе Ni_3Al , легированных бором, является вероятность снижения температуры начала плавления из-за образования борсодержащих эвтектик, а также повышенная склонность к горячеломкости (снижению пластичности при температурах 400–850°C на воздухе) из-за проникновения кислорода в обогащенные бором границы зерен и понижения стойкости против окисления [8]. В качестве дополнительной защиты от возможных проявлений горячеломкости в состав многих как отечественных, так и зарубежных γ' - Ni_3Al сплавов вводится хром, обеспечивающий формирование «самозалечивающейся» пленки оксидов хрома. Уменьшение доли поперечных границ в направленно закристаллизованных структурах также должно уменьшать возможность или подавлять зарождение «горячих» трещин на границах зерен в интервале температур горячеломкости [9–12].

Поскольку для жаропрочных авиационных конструкционных материалов, используемых для деталей ответственного назначения в пилотируемых аппаратах, необходим запас низкотемпературной пластичности и вязкости разрушения, при создании сплавов на основе тугоплавких алюминидов никеля был использован принцип формирования в сплаве вязкой структурной составляющей – γ -твердого раствора на основе никеля, который находится в равновесии с Ni_3Al .

Как показали работы ФГУП «ВИАМ» и ИМЕТ им. А.А. Байкова, относительно мелкие изолированные включения вязкой мягкой составляющей, например γ -твердый раствор на основе Ni с ГЦК – неупорядоченной структурой (5–15 об %) в γ' -Ni₃Al матрице, имеющие эвтектическое происхождение, обеспечивают при комнатной температуре удлинение 14–50% для сплавов на основе Ni₃Al, независимо от размера зерна, который может изменяться в пределах от мелкозернистой поликристаллической рекристаллизованной структуры до монокристаллов с различной кристаллографической ориентацией [8–12].

Надежный способ повышения низкотемпературной пластичности (δ) и вязкости разрушения заключается в создании гетерофазных структур, в которых пластичная вязкая фаза – твердый раствор на основе никеля, с неупорядоченной гранецентрированной кубической решеткой образует либо локальные включения, либо непрерывные прослойки по границам зерен.

Упрочнение однофазных сплавов на основе алюминида никеля при легировании определяют несколько факторов:

- изменение типа, направленности и силы межатомной связи,
- изменение степени дальнего порядка и возможность возникновения сегрегаций, кластеров, зон с ближним порядком,
- степень искажения кристаллической решетки (из-за различия в размерах и электронном строении атомов легирующих элементов (ЛЭ) и замещаемого атома) и уровень возникающих при этом упругих напряжений,
- характер влияния ЛЭ на развитие диффузионных процессов при температурах выше $0,6 T_{пл}$.

Степень упорядочения алюминида никеля во многом зависит от близости состава к стехиометрическому и определяется соотношением в твердом растворе основных компонентов и характером замещения ЛЭ позиций в никелевой и/или алюминиевой подрешетках в упорядоченной сверхструктуре.

Степень искажения кристаллической решетки алюминида никеля Ni_3Al при легировании определяется как размерным и электрохимическим факторами, так и максимальным содержанием ЛЭ, которое может быть введено в твердый раствор на основе алюминида никеля [13].

Поскольку Ni_3Al (γ' -фаза – основная упрочняющая фаза никелевых суперсплавов) имеет узкий интервал гомогенности (~ 2 ат.%), для нее более или менее надежно известны предельные растворимости основных ЛЭ.

Таким образом, характер влияния легирования на изменение прочности алюминида никеля зависит от того в какой подрешетке (Ni и/или Al) занимает ЛЭ позиции, от отклонения исходного и легированного составов от стехиометрического, так как при этом могут меняться не только величина искажения кристаллической решетки и средняя валентность металлов в ИМ, но и близость данного состава твердого раствора к границе растворимости ЛЭ в алюминиде никеля.

Установлено, что введение в Ni_3Al от 0,5 до 4,0 ат. % Zr, Hf, Ti или от 6 до 8 ат. % Cr в широком интервале температур увеличивают абсолютные значения предела текучести и, что весьма важно, смещают в сторону высоких температур пик предела текучести. Аналогично влияют на механические свойства Ni_3Al добавки тугоплавких элементов – вольфрама и молибдена, тормозящие развитие диффузионных процессов в сплавах [14].

В целом же, как общую тенденцию можно отметить, что в твердых растворах на основе Ni_3Al по мере повышения температуры уменьшается вклад таких факторов твердорастворного упрочнения, как искажение кристаллической решетки и изменение электронного строения, и увеличивается вклад механизмов, связанных с развитием диффузионных процессов в теле зерен и на их границах [14].

Увеличение прочности, долговечности и сопротивления ползучести при температурах $> 0,6T_{пл}$ γ' -сплавов на основе Ni_3Al , как и никелевых $\gamma+\gamma'$ -суперсплавов также во многом связано с замедлением диффузионных

процессов при легировании наиболее "медленными" тугоплавкими металлами (W, Mo, Ta, Nb и Hf), содержание которых ограничено величиной их растворимости, опасностью появления ТПУ-фаз и повышением плотности сплава при легировании [15].

Однако в любом случае твердорастворное легирование не обеспечивает повышения прочности алюминида никеля, достаточного, чтобы сделать их конкурентоспособными с никелевыми суперсплавами. Так, однофазный Ni₃Al сплав, имеющий химический состав, соответствующий составу упрочняющей γ' -фазы одного из наиболее жаропрочных никелевых суперсплавов PWA-1480 (ат. %: Ni-14,40Al-5,19Ta-2,73Co-2,52Ti-0,89W-1,94Cr), превосходит по характеристикам жаропрочности нелегированный Ni₃Al, но уступает дисперсноупрочненным $\gamma+\gamma'$ никелевым суперсплавам.

Таким образом, разработка конкурентоспособных сплавов на основе алюминида никеля возможна только при переходе к гетерофазным композициям.

Основой для выбора химического и фазового состава современных жаропрочных конструкционных гетерофазных сплавов на основе алюминида никеля являются тройные или многокомпонентные диаграммы состояния. Они позволяют определить возможность стабилизации в равновесии с алюминидом твердого раствора с неупорядоченной кристаллической решеткой на основе легирующего металла Me, другого интерметаллида Ni_xMe_yAl_z, или фазы внедрения Me_mX_n, где X – элемент внедрения [15].

Интерметаллид γ' -Ni₃Al находится в равновесии с γ -твердым раствором на основе никеля в любых тройных и многокомпонентных системах, в связи с чем выбор легирующих элементов определяется только тем, насколько тугоплавкими и замедляющими диффузию в Ni₃Al они являются, их плотностью, влиянием на стойкость к окислению и, в определенной мере, дефицитностью и ценой.

В связи с этим основа выбора отечественных сплавов на основе γ' -

Ni_3Al с ~10 об.% γ -составляющей стала система Ni-Al-Cr-Mo(W)-Ti(Zr,Hf)-Co. Все тугоплавкие «медленные» легирующие элементы в системе являются интенсивными γ' -стабилизаторами, упрочняющими прежде всего γ' -фазу. Кобальт вводился в некоторые ранние сплавы нового класса на основе Ni_3Al как элемент, упрочняющий γ -твердый раствор, по аналогии с никелевыми $\gamma+\gamma'$ суперсплавами. Однако исследования показали, что кобальт не вносит какого-либо вклада в прочность сплавов при температурах выше $0,8T_{\text{пл}}$, так как при этих температурах вклад выделений γ -фазы в прочность ($\gamma'+\gamma$) Ni_3Al сплавов несоизмеримо мал по сравнению с твердорастворным упрочнением γ' -фазы тугоплавкими «медленными» элементами [16].

При высоких температурах ($>0,9T_{\text{пл}}$) уровень жаропрочности рабочих температур никелевых суперсплавов ограничен нарушением когерентной связи между выделениями упрочняющих фаз и матрицей, огрублением упрочняющих частиц и уменьшение их объемной доли. В сплавах на основе Ni_3Al упорядоченная кристаллическая решетка сохраняется вплоть до температуры плавления. Твердорастворное легирование тугоплавкими металлами как Ni_3Al , так и включений γ -фазы эвтектического происхождения позволяет замедлить диффузионные процессы в объеме материала (в теле зерна) и на межфазных границах γ'/γ . Благодаря этому Ni_3Al -сплавы с упорядоченной структурой сохраняют высокую прочность до температур 1250–1300°C. Дальнейшее повышение характеристик длительной прочности и долговечности сплавов возможно только за счет использования второго структурного механизма – создания в материале металлографической и/или кристаллографической текстуры.

Несмотря на малую объемную долю в структуре литых сплавов, карбиды оказывают существенное влияние на механические свойства, как в положительном, так и в отрицательном смысле [17]. Как правило, карбиды локализируются на границах зерен и тем самым упрочняют их при высоких температурах. Будучи стабильнее γ' -фазы в жаропрочных никелевых сплавах

(ЖНС), карбиды повышают жаропрочность выше температуры полного растворения γ' -фазы. Морфология карбидов оказывает влияние на пластичность сплавов, особенно в том случае, когда они образуют непрерывный хрупкий каркас по границам зерен.

Карбиды не смачиваются расплавом, поэтому между ними и γ -твердым раствором существует очень слабая связь. Имея меньший коэффициент линейного расширения, чем матрица, карбиды являются интенсивными концентраторами напряжений и источником зарождения микротрещин, особенно в условиях циклических испытаний на выносливость, малоцикловую усталость и термоусталость.

Отрицательная роль карбидов в дестабилизации структуры ЖНС состоит также в том, что во время термической обработки или в процессе длительной эксплуатации сплава карбиды претерпевают сложные превращения: один тип карбидов превращается в другой с изменением морфологии и объемной доли карбидной фазы, ряд легирующих элементов матрицы связывается в карбид и тем самым происходит ее обеднение. Все это неблагоприятным образом отражается на жаропрочных свойствах сплавов.

В сложнолегированных как ЖНС, так и ИМ образуются карбиды типа MeC , $Me_{23}C_6$, Me_6C . Тип и устойчивость карбидов определяются легированием сплава, а именно концентрацией углерода и сильных карбидообразующих элементов (тантала, гафния, ниобия, титана и др.), а также содержанием и соотношением других, менее сильных карбидообразователей (хрома, вольфрама, молибдена).

Наиболее прочными и стабильными фазами являются монокарбиды MeC . По сравнению с другими карбидами они богаты углеродом. Уменьшение скорости кристаллизации способствует изменению морфологии карбидов MeC от игольчатой типа «китайских иероглифов» до полиэдрической. В таком же направлении изменяется форма карбидов MeC

при легировании сплавов гафнием. Карбиды MeC образуются из расплава, поэтому они обладают высокой стабильностью вплоть до $1300^{\circ}C$.

Карбиды $Me_{23}C_6$ образуются в ЖНС и интерметаллидных материалах (ИМ) со средним и высоким содержанием хрома во время низкотемпературной термической обработки или эксплуатации вследствие распада карбида MeC . Раньше всего это начинается на границах зерен, поскольку диффузия по ним протекает значительно быстрее и здесь легче происходят карбидные превращения. Карбид $Me_{23}C_6$ устойчив до температуры $1050^{\circ}C$.

Карбид Me_6C образуется в сплавах с высоким содержанием вольфрама. Он также может выделяться из расплава при кристаллизации; стабилен до температуры $1250^{\circ}C$.

Основываясь на выше изложенных принципах повышения пластичности, прочности и жаропрочности, особенностях легирования интерметаллида Ni_3Al , во ФГУП «ВИАМ» были созданы литейные интерметаллидные сплавы серии ВКНА.

Одним из первых интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al стал – ВКНА-1ЛКВИ, созданный по принципу твердорастворного упрочнения алюминида никеля Ni_3Al и содержащий до 95% масс. γ' -фазы. По результатам рентгеноструктурного анализа сплав содержит карбиды типа MeC и Cr_7C_3 . Хром, титан и углерод введены в интерметаллидную основу для исключения охрупчивания литых полуфабрикатов при комнатной и средних температурах (рисунок 1). В литом состоянии сплав ВКНА-1ЛКВИ имеет удовлетворительные прочность и пластичность при комнатной температуре и сохраняет достаточный запас прочности в интервале температур $1100\text{--}1250^{\circ}C$ (таблица 2). С ростом температуры испытания ($20\text{--}1250^{\circ}C$) пластичность растет, а ударная вязкость практически не изменяется, материал может длительно эксплуатироваться в окислительной среде при температурах до $1200^{\circ}C$ (таблица 2).

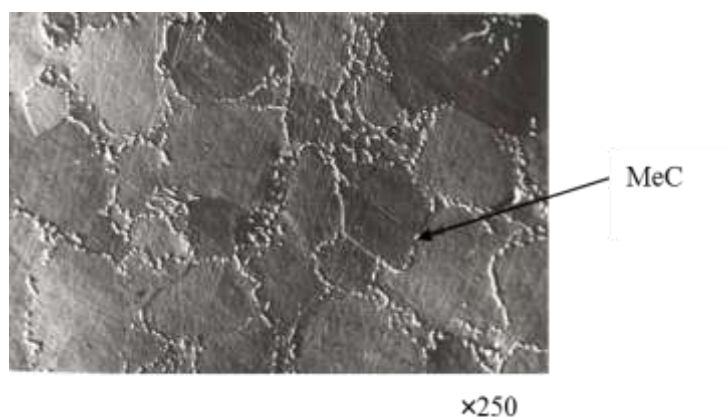


Рис. 1 – Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-1ЛКВИ

Сплав обладает высокой стойкостью к коррозии при хранении, в рабочем интервале температур – не склонен к межкристаллитной коррозии. Привес образцов при окислении сплава в интервале температур 1000–1200°C не превышал за 100 часов 20 г/м² и мало изменялся с увеличением времени окисления до 500 часов, что свидетельствует о прочной связи защитной оксидной пленки с основным металлом, препятствующей проникновению кислорода к металлу основы.

Таблица 2

Механические свойства и пределы длительной прочности интерметаллидного сплава ВКНА-1ЛКВИ

Температура испытания, °С	Модуль упругости E, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²	Жаропрочность σ_{100} , МПа
20	167 000	680	480	3,5	9,81	–
900	140 000	680	580	3,0	–	105
1050	109 000	–	–	–	–	30
1100	–	300	270	15,5	–	20
1150	–	250	185	10,0	–	10
1200	–	200	120	8,0	9,81	5
1250	–	180 (вакуум)	–	9,0 (вакуум)	7,8	–

Выплавка сплава и отливка деталей из него может проводиться на стандартном оборудовании, предназначенном для выплавки и литья деталей

из традиционных жаропрочных никелевых сплавов, и не требует специальной технологической оснастки. На рисунке 2 представлены литые детали из интерметаллидного сплава ВКНА-1ЛКВИ, отлитые в вакууме методом точного литья по выплавляемым моделям. Отливки качественные, что свидетельствует о достаточной технологичности сплава при литье фасонных тонкостенных деталей.

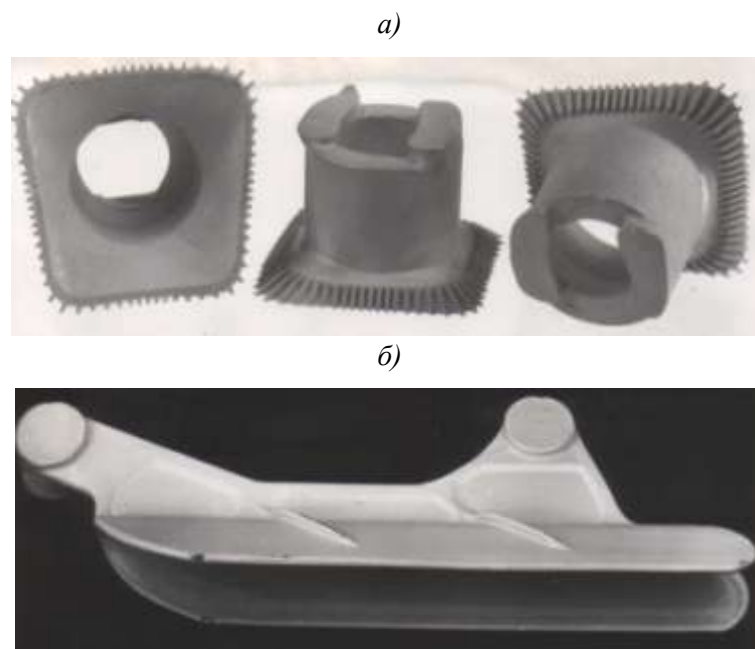


Рис. 2 – Отливки деталей из сплава ВКНА-1ЛКВИ, а) диффузор; б) стойка сопла

Сплав марки ВКНА-1ЛКВИ рекомендован к производственному опробованию для несилловых деталей горячего тракта газотурбинных двигателей, работающих при температурах до 1200°С во всеклиматических условиях.

В научном плане показана возможность использования легированного интерметаллида Ni_3Al в качестве новой матрицы при создании конструкционных материалов для применения в горячем тракте авиационных газовых турбин, работающих длительно при температурах до 1200–1250°С, т. е. в области температур, при которых литейные жаропрочные никелевые сплавы, упрочненные частицами γ' -фазы, не работоспособны [18].

С целью создания гетерофазной структуры, сочетающей в себе γ' -фазу (твердый раствор на основе Ni_3Al) и γ -твердый раствор на основе никеля,

целесообразно легирование соединения Ni_3Al тугоплавкими элементами, имеющими высокие температуры плавления и замедляющими скорость диффузии при высоких температурах, не снижающих высокую жаростойкость интерметаллида. Дополнительное легирование интерметаллидной основы молибденом и кобальтом, замена титана на цирконий приводит к образованию гетерофазной структуры в осях дендритов и стабильных жаростойких карбидов типа Mo_2C по границам зерен (Рисунок 3) [19].



Рис. 3 – Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-4

- а) оси дендритов и межосные пространства (травленный шлиф, электронный микроскоп);
б) карбиды типа Mo_2C на границах зерен (нетравленный шлиф, оптический микроскоп)

Исследование показало, что легирование твердого раствора соединения Ni_3Al кобальтом и молибденом, изменение литой структуры и состава карбидной фазы приводит к значительному росту прочности, пластичности и жаропрочности в интервале температур 20–1200°C. При этом состав сплава подобран таким образом, что сохраняются пониженная плотность и высокое сопротивление окислению [19]. Фазово-химический состав сплава приводит к высокой термической стабильности структуры и карбидов и, соответственно, к заметному росту жаропрочности в интервале температур 900–1150°C (таблица 3).

Пределы длительной прочности сплава при высоких температурах при испытании на воздухе

Наименование свойств		Температура испытания, °С				
		900	1050	1100	1150	
Жаропрочность по ГОСТ 10145	Напряжение, σ , МПа	300-350	11-13	73-80	55-63	
		200-230	65-80	50-55	32-40	
		145-170	45-55	30-40	17-23	
	Время до разрушения, τ , ч	10	10	10	10	
		100	100	100	100	
		500	500	500	500	
	δ , % за	10 ч	9,0	15,0	20,5	21,5
		100 ч	12,0	23,0	25,5	26,0
		500 ч	23,5	28,0	28,5	29,0

Материал обладает высокой коррозионной стойкостью, не склонен к коррозии под напряжением и межкристаллитной коррозии. Сплав обладает высоким сопротивлением окислению до температуры 1150°С. Технологические свойства сплава аналогичны матричному ВКНА-1ЛКВИ.

При литье получены качественные детали типа литой головки жаровой трубы ГТД и цельнолитых сопловых аппаратов (Рисунок 4).

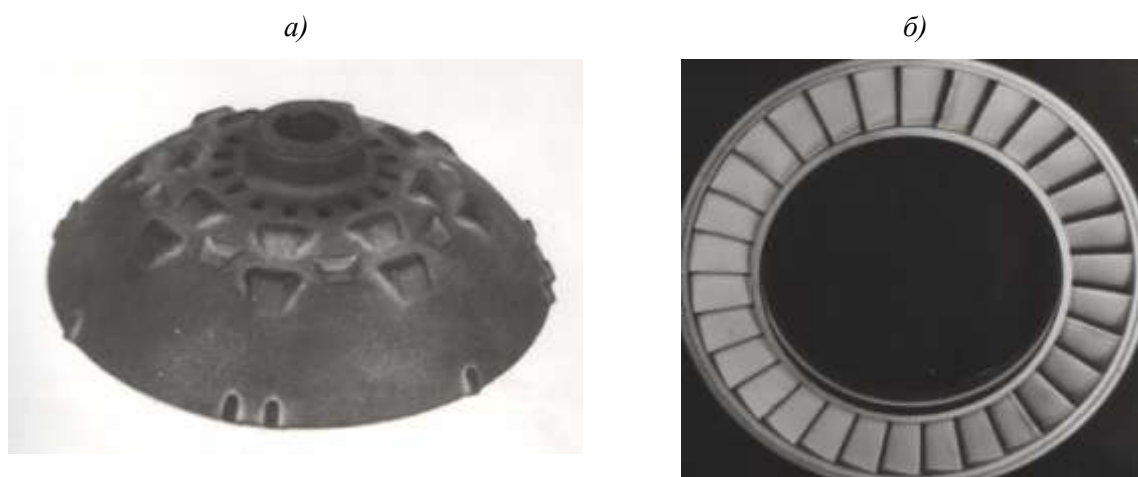


Рис. 4 – Отливки из интерметаллидного сплава ВКНА-4
а) головка жаровой трубы; б) цельнолитой сопловой аппарат

Физические основы создания сплавов на интерметаллидной основе Ni₃Al.

Правило баланса легирования сплавов.

Экспериментальные исследования интерметаллидных композиций и сплавов, проводимые параллельно с теоретическими положениями, привели к созданию основ, которыми следует руководствоваться при разработке жаропрочных сплавов на базе соединения Ni₃Al:

γ' -фаза – соединение, способное растворять в себе почти все переходные металлы с сохранением высокой степени порядка и координации структуры L1₂. По способности замещать позиции атомов в кристаллической решетке Ni₃Al химические элементы можно расположить следующим образом (в сторону увеличения):

- для никеля: W-Mo-Cr-Fe-Co;
- для алюминия: W-Mo-Cr, максимальная способность наблюдается для элементов IVA и VA групп (Ti, Hf, Nb, Ta).

При рассмотрении γ' -фазы в качестве самостоятельного химического соединения, было обнаружено, что при его формировании осуществляется три вида изоморфизма: изовалентный, гетеровалентный, компенсационный. Чаще всего взаимное замещение элементов в многокомпонентной системе γ' -фазе происходит в соответствии с правилом компенсационного изоморфизма, учитывающего суммарный вклад валентных электронов в организации ее кристаллической структуры, независимо от занимаемых ими позиций в кристаллической решетке.

γ' -фаза – соединение, формирующееся в соответствии со следующими правилами:

- Правило Юм-Розери, согласно которому, кристаллическую структуру интерметаллидных соединений можно описать плотностью валентных электронов \bar{E} . Химический состав сложнолегированной γ' -фазы организуется таким образом, чтобы средняя плотность валентных электронов (sp -

электроны алюминия и ds -электроны переходных металлов в расчете на один атом элементарной ячейки) отвечала значению электронной плотности нелегированного соединения Ni_3Al в области его гомогенности на двойной диаграмме состояния системы $Ni-Al$ [23,6–27,7 % ат.], т. е. наиболее устойчивое состояние γ' -фазы находится в пределах 8,09-8,37% ат. При этом максимальная степень порядка ($S=1$) соответствует электронной плотности $\bar{E}=8,25$ стехиометрического состава 25% ат. Al .

– Правило компенсационного полиморфизма, согласно которому образуется твердый раствор замещения легирующих элементов соединения Ni_3Al . При этом атомы никеля ($3d^84s^2$) в центре граней замещаются на атомы с более низкой валентностью кобальта ($3d^74s^2$), хрома ($3d^54s^1$). Атомы алюминия ($3s^23p^1$) замещаются атомами элементов с более высокой плотностью электронов титана ($3d^24s^2$), ниобия ($4d^45s^1$), вольфрама ($5d^46s^2$); хром может замещать позиции, как никеля, так и алюминия. Таким образом, недостаток валентных электронов, вносимых в решетку легированного соединения Ni_3Al кобальтом и хромом, компенсируется более высоковалентными элементами; а элементы, содержащиеся в избытке в γ' -фазе, при переходе в γ -фазу, замещают позиции никеля в количествах, необходимых для уравнивания высокой плотности валентных электронов на позициях алюминия. Благодаря этому механизму образования фаз, значения концентрации валентных электронов остаются на уровне, свойственном двухфазному состоянию сплава γ'/γ , а сложнолегированная система обладает структурной стабильностью в диапазоне высоких температур. При этом, переход γ' -фазы в наиболее устойчивое равновесное состояние происходит через перераспределение легирующих элементов между γ'/γ и через «освобождение от лишних» посредством образования избыточных фаз, таких как карбиды, бориды, ТПУ-фазы.

– Правило растворимости ds -элементов в соединении Ni_3Al . Растворимость алюминия в соединении составляет 16,5-17% ат., что

составляет 1/3 позиций атомов алюминия в ГЦК решетке. Вероятно, это продиктовано условиями образования ближнего порядка структуры типа γ' -фазы. Таким образом, соединение Ni_3Al является сложным полиинтерметаллидом, в котором элементарные ячейки легирующих элементов объединены общим облаком валентных электронов в его кристаллической решетке.

Согласно теории жаропрочности о гетерофазности, интерметаллидный сплав должен обладать плотностью валентных электронов $\bar{E}=8,35-8,40$, следовательно, быть несколько разупорядочен (иметь степень порядка $S < 1$), т.е. при воздействии термической обработки фазовый состав будет распадаться с выделением неупорядоченной γ -фазы, как правило, $\sim 10-15\%$ масс. Это способствует формированию самоорганизующейся структуры, которая, кроме того, решает вопрос повышенной хрупкости интерметаллидного соединения при комнатной температуре. Кроме того, при температурах выше $900^\circ C$ происходят необратимые изменения ГЦК-решетки, что выражается перераспределением легирующих элементов в составе сплава и изменением соотношения фаз [20-23].

Как показали исследования, сплавы с валентной плотностью $\bar{E}=8,35-8,40$ обладают более высокими значениями жаропрочности по сравнению со сплавами с $\bar{E}=8,25$, характерном для чистого интерметаллидного соединения, и $\bar{E}>8,4$, при котором ввиду более низкого значения алюминия снижается количество γ' -фазы.

Набор статистических данных при исследованиях физико-химического фазового состава жаропрочных никелевых сплавов с изолированием упрочняющей фазы γ' -фазы в процессе анодного электрохимического травления позволил вывести уравнение сбалансированности фазового состава:

$$\Delta E = \sum E_i \cdot C_i - (0,036 \cdot \sum A_i \cdot C_i + 6,28) \quad (1)$$

$$-0,02 < \Delta E \leq 0,02 \quad (2)$$

$$8,25 < \bar{E} \leq 8,37 \quad (3)$$

где C_i – концентрация i -го химического элемента в составе композиции сплава, A_i – атомная масса i элемента, E_i – число валентных электронов i -го химического элемента, \bar{E} – среднее значение электронной концентрации композиции сплава, ΔE – величина, определяющая дисбаланс легирования.

Уравнение включает все компоненты сплава, за исключением элементов внедрения, и определяет предельную совместимость химических элементов в ГЦК-решетке при комплексном легировании γ' -фазы. В координатах A и \bar{E} представляет собой прямую, вокруг которой располагаются химические составы всех никелевых сплавов. При этом сама прямая соответствует электронной плотности $E=0$, т. е. сбалансированному составу комплексно легированного сплава с предельно растворимостью легирующих элементов в системе фаз γ/γ' .

Диапазон отклонений $\Delta E = \pm 0,02$ учитывает погрешность химического анализа сплавов. При этом несоблюдение указанных условий может обратиться фазовой нестабильностью сплава:

$\Delta E < -0,02$ грозит выделением ТПУ фаз и обеднению в процессе γ/γ' -фаз тугоплавкими легирующими элементами в процессе воздействия термических и/или силовых нагрузок;

$\Delta E > 0,02$ означает недостаточное упрочнение твердого раствора и возможное образование гомеотипных соединений на основе Ni_3Ti , Ni_3Nb и карбидных образований с участием карбидов и карбидообразующих элементов [23].

Фундаментальными исследованиями, проводимыми школой академика С.Т. Кишкина, было установлено, что жаропрочные свойства интерметаллидных материалов, особенно в интервале температур 900–1100°C, определяются не только химическим и фазовым составом и термической стабильностью структуры, а в значительной степени расположением макрोगраниц зерен относительно приложенных нагрузок.

Исследования показали, что уменьшение зернограницной ползучести за счет уменьшения доли поперечных границ в одно- и гетерофазных сплавах на основе Ni_3Al при переходе от равноосной мелкозернистой структуры рекристаллизованного материала или ячеистой структуры деформированного материала к крупнозернистой литой, далее к направленной дендритно-столбчатой структуре с большим отношением длины к диаметру зерна (направленная кристаллизация) обеспечивает резкое повышение характеристик длительной прочности, долговечности и сопротивления ползучести материала (Рисунок 5) [24–26].

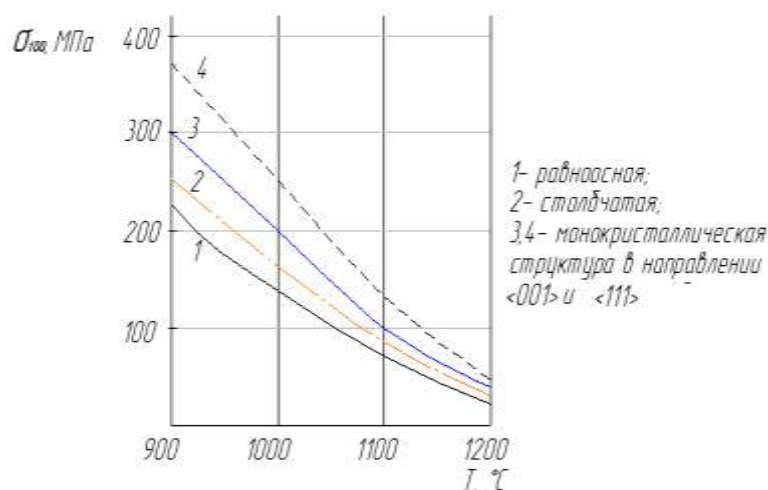


Рис. 5 – Жаропрочность интерметаллического сплава ВКНА-1В в зависимости от метода изготовления и макроструктуры [24]

В связи с полученными данными в последующем разработка интерметаллических сплавов проводилась в направлении получения монокристаллов с заданной кристаллографической ориентацией.

Одним из первых стал сплав ВКНА-1В (паспорт №1649), с направленно закристаллизованной структурой. Сплав работоспособен до температур 1200–1250°C и рекомендуется для изготовления надроторных вставок, лопаток соплового аппарата, элементов регулируемого сопла и камеры сгорания. Сплав прошел технологическое и эксплуатационное опробование в качестве сегментов камеры сгорания до 2074 К в течение 2000 часов с положительным эффектом в ОАО «Авиадвигатель». Проходит

внедрение в качестве сопловых лопаток 1 ст. ТВЗ-117, ВК-2500М на ОАО «Климов»; элементов камеры сгорания изд. «30» на ОАО «НПО «Сатурн».

Монокристаллический интерметаллидный сплав марки ВКНА-4У (паспорт №1598) рекомендуется для лопаток соплового аппарата и рабочих лопаток турбины низкого давления ГТД, работающих при температурах до 1200°C. Сплав прошел технологическое опробование на установке УВНК-9 при отливке рабочих лопаток турбины двигателя ТВД-20 для самолетов Ан-3Т и Ан-38-200; эксплуатационное опробование с положительным эффектом в течение 5 000 часов и 10 000 циклов на ОАО «ОМКБ» (г. Омск).

Монокристаллический сплав ВКНА-25 (ВИН1) (паспорт №1775) обладает уровнем жаропрочности при температуре испытаний 1100°C на уровне жаропрочного никелевого сплава ЖС-32, имея более низкое содержание тугоплавких легирующих элементов и значение плотности.

Монокристаллический интерметаллидный сплав марки ВИН2, паспортизованный с кристаллографической ориентацией [111], – наиболее жаропрочный из серии сплавов ВКНА/ВИН: долговечность при температуре испытаний 1100°C и нагрузке 100 МПа составляет более 1000 часов. Материал рекомендован для применения в качестве рабочих лопаток ТНД ГТД с рабочими температурами до 1200°C.

Монокристаллический интерметаллидный сплав марки ВИН4 с КГО [001], благодаря кристаллографической ориентации более стоек к термической усталости, потому может быть применен как охлаждаемые сопловые лопатки.

Сплавы марки ВКНА не требуют специальной термической обработки, и подвергаются лишь отжигу для снятия напряжений, в то время как для сплавов марок ВИН2 и ВИН4 ввиду более сложного химического состава и содержания большего, по сравнению со сплавом ВКНА-1В, тугоплавких

элементов, были исследованы и разработаны режимы термической обработки, позволяющие за счет перераспределения химических элементов, повысить фазовую стабильность и значения структурно-фазовых параметров сплавов, а значит, и их эксплуатационные характеристики (жаропрочность при температурах 1100 и 1200°C).

Однако время металлических материалов неумолимо подходит к концу. Переход к новому технологическому укладу и требования к повышению показателей механических свойств способствует развитию направления композиционных материалов, в том числе металломатричных.

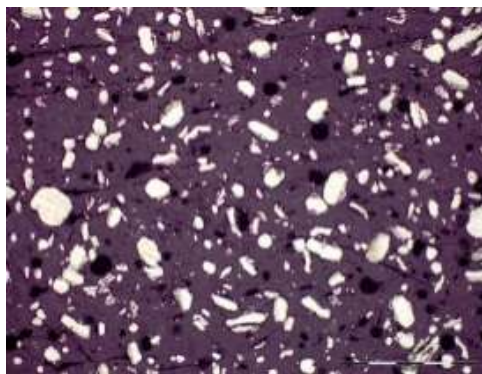


Рис. 6 – Экспериментальный образец с матрицей из сплава типа ВКНА, упрочненной HfO_2

В настоящее время в стенах ВИАМ проводятся исследования композиционных материалов с интерметаллидной матрицей, упрочненной тугоплавкими оксидами и/или волокнами, о результатах которых мы расскажем в следующий раз (рисунок 6) [27, 28].

Литература

1. Иноземцев А.А., Нихамкин М.А., Сандрацкий В.Л. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок.- М.: Машиностроение, 2008. – т.2, С. 159–192.
2. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni_3Al и TiAl : микроструктура, деформационное поведение // Екатеринбург, 2002 г.

3. Симс С.Т., Хагел У.С. Жаропрочные сплавы // М.: Metallurgy, 1976 г.
4. Синельникова В.С., Подергин В.А., Речкин В.Н. Алуминиды. – Киев: Наукова Думка, 1965 г.
5. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П. и др. Структура и свойства интерметаллидных материалов с наночастицами упрочнения // М.: издат. Дом МИСиС, 2008 г.
6. Koch C.C., White C.Z., Padgett R.A. Boron segregation at grain boundaries in rapidly solidified Ni₃Al // Scr. Met.–1985.–V.19, №8.
7. Chang K.M., Huang S.C., Taub A.J. A microstructure investigation on rapidly solidified Ni₃Al containing boron // Rap. Solid. Metastable Mater Symp. Boston, Mass., 14-17 Nov.–1984.
8. Базылева О.А. Особенности легирования интерметаллида Ni₃Al при создании высокотемпературных жаропрочных сплавов // Автореферат диссертации на соискание звания к.т.н., М., 1995 г.
9. Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Каблов Е.Н. Новый литейный сплав ВКНА-1В // Авиационная промышленность, №12, 1991 г.
10. Бунтушкин В.П., Базылева О.А., Каблов Е.Н. и др. Высокотемпературные интерметаллидные материалы для малоразмерных ГТД // Авиационная промышленность, №6, 1992 г.
11. Бунтушкин В.П., Каблов Е.Н., Базылева О.А., Морозова Г.И. Сплавы на основе алуминидов никеля // Металловедение и термическая обработка металлов, №8, 1998 г.
12. Бунтушкин В.П., Поварова К.Б., Базылева О.А. и др. Создание авиакосмических конструкционных сплавов на основе Ni₃Al для работы при температурах выше 1000°С на воздухе без покрытий // Третий Международный аэрокосмический конгресс IAS 2000. Издательство СП РИА.

13. Кишкин С.Т., Портной К.И., Бунтушкин В.П. и др. Теоретические исследования жаропрочных никелевых и интерметаллидных материалов // Сборник «Авиационные материалы», ОНТИ ВИАМ, 1982 г.

14. Аристова Е.Ю., Белова Е.Н., Бондаренко Ю.А., Бунтушкин В.П., Гинзбург С.С., Каблов Е.Н., Нефедов В.Г., Разумовский И.М. Самодиффузия никеля по внутренним поверхностям раздела в жаропрочном сплаве на основе сложнолегированного интерметаллида Ni_3Al // Металлы РАН, №3, 1996 г.

15. Поварова К.Б., Бунтушкин В.П., Казанская Н.К., Дроздов А.А. Сравнительный анализ принципов создания жаропрочных никелевых суперсплавов и сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al (γ' -фаза) // Материалы авиационной техники. Перспективные материалы. 2005. №2. С.10–18

16. Каблов Е.Н., Базылева О.А., Воронцов М.А. Новая основа для создания литейных высокотемпературных жаропрочных сплавов // МиТОМ, №8, 2006 г.

17. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля // Под общей редакцией академика РАН, профессора Е.Н. Каблова. Москва. ВИАМ. ВИАМ. 2018. 303 с.

18. Алексеев А.А., Каблов Е.Н., Базылева О.А., Фазовое строение монокристаллов жаропрочного сплава на основе Ni_3Al // Труды Международной научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения академика С.Т. Кишкина, М., май–июнь 2006 г.

19. Бунтушкин В.П., Кондрашова Н.В. и др. Структура и свойства интерметаллидного сплава ВКНА-4 // Вопросы авиационной науки и техники, серия Авиационные материалы, ВИАМ, М., №3, 1985 г.

20. Морозова Г.И. Роль электронного и размерного факторов в самоорганизации γ' -фазы и ее стабильности // доклады АН СССР, т.288, №6, 1986 г.

21. Морозова Г.И. Феномен γ' -фазы в жаропрочных никелевых сплавах // доклады АН СССР, т.325, №6, 1992 г.

22. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Морозова Г.И., Базылева О.А. Основные принципы легирования интерметаллида Ni_3Al при создании высокотемпературных сплавов // Материаловедение. 1998. №7. С.13–15.

23. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов // МиТОМ. 2012. №12. С. 52–58.

24. Булыгин И.П., Бунтушкин В.П., Базылева О.А. Литейный сплав на основе интерметаллида Ni_3Al для монокристаллических рабочих лопаток турбин ГТД // Авиационная промышленность, №3-4, 1997 г.

25. Поварова К.Б., Казанская Н.К., Бунтушкин В.П. и др. Термостабильность структуры сплава на основе Ni_3Al и его применение в рабочих лопатках малоразмерных ГТД // Металлы РАН, №3, 2003 г.

26. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л. Температурно-временная зависимость анизотропии характеристик длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов // Киев: Институт проблем прочности НАН Украины: Проблемы прочности, 2002. №2. С. 5–19.

27. Бурковская Н.П., Ефимочкин И.Ю., Базылева О.А. и др. Исследование структурных особенностей, прочностных свойств и жаростойкости дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе интерметаллида никеля // Материаловедение. 2016. №3. С.8–15.

28. Заявка на патент РФ №2018110148 от 22.03.2018
Металлокерамический композиционный материал на основе интерметаллидной матрицы и способ его получения.

УДК 669

Особенности структуры и фазового состава интерметаллидного сплава системы NiAl-Ni₃Al, полученного методом высокоградиентной направленной кристаллизации

Бондаренко Ю.А.¹, д.т.н.; Базылева О.А.¹, к.т.н.

Viam.lab1@mail.ru; Superalloys3@gmail.com

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

В проведенной работе исследована структура и фазовый состав образцов интерметаллидных сплавов системы NiAl-Ni₃Al. Установлено, что при высокоградиентной направленной кристаллизации в образцах удалось сформировать ориентированную вдоль оси образцов дендритную структуру, состоящую из интерметаллидов NiAl и Ni₃Al, обладающую хорошей жаростойкостью, повышенной прочностью и пластичностью.

Ключевые слова:

высокоградиентная направленная кристаллизация, интерметаллидный жаропрочный сплав, структура, фазовый состав, кратковременная прочность, пластичность, жаропрочность.

Прогресс в области авиационного и энергетического машиностроения во многом определяется созданием и использованием новых высокожаропрочных материалов для деталей горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД), обеспечивающих возможность повысить температуру рабочего газа перед турбиной.

подавляющее большинство деталей горячего тракта современных ГТД изготавливается из никелевых жаропрочных сплавов и, в зависимости от назначения, используют технологии деформации, точного литья по выплавляемым моделям, а также метод направленной кристаллизации [1, 2].

В настоящее время проблему повышения температуры газа перед турбиной как в России, так и за рубежом, решают за счет создания и применения никелевых монокристаллических жаропрочных сплавов, легированных дорогостоящими рением и рутением [3–5]. Применение этих сплавов обеспечило рабочие температуры материала в современных ГТД до 1100°C (кратковременно до 1150°C). Для решения проблемы существенного повышения качества структуры, ее однородности, уменьшения дендритной ликвации, пористости в ФГУП «ВИАМ» разработан процесс высокоградиентной направленной кристаллизации [6, 7].

ФГУП «ВИАМ» разработал высокотемпературные литейные жаропрочные сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al (γ') – это хорошо известные сплавы типа ВКНА ($\gamma'+\gamma$) [8, 9], имеющие рабочую температуру до 1150–1200°C (кратковременно до 1250°C). Особенности их химического состава связаны с повышенным содержанием алюминия, что обеспечивает им пониженную плотность ($\gamma=7,9-8,2$ г/см³), повышенную жаростойкость, меньшую стоимость. Направленная кристаллизация с монокристаллической структурой существенно повышает длительную, кратковременную прочность, а также усталостные характеристики этих сплавов [10, 11], это делает возможным их использование в качестве материала сопловых и рабочих лопаток и других деталей горячего тракта ГТД.

Дальнейший рост рабочих температур перспективных газотурбинных двигателей инициирует создание жаропрочных сплавов с еще более высокими температурными характеристиками. В этой связи весьма перспективным было бы создание сплавов, где в качестве упрочняющей фазы выступал интерметаллид Ni-Al (β), обладающий высокой температурой плавления (1638°C), низкой плотностью ($5,7 \text{ г/см}^3$). Он мог быть базой при создании высокотемпературного конструкционного материала с высокой жаростойкостью вплоть до температуры более 1300°C . Главным недостатком, как конструкционного материала, интерметаллида Ni-Al является его низкая пластичность при комнатных температурах. Поэтому для исследований были выбраны сплавы системы NiAl (β) - Ni_3Al (γ'), в которой фаза NiAl (β) совместно с более пластичной фазой Ni_3Al (γ') могли бы обеспечить необходимый уровень свойств при высоких температурах (до 1300°C).

Проведенный анализ тройных диаграмм состояния Ni-Al-Co [12, 13], Ni-Al-Cr [14] (Рис.1) свидетельствует, что в них имеются достаточно широкие двухфазные области $\beta+\gamma'$, размеры которых увеличиваются с понижением температуры. Наличие двухфазной области $\beta+\gamma'$ предполагает возможным разрабатывать на ее основе высокотемпературные материалы, при этом присутствующие кобальт и хром являются основными легирующими элементами жаропрочных сплавов.

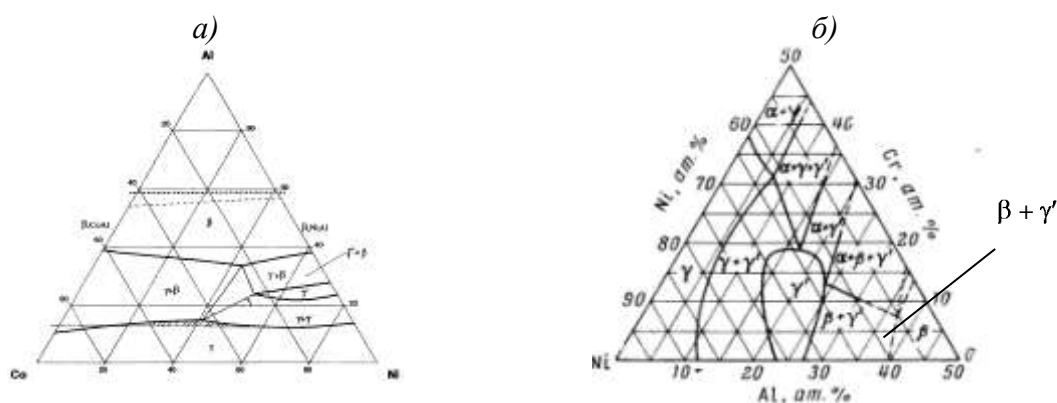


Рис. 1 – а – фазовые области изотермического сечения системы Ni-Co-Al при 900°C ;
б – фазовые области изотермического сечения системы Ni-Cr-Al при 750°C

Целью данной работы является исследование структуры и фазового состава жаропрочных сплавов системы Ni₃Al (γ')-NiAl (γ), полученных с направленной структурой, для последующих работ по созданию основы новых перспективных высокотемпературных интерметаллидных материалов.

Для наших исследований наибольший интерес представляют сплавы, выбранные на базе тройных диаграмм состояния Ni-Al-Co, Ni-Al-Cr, находящиеся в двухфазной области ($\gamma'+\beta$) их соответствующих изотермических сечений (рис. 1). Сплавы для исследований выплавлялись из чистых шихтовых материалов: Al (марки А99), Ni (Н1у), Co (Кo), Cr (ЭРХ-1) – вакуумно-индукционным методом. Первоначально структура и свойства изучались в равноосном состоянии на образцах (размером $\varnothing 16$ мм, L=150 мм), полученных методом точного литья в керамические формы на основе Al₂O₃. Особенности формирования направленной структуры исследовали на аналогичных по размеру образцах, полученных методом направленной кристаллизации на установке УВНЭС-4 с жидкометаллическим охладителем – расплавом олова. Микроструктурные исследования осуществляли на оптическом микроскопе «Leica», растровом электронном микроскопе JSM-6490LV. Рентгенофазовый анализ (РФА) осуществляли на дифрактометре ДРОН-4. Плотность оценивали по стандартной методике гидростатическим взвешиванием.

Исследование структуры и свойств проводилось на базовых композициях интерметаллидного сплава, химические составы которых приведены в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых интерметаллидных композиций.

№ п/п	Содержание элементов, % масс.			
	Al	Co	Cr	Ni
1	15,1	12,1	-	Осн.
2	14,1	19,1	-	Осн.
3	14,4	11,5	4,38	Осн.

На полученных образцах с равноосной структурой были оценены характеристики кратковременной прочности и пластичности при комнатной

температуре, плотность и стойкость к окислению при 1200°C в сравнении с интерметаллидным сплавом на основе Ni_3Al (типа ВКНА). Так, плотность образцов выбранных композиций составила $\gamma=7,15-7,25 \text{ г/см}^3$, прочность и пластичность $\sigma_{\text{в}}^{20^{\circ}\text{C}}=500-600 \text{ МПа}$, $\delta^{20^{\circ}\text{C}}=0,8-1,5\%$. Образцы показали хорошую жаростойкость, привес при окислении испытание на воздухе при температуре 1200°C – $3,4-6,0 \text{ г/м}^2$ за 100 час. (при 1300°C – $40,0-70,0 \text{ г/м}^2$ за 100 час.). В литом состоянии (с равноосной структурой) образцы исследуемых композиций, хотя и обладают низкой плотностью и высокой жаростойкостью (при 1200°C), имеют невысокую пластичность, часть образцов разрушилась при их изготовлении. Для сравнения – в равноосном состоянии сплав типа ВКНА имеет $\gamma=8,0-8,3 \text{ г/см}^3$, $\sigma_{\text{в}}^{20^{\circ}\text{C}}=600 \text{ МПа}$, $\delta^{20^{\circ}\text{C}}=5-6\%$, при 1200°C привес $\sim 40 \text{ г/м}^2$ за 100 ч.

а)



б)



в)



Рис. 2 – Макроструктура заготовок образцов интерметаллидных сплавов после травления, $\times 2$: а – сплав 1; б – сплав 2; в – сплав 3

Детальное исследование микроструктуры методами оптической и электронной микроскопии показало, что сформированные вдоль направления кристаллизации дендриты внутри в значительной степени фрагментированы (рис. 3).

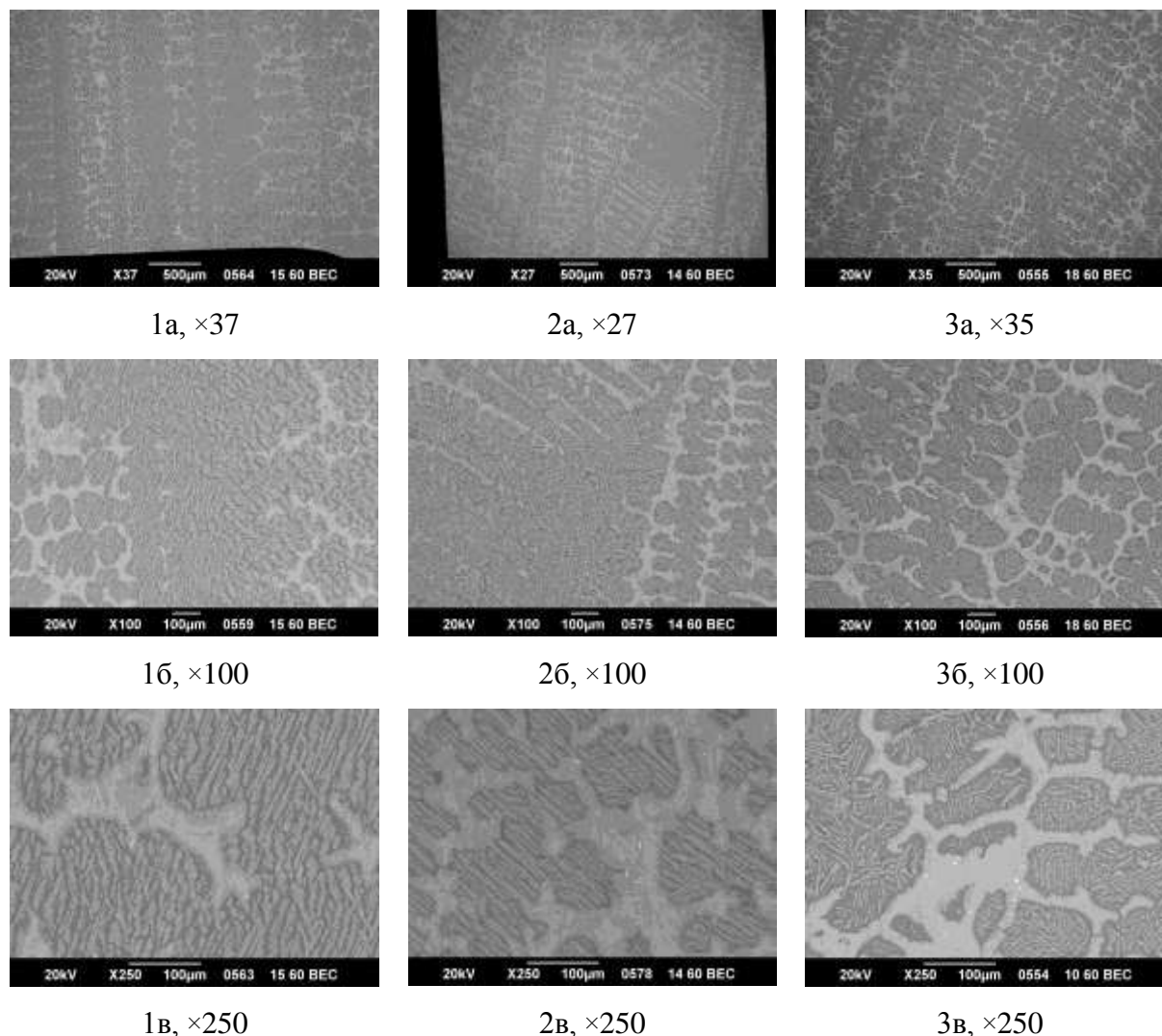


Рис. 3 – Микроструктура исследуемых интерметаллидных образцов после направленной кристаллизации: 1a,1б,1в – сплав 1; 2a,2б,2в – сплав 2; 3a,3б,3в – сплав 3

Наличие в образцах фрагментированной, гетерофазной структуры инициировало проведение рентгенофазового анализа (РФА). Исследования проводили на образцах после направленной кристаллизации методом полнопрофильного анализа Ритвельда путем сопоставления расчетных и экспериментальных значений интенсивности дифракционных отражений, полученных при шаговом сканировании образца. Рентгенограммы для фазового анализа были получены методом порошковой дифракции с

использованием микропроцессорной системы автоматизации на $\text{CuK}\alpha$ излучении. Экспериментально полученные дифрактограммы исследуемых интерметаллидных образцов приведены на рис. 4.

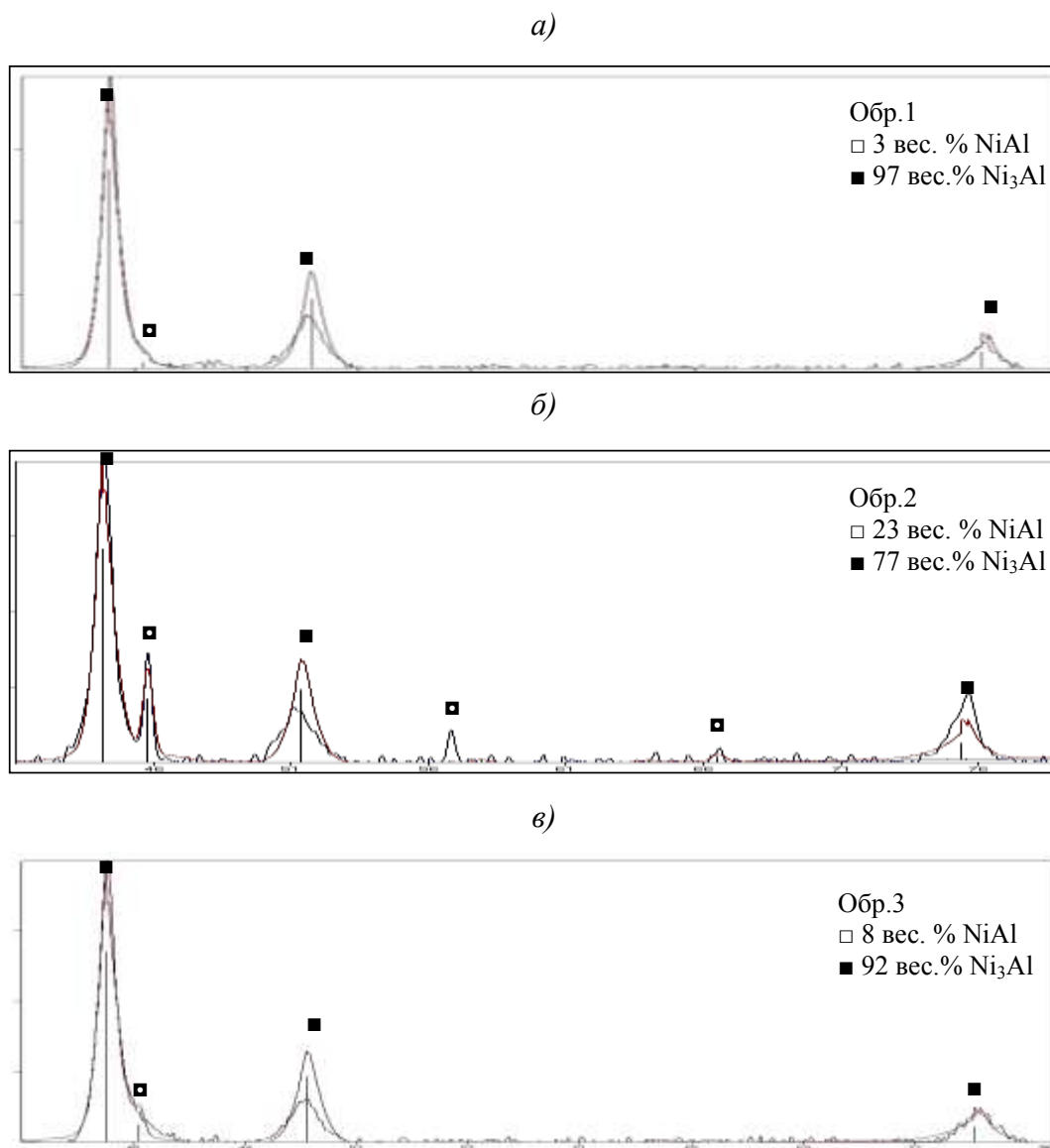


Рис. 4 – Дифрактограммы исследуемых интерметаллидных образцов: а – сплав 1; б – сплав 2; в – сплав 3.

Для расшифровки дифрактограмм использовали специальное программное обеспечение PDWiu и картотеки JCDD PDF-2. Результаты расчета теоретических дифрактограмм приведены на рис. 5. Таким образом, в структуре полученных после направленной кристаллизации образцов присутствуют лишь интерметаллидные фазы Ni_3Al и NiAl .

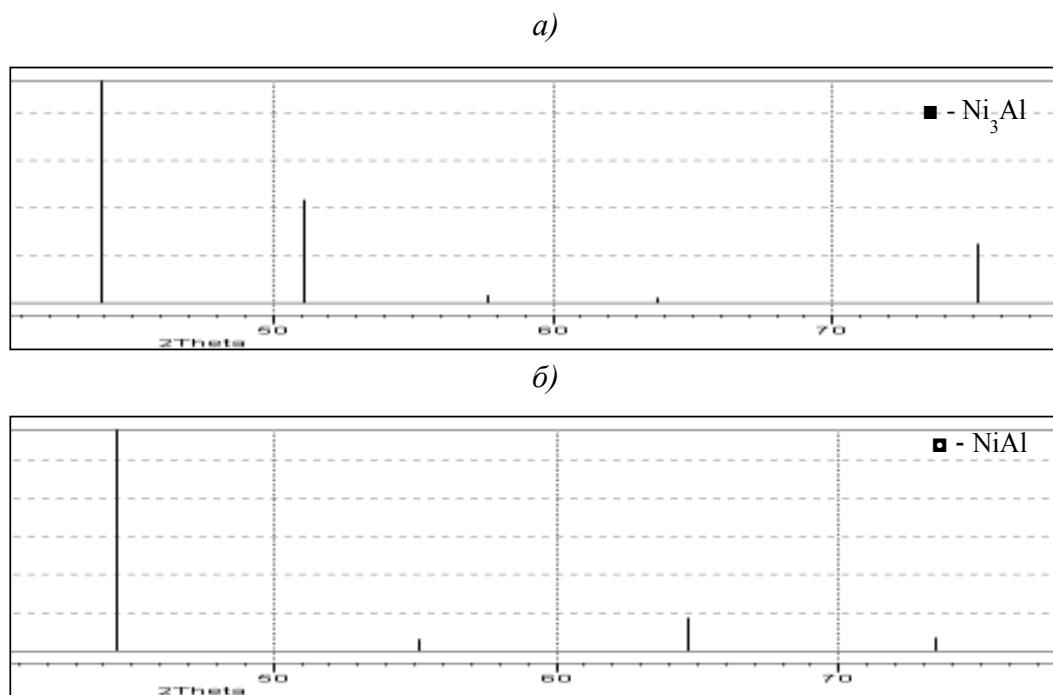


Рис. 5 – Теоретические дифрактограммы для бинарных соединений Ni_3Al и $NiAl$

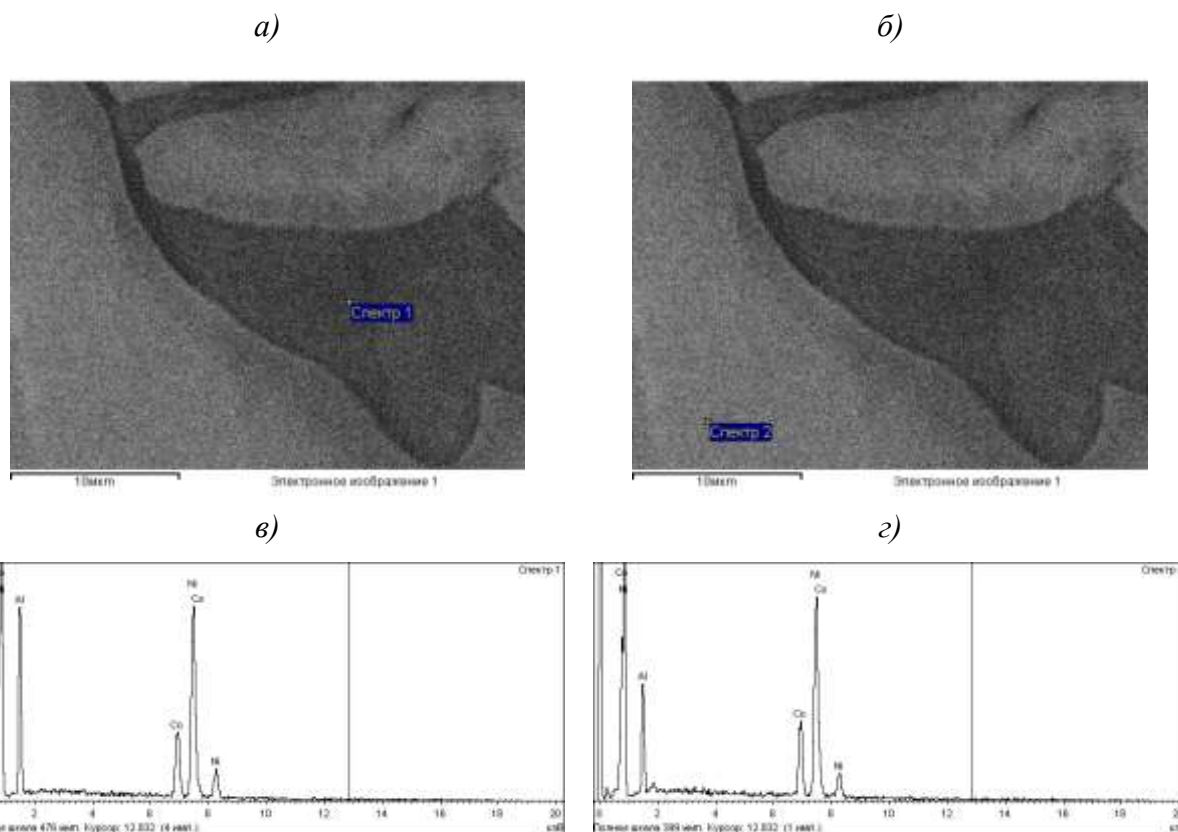


Рис. 6 – Результаты исследования микроструктуры составов фаз методом МРСА:
а, б – микроструктура исследуемых частиц интерметаллидных сплавов;
в, г – энергодисперсные спектры темных и светлых частиц структуры интерметаллидных сплавов

В присутствующих на фото микроструктурах интерметаллидного сплава (рис. 3) темные и светлые фазы были исследованы методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) (рис. 6). Результаты проведенных исследований свидетельствуют, что темная фаза в значительной степени обогащена алюминием – это NiAl, светлая фаза – это Ni₃Al.

Оценка прочностных характеристик, проведенная на образцах по стандартной методике, показала, что направленная структура обеспечивает повышение прочности ($\sigma_{\text{в}}^{20^{\circ}\text{C}} \approx 700$ МПа) и пластичности ($\delta^{20^{\circ}\text{C}} \approx 3\text{--}4\%$). Образцы после направленной кристаллизации показали хорошую жаростойкость, так, при вес при окислении, испытание на воздухе при 1200°C 3,4–6,0 г/см² за 100 ч (у ВКНА привес при 1200°C составляет 40 г/м² за 100 г).

Заключение

Результаты проведенных исследований показывают, что в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации в двухфазной области ($\gamma'+\beta$) системы Ni₃Al-NiAl, легированной Co и Cr, возможно формирование гетерофазной структуры в виде ориентированных вдоль направления кристаллизации дендритных составляющих, что обеспечивает повышение как кратковременной, так и длительной прочности, т.е. данная матрица может послужить основой для создания нового высокотемпературного материала с низкой плотностью и высокой жаростойкостью.

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

2. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / Под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука. 2006. 632 с.

3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД. // Технология легких сплавов. 2007. № 2. С. 6 –16.

4. Walston S., Cetel A., MacKay R., O'Hara K., Duhl D., Dreshfield R. Joint development of a fourth generation single crystal superalloys. // In: Superalloys 2004, Seven Springs Mountain Resort, Champion (Pennsylvania) // Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P.15 –24.

5. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T., Zhang J., Osawa M., Harada H., Aoki Y., Arai M. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys. // In: Superalloys 2004, Seven Springs Mountain Resort, Champion (Pennsylvania) // Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 35 –43.

6. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. Особенности высокоградиентной направленной кристаллизации и современное оборудование, используемое при производстве лопаток газотурбинных двигателей // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2014. №12. Ст.03 URL:<http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.02.2018). DOI:10.18577/2307-6046-2014-0-12-3-3.

7. Ечин А.Б., Бондаренко Ю.А. Особенности структуры и свойства никелевого монокристаллического жаропрочного сплава, полученного в условиях переменного температурного градиента на фронте роста // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2015. №8. Ст.01 URL:<http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.02.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-8-1-1.

8. Каблов Е.Н., Бунтушкин В.А., Базылева О.А. Малолегированные легкие жаропрочные литейные сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al // Металлы. РАН. 1999. № 1. С.56 –65.

9. Базылева О.А., Оспенникова О.Г., Аргинбаева Э.Г., Летникова Е.Ю., Шестаков А.В. Тенденции развития интерметаллидных сплавов на основе

никеля // *Авиационные материалы и технологии*, 2017. №5. С. 104–115. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-104-115.

10. Бондаренко Ю.А., Базылева О.А., Ечин А.Б., Сулова В.А., Нарский А.Р. Высокоградиентная направленная кристаллизация деталей из сплава ВКНА-1В // *Литейное производство*. 2012. № 6. С.12 –16.

11. Базылева О.А., Бондаренко Ю.А., Тимофеева О.Б., Хвацкий К.К. Влияние кристаллографической ориентации на структуру и свойства сплава ВКНА-1В // *Металлургия машиностроения*. 2012. № 4. С.8 –12.

12. Hubert-Protopopescu M. Aluminium-cobalt-nickel. / M. Hubert-Protopopescu, H. Hubert // *Ternary alloys: a comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams* // ed. G. Petzow, G. Effenberg. – Weinheim – N.Y.: VCH Corp., 1991. P.234 –244.

13. Корнилов И.И. Физико-химические основы жаропрочности сплавов. М.: Изд-во АН СССР. 1961. 516 с.

14. Корнилов И.И., Минц Р.С. Исследование системы Ni-Cr-NiAl // *Ж. Неорганическая химия* 1958. Т.III. Вып.5. С. 699 –707.

15. Бондаренко Ю.А., Каблов Е.Н. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов с повышенным температурным градиентом // *МИТОМ*. 2002. № 7. С.20 –23.

УДК 669

Особенности структуры и свойств материалов на основе интерметаллида Ni_3Al , полученных методом СЛС

Евгенов А.Г.¹, к.т.н.; Базылева О.А.¹, к.т.н.;

Головлев Н.А.¹, Шуртаков С.В.¹

Аннотация:

В работе исследованы особенности структуры сплавов на основе Ni_3Al типа ВКНА, полученных методом селективного лазерного сплавления (СЛС) в состоянии после синтеза, термической и газостатической обработки. Показаны основные особенности формирования ячеистой структуры в зависимости от содержаний в сплавах углерода. Рассмотрено влияние углерода и количества карбидов на протекание процесса рекристаллизации и формирование зерен в синтезированном металле в процессе термической и газостатической обработки. Определены характеристики кратковременной и длительной прочности синтезированных материалов в различных состояниях.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, интерметаллидный сплав, ГИП, кристаллизация.

Введение

Разработанные в ВИАМ интерметаллидные Ni₃Al-сплавы серии ВКНА (ВИН) имеют наиболее высокие рабочие температуры, заполняя нишу между литейными суперсплавами и перспективными жаропрочными композитами [1–3]. Сплавы ВКНА относятся к экономнолегированным и могут иметь поликристаллическую (равноосную), дендритно-столбчатую (направленную) или монокристаллическую структуры. Методом компьютерного конструирования определены оптимальные композиции указанных сплавов [3, 4], для изготовления литых деталей камеры сгорания и соплового аппарата.

Несмотря на высокую удельную жаропрочность и рабочие температуры, традиционной проблемой интерметаллидных сплавов, ограничивающей их более широкое внедрение в новых образцах техники, является высокая чувствительность к условиям литья, склонность к образованию горячих трещин и нестабильность механических характеристик.

Не случайно, за рубежом для изготовления деталей из интерметаллидных сплавов, в качестве альтернативы традиционным технологиям, рассматриваются в первую очередь аддитивные технологии. Аддитивные технологии позволяют получать заготовки деталей, минуя большую часть технологических и подготовительных операций: изготовление моделей, протоснастки, изготовление форм, литье. Аддитивные технологии также позволяют получить материал с высокой степенью однородностью структуры (практически не зависимо от массивности сечения). Диспергированная структура, полученная после СЛС, позволяет обеспечивать при правильно разработанном режиме синтеза достаточный уровень пластических характеристик даже для относительно хрупких материалов [5, 6]. Для интерметаллидов в последнее время в качестве наиболее перспективной рассматривается преимущественно технология электроннолучевого синтеза. Однако, большие припуски на

механическую обработку и необходимость предварительного спекания порошка делают такую технологию практически неприменимой для изготовления тонкостенных деталей с развитыми внутренними каналами охлаждения [7, 8]. Технология селективного лазерного сплавления не имеет подобных ограничений, однако, основной проблемой для работы с интерметаллидными сплавами при СЛС становится низкая температура подогрева рабочей платформы построения и возможность образования трещин.

Не смотря на недостатки, сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al практически не имеют альтернативы в температурном диапазоне 1150-1200°C, поэтому изыскания в области получения из них деталей методом СЛС представляются весьма перспективными [2, 3].

Целью настоящей работы является анализ и систематизация данных, полученных в результате исследования структуры и свойств жаропрочных интерметаллидных сплавов, полученных методом селективного лазерного сплавления.

Материалы и методы

В качестве объектов анализа выбраны интерметаллидные сплавы с различным содержанием углерода: безуглеродистый сплав ВКНА-25 и сплавы ВИН5 (0,14%С) и ВКНА-25(Р) системы Ni-Al-Co-Cr-Mo-Ti-W-C-Zr (0,18%С), разработанные для получения моно- и поликристаллических отливок.

Исследование структуры образцов после СЛС проводили методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

Металлические порошки для изготовления всех образцов получали методом атомизации в атмосфере аргона на установке HERMIGA 10/100VI. Образцы из порошка гранулометрического состава 10...63 мкм изготавливали в установке EOS M290 в среде аргона при подогреве платформы.

Результаты

Особенности структуры жаропрочного интерметаллидного сплава, полученного методом СЛС

При формировании материала методом СЛС в поперечном относительно траектории движения лазера сечении образуются треки, которые представляют собой кристаллизовавшиеся ванны расплава [15]. Форма ванн сильно зависит от выбранной энергии сканирования. На рисунке 1 виден результат послойного способа формирования материала. Ванны расплава состоят из более мелких областей – зерен (субзерен), состоящих в свою очередь из ячеистых фрагментов (рис. 1 а, б). Фрагменты, представляющие собой оси дендритов первого порядка, преимущественно вытянуты в направлении теплоотвода (рис. 1 б). Подобная трековая структура характерна для материалов, полученных методом СЛС [7, 8, 15]. Возникновение в материале локальных областей с меньшим температурным градиентом (возможно, вследствие прохода луча по еще неостывшей области предыдущего сплавленного слоя) приводит к значительным различиям в морфологии ячеек: ветви первого порядка утолщаются [15, 16], на их поверхности появляются характерные зазубрины – зачатки ветвей второго порядка (рис. 1 б). Данные изменения вызваны различием скоростей кристаллизации.

Исследование ячеистой структуры методом ПЭМ показывает, что выделение карбидов в углеродистых сплавах происходит по границам ячеек, а количество карбидов увеличивается пропорционально увеличению содержания углерода.

Формирование ячеек в процессе СЛС для большинства исследованных сплавов (ВЖ159, ЭП648, ЖС6К и др.) подчиняется нормальному закону кристаллизации [9]. Ячейки, при этом, представляют собой пересыщенный γ -твердый раствор, в котором, в зависимости от количества γ' -образующих, наблюдается выделение частиц упрочняющей фазы.

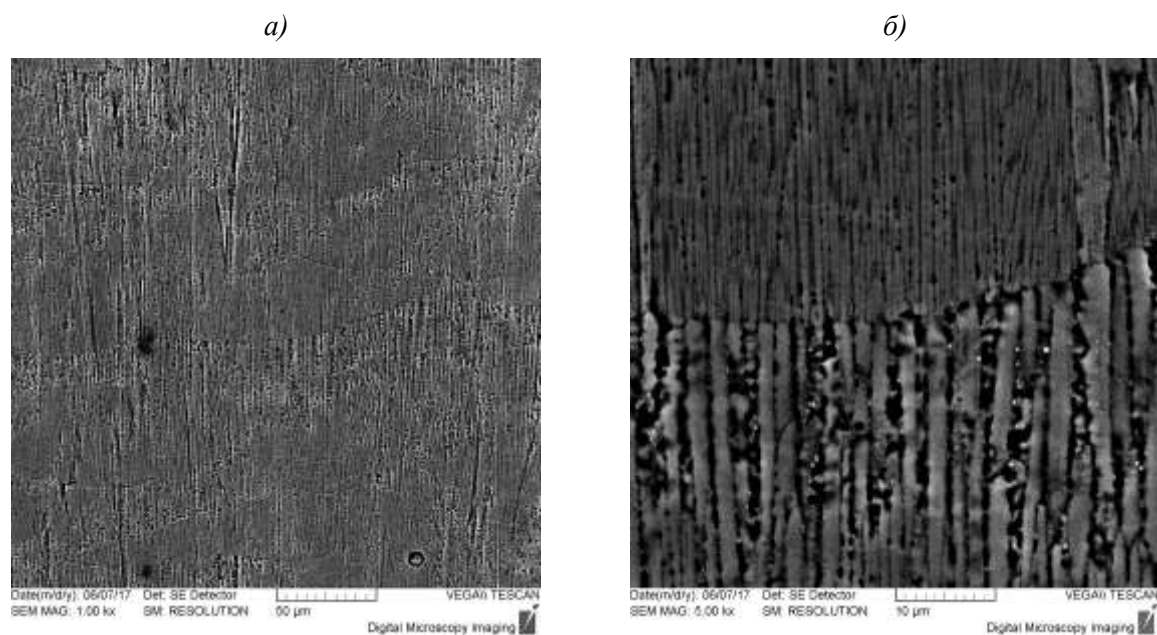


Рис. 1 – Структура синтезированного сплава ВИН5 в состоянии после СЛС. Сканирующая электронная микроскопия. Увеличения $\times 5000$ (а) и $\times 10000$ (б)

Тот же принцип справедлив и для интерметаллидного сплава ВИН5: электронограмма тела ячейки наряду с рефлексами матрицы (γ -твердого раствора) содержит и рефлексы сверхструктуры (γ' -фазы, рис. 2, б). На изображении в сверхструктурном рефлексе видно большое количество наноразмерных частиц γ' -фазы (рис. 2, а). Однако, в случае со сплавом ВКНА25(Р) имеется некая аномалия в распределении элементов по сечению ячейки: тугоплавкие элементы рений и вольфрам располагаются не в теле ячейки (вольфрам – на уровне 1%ат., рений – следы, рис. 3), а в виде включений, идентифицируемых как карбиды. Такое распределение вольфрама – карбидообразующего элемента – вполне объяснимо. В случае с рением, элементом, располагающимся при литье всегда в осях дендритов и не участвующим активно в карбидообразовании, такое распределение не типично. Исследование электронограмм синтезированного металла показывает, что матрицей в сплаве ВКНА25(Р) является γ' -фаза (рис. 4), что так же подтверждают изображения ячеек в рефлексе γ' -фазы (рис. 4,б). Это объясняет распределение рения, однако изменение самого механизма кристаллизации по сравнению с близким по химическому составу (но не содержащим рения) сплавом ВИН5 требует дополнительных исследований.

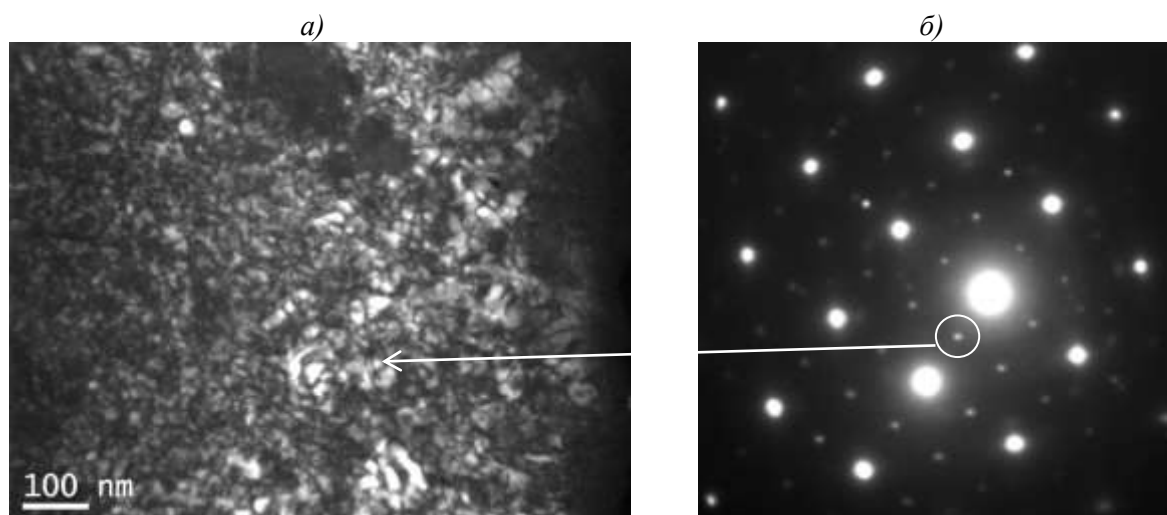


Рис. 2 – Структура синтезированного сплава ВИН5: а) темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе (γ' -фаза); б) электронограмма, содержащая рефлексы матрицы, сверхструктуры (γ') и карбидной фазы (ось зоны $\langle 001 \rangle$)

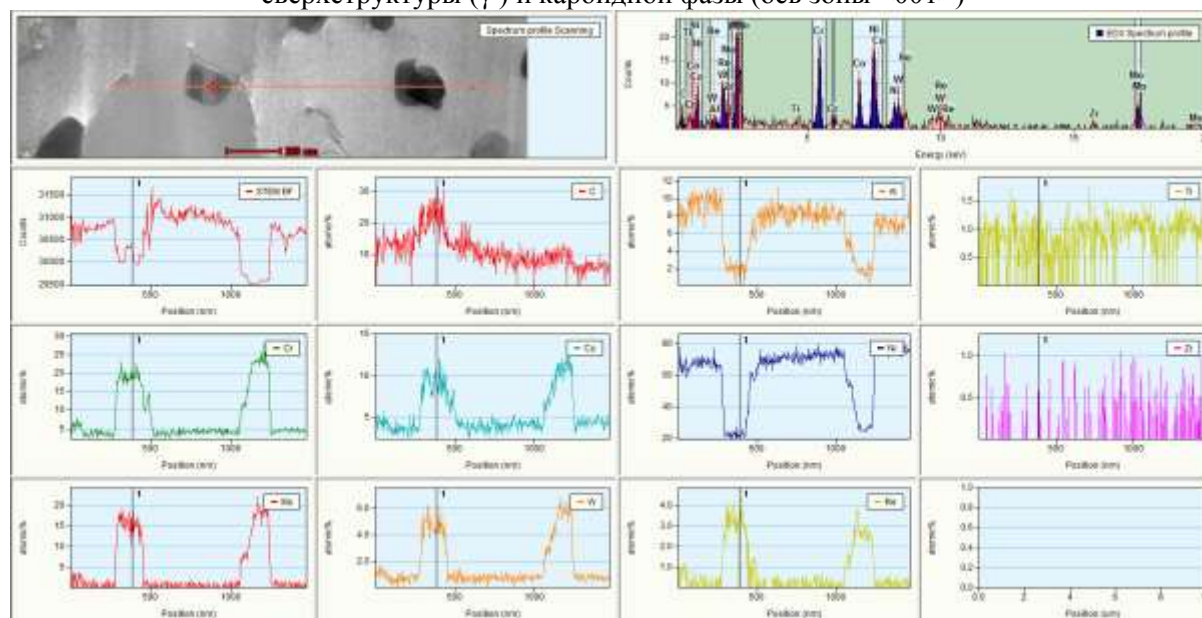


Рис. 3 – Распределение химических элементов в интерметаллидном сплаве после СЛС, полученное методом рентгеноспектрального микроанализа на просвечивающем электронном микроскопе

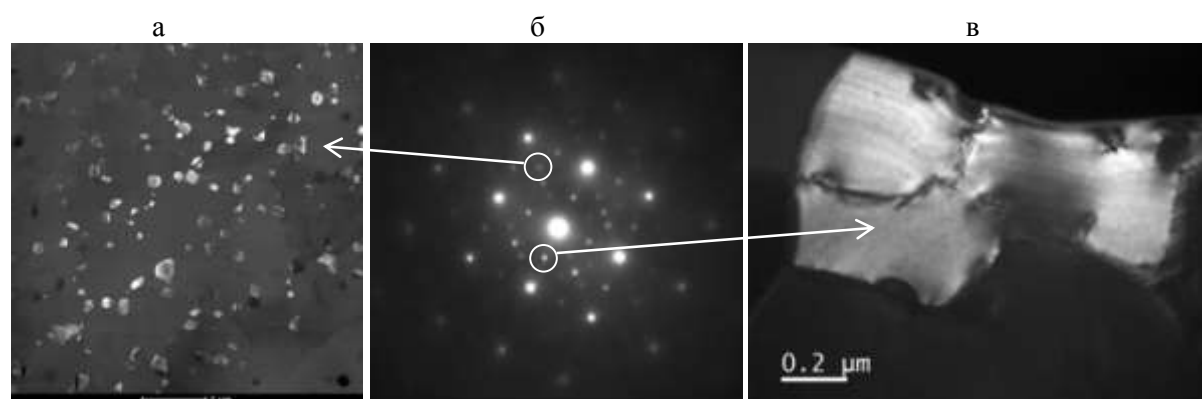


Рис. 4 – Структура синтезированного сплава ВКНА25(Р): а) темнопольное изображение в рефлексе карбидной фазы $2/3(220)_\gamma$; б) картина дифракции $\langle 001 \rangle$; в) темнопольное изображение в рефлексе γ' -фазы $(010)_\gamma$

Особенности структуры интерметаллидных сплавов с различным содержанием углерода, полученных методом СЛС

Применение высокотемпературного вакуумного отжига с закалкой в газовой среде и последующее горячее изостатическое прессование, приводят к растворению трековой структуры, формированию границ зерен. В безуглеродистом сплаве ВКНА25 формируется зерно, по форме близкое к равноосному, содержащее большое количество двойников, что является абсолютно не характерным для литого аналога. Интенсивное формирование двойников может быть связано как с процессами рекристаллизации и формирования новых зерен, так и с микродеформациями при воздействии всестороннего обжатия в процессе горячего изостатического прессования [13, 14]. В модификации для поликристаллического литья (ВКНА25(P)) сохраняется преимущественная ориентация зерен в направлении $\{001\}$, зерна в основном вытянутые. В целом, форма зерен по сравнению с исходным состоянием после СЛС остается неизменной. Сдерживание роста зерна обусловлено действием карбидов, расположенных как в теле зерен, так и по их границам.

По границам зерен для всех исследованных сплавов, независимо от содержания углерода, присутствуют крупные частицы γ' -фазы в виде ламелей или сплошных агломератов, компенсирующих разориентацию. Подобная морфология γ' -фазы отмечена в работе [12] для синтезированного углеродистого сплава ЖС32 только после испытаний на длительную прочность при высоких температурах, что, вероятно, свидетельствует о изначально более высоком уровне напряжения в зерне после процесса синтеза. Преимущественно кубическая морфология частиц γ' -фазы, наблюдаемая в объеме зерна в сплавах ВКНА25 (рис.5,а) и ВИН5 (рис. 5, б) является нетипичным для сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al , получаемых литьем. В сплаве ВКНА25(P) частицы γ' -фазы имеют более характерную иррегулярную форму, при этом в отдельных зернах сплошные

столбчатые агломераты γ' -фазы явно наследуют направление и морфологию первичных протяженных ячеек, образовавшихся в процессе кристаллизации при СЛС.

В сплаве с содержанием углерода 0,14% карбиды размером от 1 до 10 мкм располагаются преимущественно в теле зерна. Границы зерен декорированы более крупными карбидами, при этом в теле зерен, в особенности, ориентированных вдоль оси построения сохраняются строчки коагулированных карбидов вдоль протяженных агломератов γ' -фазы. Такое наследственное распределение карбидов встречается лишь на отдельных участках, что говорит о растворении значительной части первичных карбидов и диффузии углерода к границам зерен.

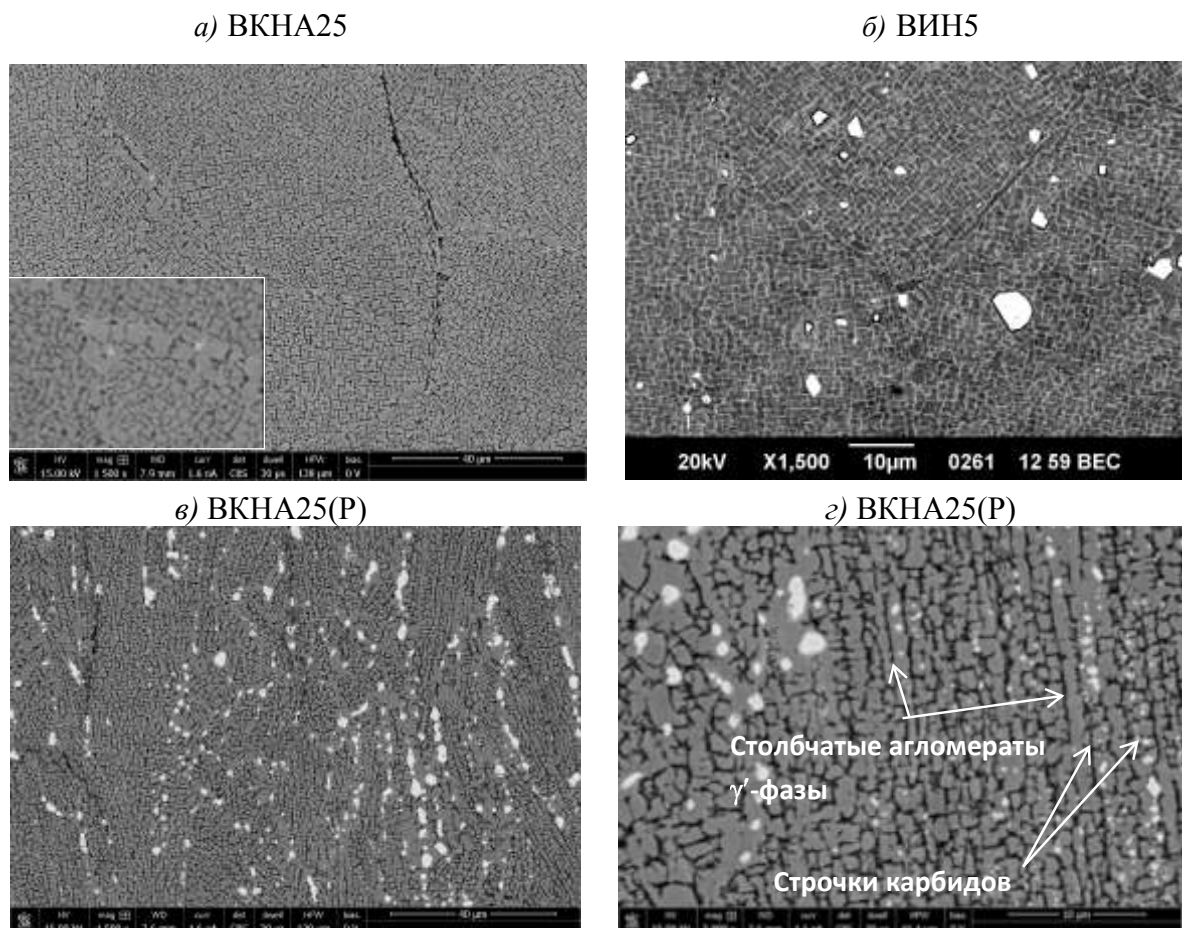


Рис. 5. Структура интерметаллидных сплавов после термической обработки

Механические свойства жаропрочных интерметаллидных сплавов, полученных методом СЛС

Особенностью материалов, полученных методом СЛС является высокая дисперсность структуры, а также значительно меньший размер частиц фазы γ' - по сравнению с литым материалом после одинакового режима термообработки. Вследствие этого материалы изначально обладают более высокой кратковременной прочностью и (как правило) пластичностью по сравнению с литым состоянием (рис. 6). Для адекватного сравнения литые образцы сплава ВКНА25 были изготовлены в поликристаллическом варианте без изменения химического состава.

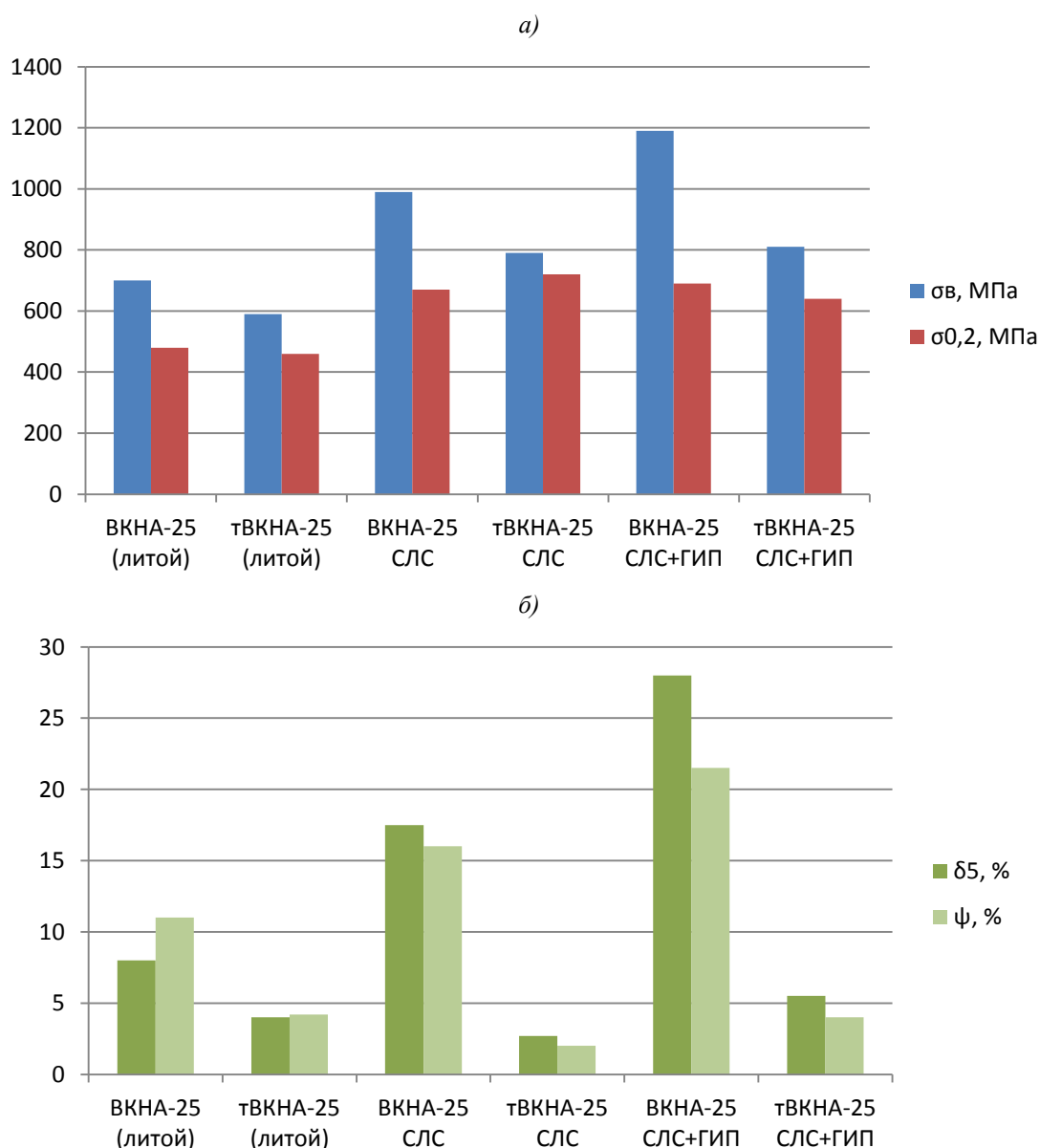


Рис. 6 – Сравнение механических характеристик жаропрочных интерметаллидных сплавов ВКНА-25 и ТВКНА-25 в различных состояниях

В литом состоянии по кратковременной прочности безуглеродистый сплав ВКНА25 незначительно превосходит углеродистый аналог ВКНА25(Р). После синтеза углеродистый сплав ВКНА25(Р) уступает сплаву ВКНА25 по пределу прочности, однако превосходит его по пределу текучести. Наиболее вероятно, это связано с более высоким уровнем растягивающих напряжений в синтезированном состоянии. После термообработки и ГИП предел текучести на сплаве ВКНА25(Р) несколько снижается и, в целом, по прочностным характеристикам углеродистый аналог значительно уступает сплаву ВКНА25. По пластическим характеристикам безуглеродистый сплав также превосходит (в особенности после газостатической обработки, когда сплав имеет максимальную пластичность, достигаемую только на монокристаллических отливках в ориентации $\{111\}$) поликристаллическую модификацию.

Длительную прочность обоих сплавов оценивали также в состоянии после синтеза и отжига для снятия внутренних напряжений и после отжига с последующим горячим изостатическим прессованием (рис. 7).

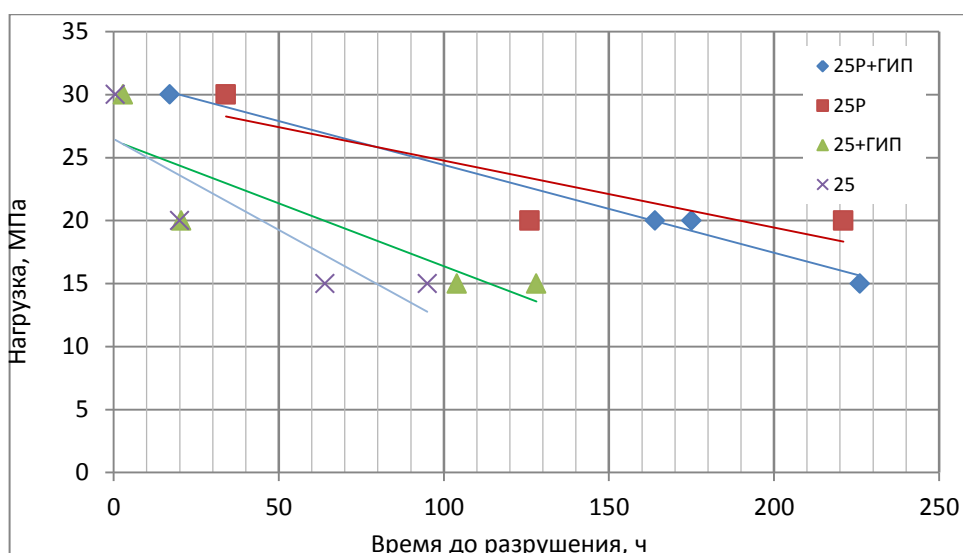


Рис. 7 – Длительная прочность образцов в различных состояниях: СЛС, СЛС+ГИП

Как видно из графика, сплав ВКНА-25 практически не обладает длительной прочностью при нагрузке 30 МПа (в сыром состоянии и после ГИП время до разрушения не более 3 ч), что, очевидно, связано с отсутствием в составе элементов-зернограничных упрочнителей и полным протеканием рекристаллизации с формированием равноосной мелкозернистой структуры с большой площадью границ. При этом время до разрушения сплава в состоянии после СЛС и после ГИП при нагрузках 30 и 20 МПа. Некоторое увеличение времени до разрушения после ГИП отмечается только при минимальной нагрузке 15 МПа. Поликристаллическая модификация ВКНА25Р имеет более высокую, чем у сплава ВКНА-25, длительную прочность как в сыром состоянии, так и после ГИП. При нагрузке 20 МПа в сыром состоянии время до разрушения сплава ВКНА-25(Р) почти в 6 раз больше сплава ВКНА-25, при нагрузке 15 МПа – более чем в 2 раза; после ГИП – в 8 и 2 раза соответственно. Для сплава ВКНА-25(Р) при нагрузке 30 МПа время до разрушения металла после ГИП несколько ниже, чем после СЛС, что, вероятно, связано с неполным снятием внутренних напряжений при отжиге синтезированного материала. В результате интерметаллидный сплав, не имеющий в составе зернограничных упрочнителей, после термообработки и ГИП по длительной прочности находится на уровне классических деформируемых сплавов. Углеродистые сплавы ВИН5 и ВКНА25(Р) имеют определенный потенциал для применения их при высоких температурах при оптимизации режимов синтеза в части исключения образования микротрещин.

Выводы

В работе исследованы структурные особенности синтезированных сплавов на основе интерметаллида никеля Ni_3Al с различным содержанием углерода. Показано, что в синтезированном материале количество карбидов пропорционально увеличивается с повышением содержания в сплаве

углерода, а сами карбиды располагаются по границам ячеек. Последующая термическая обработка и горячее изостатическое прессование приводят к частичному растворению первичных карбидов, и выделению карбидов по границам зерен вследствие диффузии углерода.

Отмечены различия в формировании зеренной структуры сплавов после термической обработки и ГИП в зависимости от содержания углерода: для безуглеродистого сплава ВКНА25 характерно протекание полной рекристаллизации с образованием зерен, близких по форме к равноосным, а также наличие значительного количества двойников; для сплава ВКНА25(Р) с наибольшим из исследованных содержанием углерода характерно практически полное подавление рекристаллизации частицами карбидов, расположенных по границам зерен.

Показано, что в структуре сплавов ВКНА25 и ВИН5 после закалки и газостатирования наблюдается преимущественно кубическая морфология частиц γ' -фазы, что для интерметаллидных никелевых сплавов является нетипичным. Типичная иррегулярная форма частиц γ' -фазы наблюдается в сплаве ВКНА25(Р) наряду с протяженными агломератами и крупными фрагментами γ' -фазы, расположенными по границам зерен (что предполагает высокий уровень напряжений в зерне) и внутри зерна (наследуется морфология исходных протяженных ячеек в столбчатых ориентированных в направлении теплоотвода зернах).

Установлено, что синтезированные образцы безуглеродистого сплава ВКНА25 имеют более высокую кратковременную прочность и пластичность по сравнению с поликристаллическим аналогом, в то время как длительная прочность такого материала не превышает показатели обычных деформируемых сплавов, что связано с отсутствием зернограницных упрочнителей, протеканием процессов рекристаллизации и мелкозернистой структурой синтезированного материала.

Литература

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года//Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С.7–17.
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. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Оспенникова О.Г., Семенов Б.И., Семенов А.Б., Королев В.А. Металлопорошковые композиции жаропрочного сплава ЭП648 производства ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ в технологиях селективного лазерного сплавления, лазерной газопорошковой наплавки и высокоточного литья полимеров, наполненных металлическими порошками // Известия высших учебных заведений, Машиностроение. 2016. № 9. С. 62-80. DOI: 10.18698/0536-1044-2016-9-62-80.
4. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
5. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 129–141.
6. Магеррамова Л.А., Ножницкий Ю.А., Васильев Б.Е., Кинзбургский В.С. Применение аддитивных технологий для изготовления деталей перспективных газотурбинных двигателей // Технология легких сплавов. 2015. № 4. С. 7–13.
7. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В. и др. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением. /под общ. ред. Е. Н. Каблова, Ю.Р. Колобова. М.: Издательский дом МИСиС, 2008. 328 с.

8. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. №12. С. 52–58.

9. Флемингс М. Процессы затвердевания // *Монография*, 1977. 423 с.

10. Поварова К.Б. Физико-химические принципы создания термически стабильных сплавов на основе переходных металлов // *Материаловедение*. 2007. №12. С.20–27.

11. Каблов Е.Н., Базылева О.А., Воронцов М.А. Новая основа для создания литейных высокотемпературных жаропрочных сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. №8. С. 21–25.

12. Раевских А.Н., Петрушин Н.В, Чабина Е.Б. Исследование структуры сплава ЖС32, полученного методом селективного лазерного сплавления, после высокотемпературных механических испытаний. «Аддитивные технологии: настоящее и будущее» : материалы IV Международной конференции (г. Москва, 30 мар. 2018 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2018. С. 307-320

13. Евгенов А.Г., Базылева О.А., Королев В.А., Аргинбаева Э.Г. Перспективы применения сплава на основе интерметаллида Ni_3Al типа ВКНУ-4УР в аддитивных технологиях // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S1(43). С.31-35. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-31-35.

14. Базылева О.А., Оспенникова О.Г., Аргинбаева Э.Г., Летникова Е.Ю., Шестаков А.В. Тенденции развития интерметаллидных сплавов на основе никеля // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 104–115. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-104–115.

15. Неруш С.В., Евгенов А.Г. Исследование мелкодисперсного металлического порошка жаропрочного сплава марки ЭП648-ВИ применительно к лазерной LMD-наплавке, а также оценка качества наплавки порошкового материала на никелевой основе на рабочие лопатки ТВД

//Труды ВИАМ: электрон.науч-технич. Журн.2014. №3.ст.02 URL: <http://www.viam-works.ru> (12.02.2018)/ DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-3-1-1.

16. Сплав на основе интерметаллида Ni_3Al и изделие, выполненное из него: пат. 2569283 Рос. Федерация; опубл.20.11.15, Бюл. №32. 4 с.

17. Новик Ф. С., Арсов Я. Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования эксперимента / М.: Машиностроение, 1980. 304 с.

УДК 669-1

**Фазовые и структурные превращения в сплаве ВТИ-4,
индуцированные высокотемпературной деформацией при осадке**

Заводов А.В.¹; Алексеев Е.Б.¹, к.т.н.; Наприенко С.А.¹, Новак А.В.¹

zavodovad@gmail.com

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

В работе показано влияние динамической высокотемпературной осадки на фазовое и структурное состояние интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4. Показано, что деформация приводит к ощутимым структурным изменениям, в т. ч. растворению и перерезанию упрочняющей фазы, а также увеличению твердости с увеличением степени деформации.

Ключевые слова:

интерметаллиды, высокотемпературная осадка, ортофаза, фазовые превращения, Ti_2AlNb , упорядочение, пластичность, твердость.

Введение

В последние годы, сплавы на основе интерметаллидной ортофазы Ti_2AlNb являются одними из наиболее перспективных с точки зрения применения в аэрокосмической отрасли [1]. Происходит это благодаря тому, что они обладают привлекательным сочетанием свойств, таких как низкая плотность, высокая удельная прочность, хорошее сопротивление окислению при повышенных температурах [2]. Но при этом остаются все те же недостатки, характерные для интерметаллидных сплавов, а именно низкая пластичность и неудовлетворительная технологичность, как при обработке давлением, так и при резании и литье [3–5]. В связи с этим было проведено много работ, направленных на получение наилучших технологических и эксплуатационных свойств. Изучение изменения кристаллографической текстуры [6], поведения интерметаллидного сплава на основе $Ti-22Al-25Nb$ при отжиге [7–10], проведение испытаний по высокотемпературному окислению [11] – все это достаточно трудоемко, и представляет собой непростые задачи.

Сложность металлургического производства однородных по химическому составу слитков и структурно-фазовому составу крупногабаритных полуфабрикатов, невысокие технологические свойства и повышенные температуры деформационной обработки – все это основные сдерживающие факторы интенсивного развития интерметаллидных сплавов. Решение указанных вопросов можно условно разделить на два основных направления: технологическое (отработка технологии выплавки слитков, изготовления полуфабрикатов [12–16]) и материаловедческое (изучение влияния химического состава на структурно-фазовый состав, механические и технологические свойства [17–19]).

Известно, что механические свойства сплавов на основе Ti_2AlNb очень чувствительны к изменениям микроструктуры [20–23], что также усложняет получение полуфабрикатов со стабильными свойствами. Типичными фазами,

составляющими эти сплавы, являются α_2 , В2 и О-фаза. Сплавы с О-фазой обладают более высокими прочностными свойствами и сопротивлением ползучести, чем те, в которых присутствует α_2 -фаза. Размер зерна В2 матрицы является одним из главных факторов, определяющих пластичность материала и его обрабатываемость давлением.

Данная работа направлена на изучение механизмов фазовых превращений, проходящих в условиях динамической высокотемпературной деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Фонда фундаментальных исследований в рамках конкурса «Мой первый грант» (проект № 18-33-00189\18).

1. Объекты и методы

Интерметаллидный титановый сплав ВТИ-4 системы легирования Ti-Al-Nb был получен путем литья, трехкратного вакуумно-дугового переплава с целью рафинации. Полученные слитки были подвергнуты всесторонней ковке и раскатке в плиту толщиной 20 мм. Расчетный химический состав приведен в таблице 1.

Из полученной плиты были изготовлены цилиндрические образцы высотой 15 мм и диаметром 10 мм для последующей осадки. Нагрев и выдержку образцов производили в камерной печи в течение 2,5 часов с целью стабилизации структуры.

Для исключения захолаживания осаживаемых цилиндров нагрев и осадку проводили в жаропрочных контейнерах с подвижным верхом, разделяющим пуансон и образец. Усилие осадки при всех температурах составляло 22 тс. Процесс осадки производился с ручным приводом и занимал в среднем 0,5 – 1 секунду.

Расчетный химический состав слитков сплава ВТИ4

Легирующие элементы, масс. %						
Ti	Al	Nb	Zr	V	Mo	Si
осн.	11,5	40	1,3	1,3	0,8	0,2

При каждой температуре образцы осаживались до 30%, 50% и 70% относительной деформации. После осадки образцы сразу охлаждались в воде для исключения прохождения дополнительных фазовых превращений. Для сравнения с исходным состоянием перед деформацией в тех же условиях были выдержаны образцы, закаленные в воду, но не подвергшиеся деформации.

Определение температур фазовых превращений методом дифференциального сканирующей калориметрии и построения кривых проводили на установке для измерения теплоемкости DSC 404 F1 со скоростью нагрева 20 К/мин.

Количественный фазовый анализ проводили на инвертированном оптическом микроскопе Olympus GX51 при увеличениях 200–1000 крат.

Качественный фазовый анализ осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра общего назначения PANalytical Empyrean с монохроматическим $\text{Cu K}\alpha$ излучением. Расшифровка дифрактограмм проводилась с помощью программы Jade 5 и базы данных PDF-4.

Просвечивающая электронная микроскопия выполнена на Tescna G2 F20 S-TWIN с полевым катодом и ускоряющим напряжением 200 кВ. Снимки получены в сканирующем режиме в режиме темного и светлого поля.

Измерения микротвердости проводили на микротвердомере DuraScan 10 по ГОСТ 9450-76. Режим нагружения: нагрузка 0.5 кгс, время нагружения 10 с. Измерение отпечатка производилось на снимке, полученном со встроенной камеры при помощи программы WorkFlow для DuraScan.

2. Результаты и обсуждение

После получения катанной плиты материал имеет структуру, соответствующую температуре конца процесса обработки. Для изучения процессов фазовых превращений при высокотемпературной осадке необходимо выбрать характерные температуры и подготовить равновесную структуру.

2.1 Выбор температурного диапазона деформации

Для исследования фазовых и структурных превращений в процессе деформации, установления закономерностей фазообразования необходимо было определиться с выбором диапазона температур деформации образцов из сплава ВТИ-4.

С целью определения характерных температур и верхнего края диапазона воспользовались методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Для этого были приготовлены два образца, выдержанных при 850°C в течение 1 часа. Один был закален в воде, другой охлажден на воздухе. Образцы нагревались со скоростью 20 °/мин до температуры окончания всех фазовых превращений. Полученные кривые представлены на рисунке 2

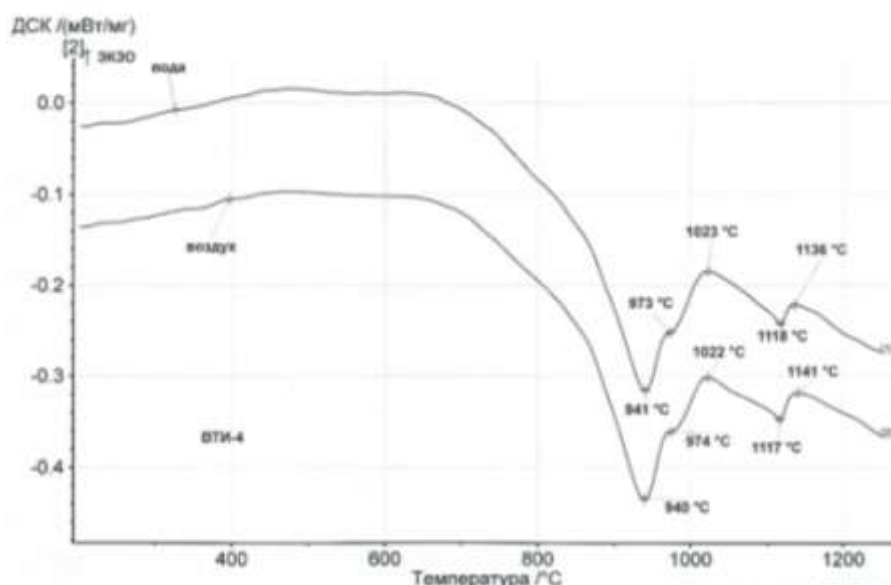


Рис. 2 – ДСК кривые образцов, отожженных при 850°C

Исходя из положения перегибов кривой было намечено 5 температур для осадки: $T_1 = 850^\circ\text{C}$, $T_2 = 910^\circ\text{C}$, $T_3 = 950^\circ\text{C}$, $T_4 = 1020^\circ\text{C}$ и $T_5 = 1130^\circ\text{C}$. Температуры T_1 , T_2 и T_3 соответствуют двухфазному состоянию (O+ β) с различным количеством O-фазы. Температура T_4 соответствует двухфазному состоянию ($\alpha_2 + \beta(B2)$). Здесь и далее обозначение $\beta(B2)$ означает β -фазу, упорядоченную по типу B2. Температура T_5 соответствует однофазному состоянию $\beta(B2)$. Эта область интересна с точки зрения поведения доменных границ при деформации.

2.2 Микроструктура сплава ВТИ-4 после выдержки под деформацию (образцы сравнения)

Структуры образцов после выдержки под деформацию при температурах $T_1 - T_3$ приведены на рисунке 3.

Структура образцов после нагрева под деформацию и охлажденного в воде и в воздухе при температуре T_1 представлена округлыми частицами ортофазы в β зерне, объем которого заполнен мелкой пластинчатой ортофазой (темный фон). При T_2 наблюдается частичное растворение пластинчатой O-фазы, что проявляется в виде «просветления» $\beta(B2)$ зерна. Этот эффект связан с уменьшением межфазных границ O/ β , которые при травлении быстрее вытравливаются. Сама ортофаза и матрица, обогащенные ниобием, остаются не растравленными. Помимо растворения пластинчатой O-фазы наблюдается увеличение и объединение между собой частиц глобулярной O-фазы. Ее доля достигает более 45% (таблица 2).

Таблица 2

Доля, размеры и форма O и α_2 частиц. Охлаждение: вода/воздух

Температура выдержки	Доля O/ α_2 фазы, %	Диаметр Ферета, мкм	Округлость
$T_1 - 50^\circ\text{C}$	15,1/13,9	1,44/1,47	0,74/0,81
T_1	15,3/12,2	1,56/1,52	0,7/0,7
T_2	45/40	-/-	-/-
T_3	11,3/30	1,48/-	0,6/-
$T_3 + 25^\circ\text{C}$	5,4/14,4	1,51/2,22	0,84/0,80

а) $T_1 - 50^\circ\text{C}$



б) T_1



в) T_2



г) T_3



д) $T_3 + 25^\circ\text{C}$

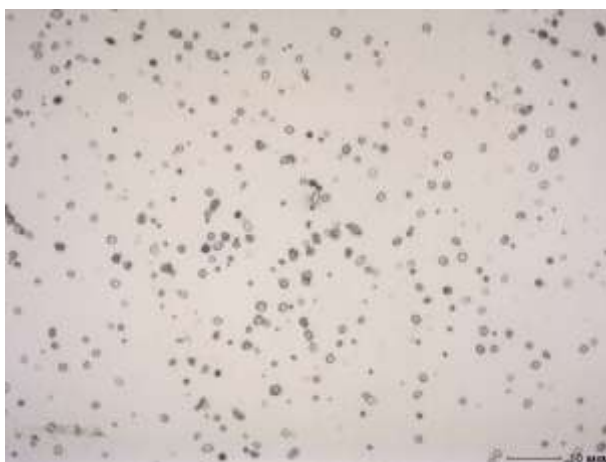


Рис. 3 – Микроструктура сплава ВТИ-4 после выдержки под осадку в течение 2,5 часов при температурах: а) $T_1 - 50^\circ\text{C}$; б) T_1 ; в) T_2 ; г) T_3 ; д) $T_3 + 25^\circ\text{C}$

При 975°C наблюдается дальнейшее уменьшение доли частиц и изменение их контраста. Частицы имеют более темный оттенок, что говорит

о лучшей травимости этих частиц по сравнению с частицами О-фазы. Это позволяет предположить, что содержание Nb, в этих частицах меньше, т.к. его повышенное содержание травимость затрудняет. Согласно литературным данным α_2 фаза в подобных сплавах имеет содержание ниобия порядка 15 ат. %, тогда как О-фаза содержит 23-25 ат. % ниобия. Можно сделать вывод, что при данной температуре наблюдаются частицы α_2 фазы.

Детальное рассмотрение структуры образцов, выдержанных при температуре T_3 выявляет частицы, имеющие темные области на краях. Было выдвинуто предположение, что уже при T_3 °С начинается превращение $O \rightarrow \alpha_2$.

По результатам количественного анализа была построена зависимость доли глобулярной О-фазы (при $T_3 + 25^\circ\text{C}$ – α_2 фазы) от температуры выдержки под осадку (рис. 4).

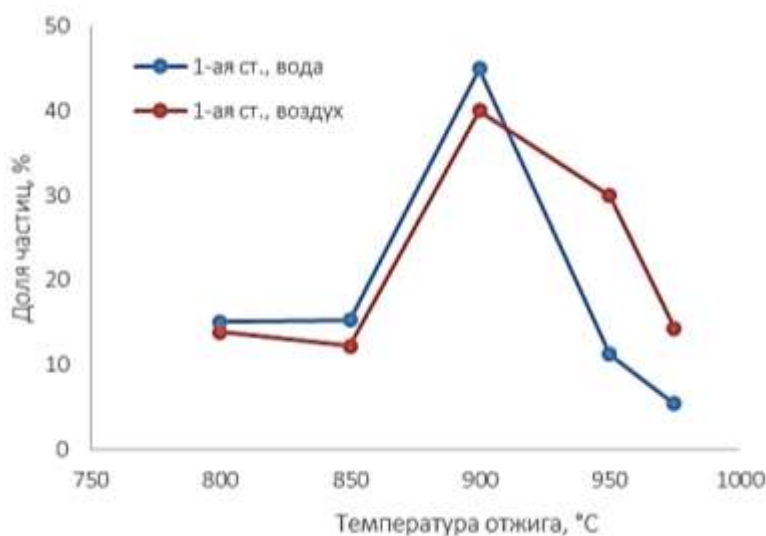


Рис. 4 – Зависимость объемного содержания О/ α_2 фазы от температуры выдержки под осадку

При температуре T_2 наблюдается значительное увеличение доли О-фазы. Рост фазы происходит за счет диффузии ниобия, которым пересыщен твердый раствор, в результате растворения игольчатой О-фазы. Дальнейшее повышение температуры приводит к растворению О-фазы, а также ее частичному превращению в α_2 -фазу.

2.3 Фазовый состав сплава ВТИ-4 после выдержки под осадку

С целью подтверждения и уточнения результатов, полученных на предыдущем этапе, был проведен рентгенофазовый анализ образцов, выдержанных при температурах T_1 , $T_3+25^\circ\text{C}$, T_4 и T_5 °C и охлажденных на воздухе. Результаты рентгенофазового анализа представлены на рис. 5.

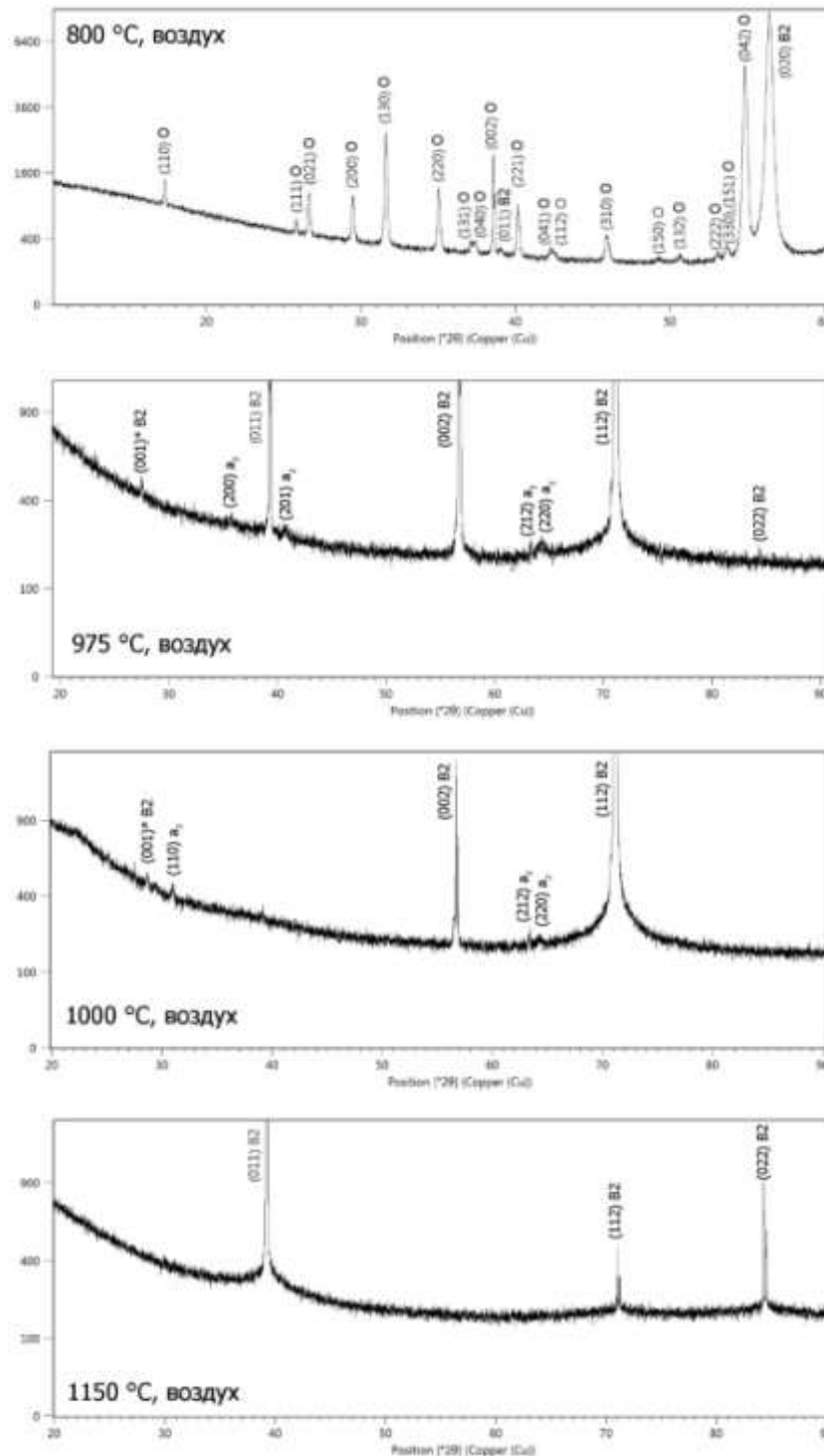


Рис. 5 – Рентгенограммы сплава ВТИ-4 после выдержки под осадку в течение 2,5 часов

Сравнение интенсивностей пиков $\beta(B2)$ фазы на разных рентгенограммах показывает, что в разных образцах наблюдается различное распределение интенсивности по пикам. В некоторых образцах соответствующие пики вообще отсутствуют, как например, линия (002) $B2$ при T_5 . Это может быть вызвано двумя причинами. Во-первых, присутствием выраженной и неравномерной текстуры исходного полуфабриката. И во-вторых процессами роста зерна при увеличении температуры выдержки. Можно заметить, что линия (002) $\beta(B2)$ исчезает в обоих образцах только при температуре выдержки T_5 . Этим объясняется и отсутствие сверхструктурных пиков (001)* $B2$ при этой температуре, тогда как согласно диаграмме состояния Ti-22Al-Nb твердый раствор в этой температурной области должен быть упорядочен.

Ортофаза также имеет различное распределение интенсивности по разным образцам, т.к. образование O фазы происходит согласно строгим ориентационным соотношениям с матрицей. При T_1 в обоих образцах присутствует O фаза и $\beta(B2)$ фаза без признаков упорядочения. α_2 фаза в образцах отсутствует. При $T_3+25^\circ\text{C}$ вся O фаза растворилась, и образовалась α_2 фаза в небольшом количестве. Наблюдается слабый сверхструктурный пик (001) $\beta(B2)$, говорящий об упорядочении матрицы. При T_4 фазовый состав остается неизменным, однако общая интенсивность α_2 фазы уменьшилась по сравнению с выдержкой при $T_3+25^\circ\text{C}$. После выдержки при T_5 сплав имеет однофазное состояние твердого $\beta(B2)$ раствора, что говорит о полном растворении α_2 -фазы. Линии $\beta(B2)$ фазы имеют небольшую ширину, что характерно для крупного зерна с малой плотностью дислокаций и отсутствием межфазных границ.

По результатам исследования фазовых и структурных превращений при помощи оптической микроскопии и рентгеноструктурного анализа были установлены фазовый и структурный состав сплава, установлена общая

последовательность фазовых превращений. Полученные данные сведены в таблицу 3 фазового состава при различных температурах.

Таблица 3

Фазовый состав сплава ВТИ-4

Температура выдержки, °С	Фазовый состав
$T_1 - 50\text{ °С}$	$\beta_{\text{мало}} + O_{\text{гл.}} + O_{\text{пл.}}$
T_1	$\beta_{\text{мало}} + O_{\text{гл.}} + O_{\text{пл.}}$
T_2	$\beta + O_{\text{гл.}} + O_{\text{пл. мало}}$
T_3	$(\beta + B2) + O_{\text{гл.}} + (O/\alpha_2)$
$T_3 + 25\text{ °С}$	$(\beta + B2) + \alpha_2$
T_4	$(\beta + B2) + \alpha_2$
T_5	B2

3.6 Структурно-фазовые изменения в осажденном материале

После динамической горячей осадки в материале наблюдаются значительные изменения, инициируемые энергией подводимой в процессе деформации. Среди всех температур осадки $T_1 - T_5$ опишем подробно изменение структуры при $T_1 = 850\text{ °С}$ и $T_5 = 1130\text{ °С}$. Изменение структуры при всех остальных температурах будет описано в отдельной статье.

При температуре T_5 непосредственно до осадки наблюдается доменная структура упорядоченного твердого раствора. Домены разделены антифазными границами, имеющими характерные плавные контуры. После деформации на 70% антифазные границы частично становятся рваными и задерживают на себе скопления дислокаций. Это говорит, что наличие границ упорядоченных доменов затрудняет деформацию. Однако в целом плотность дислокаций не велика.

При температуре осадки 850 °С исходная структура представлена преимущественно пластинчатой ортофазой (на снимках ПЭМ глобулярная ортофаза не попала). После осадки до 70% с последующей закалкой в воду структура материала кардинально изменяется. Упрочняющая О-фаза

практически полностью растворилась, а деформированное β -зерно испытало полную динамическую рекристаллизацию. Структура после степеней деформации в 30% и 50% представляет собой промежуточные состояния между исходным и осажденным до 70 % образцами.

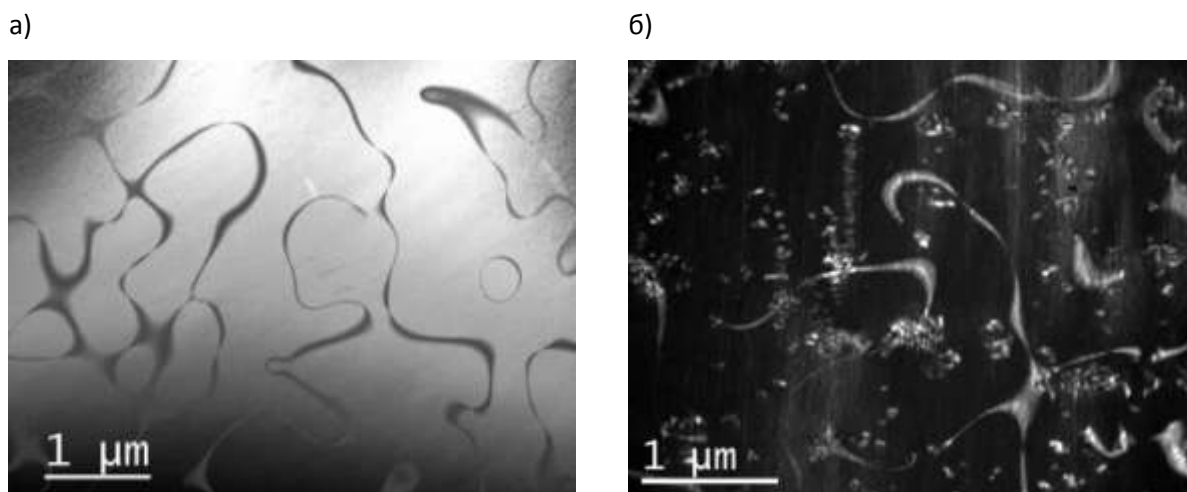


Рис 1 – Границы упорядоченных доменов твердого β -раствора: а) выдержка при температуре T_5 2,5 часа; б) после осадки на 70 % при T_5

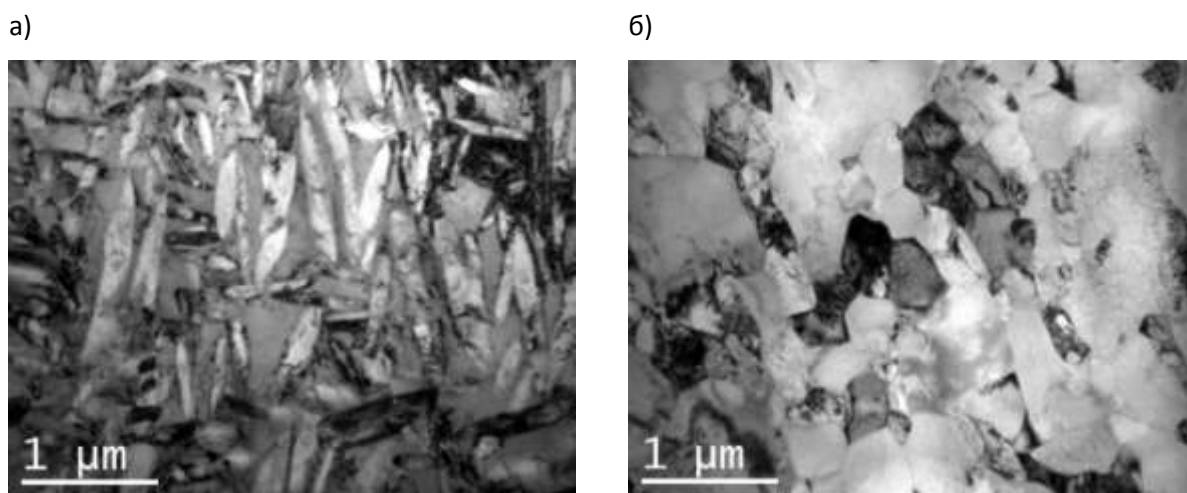


Рис. 2 – Структура ВТИ-4: а) выдержка при температуре T_1 2,5 часа; б) после осадки на 70 % при T_1

3.5 Влияние степени деформации на твердость сплава ВТИ-4

Известно, что в величину твердости сплава вносят вклад все структурные составляющие. Значение имеет не только твердость каждой фазы в отдельности, но и межфазное взаимодействие на границах, величина частиц упрочняющей фазы и зерен материала, объемная доля фазы.

Был проведен анализ изменения твердости в зависимости от степени деформации при температурах T_1 – T_5 , соответствующим различным фазовым областям. Измерение твердости проводилось в области активного течения материала, где наиболее сильно проявляются процессы деформации и упрочнения. Результаты измерения приведены на рис. 8. На графиках приведены значения твердости от фактического значения осадки, получившегося в эксперименте. Характер кривых при температурах 850°C и 1130°C можно описать, опираясь на данные просвечивающей электронной микроскопии. Отожженный при 850°C обладает меньшей твердостью ввиду малого количества дислокаций в β -фазе. При осадке на 30% степень дислокаций в β -фазе резко возрастает, что приводит к повышению твердости. При этом упрочняющая ортофаза еще остается не растворена. Дальнейший незначительный спад в твердости обусловлен как растворением ортофазы, так и динамической рекристаллизацией β -зерна. Но так как в процессе динамической рекристаллизации образующееся зерно снова испытывает деформацию, падение в твердости не такое ощутимое, как это могло быть при рекристаллизации отжигом.

После осадки при температуре 1130°C значение твердости исходного и деформированного образцов различаются не более чем на 1,5 единицы, что подтверждается наличием небольшого количества дислокаций лишь на антифазных границах. При этой температуре также происходит динамическая рекристаллизация, что не позволяет материалу значительно упрочниться.

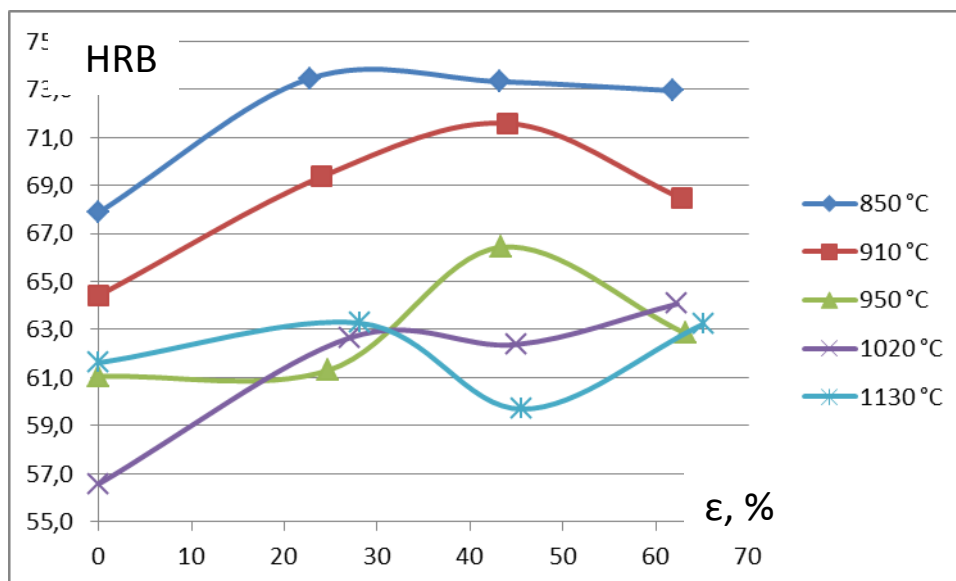


Рис. 8 – Зависимость твердости от степени деформации осажженных образцов при разных температурах

Заключение

В результате выполненной работы была установлено:

1. Повышение температуры выдержки под высокотемпературную осадку приводит к растворению основной упрочняющей ортофазы Ti_2AlNb и последующему выделению хрупкой α_2 -фазы. При высоких температурах твердый β -раствор испытывает упорядочение с образованием доменных границ.

2. Деформация в двухфазной области приводит к растворению ортофазы и последующей рекристаллизации β -зерна. При деформации в однофазной области доменные границы препятствуют пластическому течению материала, задерживая на себе дислокации.

3. Твердость материала с увеличением степени деформации значительно повышается вследствие измельчения структурных составляющих и повышения степени дислокаций.

Литература

1. Павлинич С.П., Зайцев М.В. Применение интерметаллидных титановых сплавов при литье узлов и лопаток ГТД с облегченными высокопрочными конструкциями для авиационных двигателей новых поколений // Вестник УГАТУ Технология машиностроения. 2011. т. 15. № 4 (44). С. 200–202.
2. Nagiwaru M., Emura S., Araoka A., Kong B.O., Tang F. Enhanced mechanical properties of orthorhombic Ti_2AlNb based intermetallic alloy. // Metals and Materials International 2003. Vol. 9. Is. 3. P. 265–272.
3. Lasalmonie A. Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? // Intermetallics. 2006. Vol. 14. P. 1123–1129.
4. Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД. // Труды ВИАМ. 2013. №3. URL: <http://viam-works.ru/ru/articles?year=2013&num=3> (дата обращения: 11.12.2015).
5. Горбовец М.А., Ночовная Н.А. Влияние микроструктуры и фазового состава жаропрочных титановых сплавов на скорость роста трещины усталости // Труды ВИАМ. 2016. № 4. С. 13–19.
6. S.R. Dey, Satyam Suwas, J.-J. Fundenberger, R.K. Ray Evolution of crystallographic texture and microstructure in the orthorhombic phase of a two-phase alloy Ti-22Al-25Nb // Intermetallics. 2009. Vol. 17. P. 622–633.
7. Zhao X.H., Liu Y.T., Ye C., Zhang Y.Z. Effects of heat treatment on microstructure and microhardness of laser melting deposited Ti-22Al-25Nb alloy // Materials Research Innovations. 2015. Vol. 19. P. 823–829.
8. Wang W., Zeng W., Xue Ch., Liang X., Zhang J. Quantitative analysis of the effect of heat treatment on microstructural evolution and microhardness of an isothermally forged Ti-22Al-25Nb (at.%) orthorhombic alloy. // Intermetallics, 2014. Vol. 45. P. 29–37.

9. S.R. Dey, Shibayan Roy, Satyam Suwas, J.-J. Fundenberger, R.K. Ray Annealing response of the intermetallic alloy Ti-22Al-25Nb // // Intermetallics, 2010. Vol. 18. P. 1122–1131.

10. W. Chen, Z.Y. Chen, C.C. Wu, J.W. Li, Z.Y. Tang, Q.J. Wang The effect of annealing on microstructure and tensile properties of Ti-22Al-25Nb electron beam weld joint // Intermetallics, 2016. Vol. 75. P. 8–14.

11. Kumpfert J., Leyens C. Microstructure evolution, phase transformations and oxidation of an orthorhombic titanium aluminide alloy. //Second International Symposium on Structural Intermetallics. 1997. P. 895–904.

12. Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Ясинский К.К., Кочетков А.С. Специфика плавки и способы получения слитков интерметаллидных титановых сплавов с повышенным содержанием ниобия //Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». 2011. №SP2. С. 53–59.

13. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Панин П.В., Умарова О.З. Определение технологических параметров деформации опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb //Титан. 2014. №2. С. 36–41.

14. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Панин П.В., Новак А.В. Технологическая пластичность, структура и фазовый состав опытного титанового орто-сплава, содержащего 13% (по массе) алюминия //Труды ВИАМ. 2015. №12. С. 61–71. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 04.03.2016).

15. Ночовная Н.А., Скворцова С.В., Анищук Д.С., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Умарова О.З. Отработка технологии опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb //Титан. 2013. №4. С. 33–38.

16. Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана //Авиационные материалы и технологии. 2014. №2. С. 27–33.

17. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Панин П.В. Исследование структуры и фазового состава опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb в деформированном состоянии //Титан. 2014. №4. С. 12–17.

18. Lin Peng, He Zhubin, Yuan Shijian, Shen Jun. Tensile deformation behavior of Ti-22Al-25Nb alloy at elevated temperatures. //Material Science and Engineering A. 2012. Vol. 556. P. 617–624.

19. Казанцева Н.В., Демаков С.Л., Попов А.А. Микроструктура и пластическая деформация орторомбических алюминидов титана Ti_2AlNb . III. Образование двойников превращения при фазовом переходе $B2 \rightarrow O$ // Физика металлов и металловедение. 2007. т. 103. №4. С. 395–405.

20. Boehlert C.J., Majumdar B.S., Seetharaman V., and Miracle D.B. Part I. The Microstructural Evolution in Ti-Al-Nb O + Bcc Orthorhombic Alloys // Metallurgical and materials Transactions A. 1999. Vol. 30A. P. 3–22

21. Казанцева Н.В., Сазонова В.А., Лыжина Г.А. Исследование влияния температуры отжига на дальний порядок B2-фазы в сплаве Ti-Al-Nb(Zr, Mo) // Физика металлов и металловедение. 2006. Т. 102. №3. С. 310–315.

22. Boehlert C.J. Part III. The tensile behavior of Ti-Al-Nb O + Bcc Orthorhombic alloys. Metallurgical and Materials Transaction A, 2001, vol. 32A, pp. 1977–1988.

23. Boehlert C.J. Part II. The creep behavior of Ti-Al-Nb O + Bcc Orthorhombic alloys. //Metallurgical and Materials Transaction A. 1999. Vol. 30. P. 2349–2367.

УДК 669

Влияние технологии направленной кристаллизации на структуру и свойства интерметаллидного сплава

Колядов Е.В.¹, Висик Е.М.¹, к.т.н.;
Герасимов В.В.¹, Аргинбаева Э.Г.¹, к.т.н.

Viamlab1@mail.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

В статье рассмотрено влияние технологии направленной кристаллизации на структуру интерметаллидных сплавов и их механические свойства. Показаны различия механических свойств сплавов ВКНА-4У и ВИН4 полученных при различных градиентах температуры. Приведены установки для направленной кристаллизации, их основные характеристики.

Ключевые слова:

интерметаллидные сплавы, направленная кристаллизация, установки для монокристалльного литья, температурный градиент.

При создании газотурбинного двигателя, обеспечивающего высокую удельную мощность, уменьшения габаритов и веса двигателя, основной проблемой, с которой сталкиваются конструктора является повышение температуры газа перед турбиной. Решение этой проблемы заключается в разработке новых схем двигателей, новых конструкций системы охлаждения рабочих лопаток, новых жаропрочных сплавов для литья рабочих лопаток, но при всех равных условиях развитие ГТД зависит от новых жаропрочных сплавов и технологии изготовления рабочих лопаток.

Для турбинных лопаток широко применяются литейные жаропрочные никелевые сплавы. Пределом температур работы таких материалов еще 15 лет назад было 1050°C. Сплавы на основе интерметаллида Ni_3Al , являющегося основной упрочняющей фазой многих применяемых жаропрочных сплавов, позволили повысить температуру материала лопаток на 100–150°C.

На сегодняшний день во ФГУП «ВИАМ» разработаны интерметаллидные сплавы для монокристаллического литья ВКНА-1В, ВКНА-4У, ВКНА-25 (ВИН1), ВИН3, ВИН4. Сплавы типа ВКНА, легированные алюминием в количестве 8–9% масс., отличаются пониженной, плотностью, по сравнению со сплавами типа ЖС, стабильностью структурно-фазовых характеристик, что обеспечивает сопротивление ползучести и работоспособность при температурах до 1200°C длительно, до 1250°C кратковременно. Кроме того, интерметаллидные сплавы характеризуются незначительным содержанием остродефицитных легирующих элементов, низкой стоимостью. Так как интерметаллидные сплавы содержат до 90% γ' -фазы, экономнолегированные сплавы серии ВКНА применяются без упрочняющей термической обработки, в отличие от жаропрочных никелевых дисперсно-упрочненных сплавов. Для этих сплавов используют лишь кратковременный отжиг для снятия поверхностных литейных напряжений и напряжений после механической обработки. В силу того, что такой вид

обработки практически не меняет фазовый состав сплава и размер частиц упрочняющей γ' -фазы, к параметрам структуры интерметаллидного сплава в литом состоянии предъявляются повышенные требования, во многом определяющие его механические свойства [1].

Сплавы типа ВКНА обладают оптимальным уровнем свойств с монокристаллической структурой кристаллографической ориентации [111]. Как было установлено исследованиями ФГУП «ВИАМ», при получении кристаллографической решетки по оси [111] реализуется повышенное сопротивление температурной усталости и высокая жаропрочность. Для литья неохлаждаемых лопаток из интерметаллидных сплавов типа ВКНА выбрано именно это кристаллографическое направление. Успешной разработке технологии литья и внедрению этих сплавов способствует то, что отливки из интерметаллидных сплавов типа ВКНА получают на том же оборудовании, что и жаропрочные никелевые сплавы [2–4].

В опытно-промышленном производстве ФГУП «ВИАМ» имеются различные вакуумные плавильно-заливочные установки для направленной кристаллизации отливок жаропрочных сплавов с различными значениями температурного градиента G и различным максимальным размером рабочего пространства печи подогрева формы (ППФ) [5–12], а именно:

- Вакуумная плавильная установка УВНК-9А для получения методом направленной кристаллизации литых рабочих и сопловых лопаток из жаропрочных сплавов длиной до 300 мм с температурным градиентом $G=60-80^\circ\text{C}/\text{см}$ (рисунок 1);
- Вакуумная плавильная установка УВНК-15 (УВНК-14) для получения методом направленной кристаллизации литых рабочих и сопловых лопаток из жаропрочных сплавов длиной до 600 мм с температурным градиентом $G=50-60^\circ\text{C}/\text{см}$ (рисунок 2);
- Вакуумная плавильная установка УВНК-10 для получения методом направленной кристаллизации крупногабаритных лопаток, створок и

проставок реактивного сопла, дисковых заготовок из жаропрочных сплавов длиной до 800 мм с температурным градиентом $G=50-60^{\circ}\text{C}/\text{см}$ (рисунок 3);

- Вакуумная плавильная установка УВНК-6 для получения методом направленной кристаллизации литых рабочих и сопловых лопаток из жаропрочных сплавов длиной до 300 мм с температурным градиентом $G=150-180^{\circ}\text{C}/\text{см}$ (рисунок 4);



ТЕХНИЧЕСКИЕ ДАННЫЕ УСТАНОВКИ УВНК-9А

Рабочая среда в плавильной камере:	
вакуум, Па (мм. рт. ст.)	0,665 (5×10^{-3})
Объем тигля, кг	15
Температура максимальная:	
металла в тигле, $^{\circ}\text{C}$	1700
электроды подогрева форм, $^{\circ}\text{C}$	1700
Температурный градиент, $^{\circ}\text{C}/\text{см}$	60 – 80
Размеры формы, мм	130x260x350
Температура алюминия в кристаллизаторе, $^{\circ}\text{C}$	750 - 800
Производительность установки, шт. лопаток/сутки	12 - 120
Мощность установленная, кВт	470
Габаритные размеры, мм	8000x5600x4500
Занимаемая площадь, м^2 , не более	47
Масса установки общая, кг, не более	14500

Рис. 1 – Вакуумная плавильная установка УВНК-9А



ТЕХНИЧЕСКИЕ ДАННЫЕ УСТАНОВКИ УВНК-15

Рабочая среда в плавильной камере:	
вакуум, Па (мм. рт. ст.)	0,665 (5×10^{-3})
Объем тигля, кг	15 - 25
Температура максимальная:	
металла в тигле, $^{\circ}\text{C}$	1700
электроды подогрева форм, $^{\circ}\text{C}$	1700
Температурный градиент, $^{\circ}\text{C}/\text{см}$	50 – 60
Максимальные размеры рабочего пространства	
печи подогрева форм(ширина, длина, высота), мм	160x300x650
Температура алюминия в кристаллизаторе, $^{\circ}\text{C}$	750 - 800
Производительность установки, шт. лопаток/сутки	1 - 4
Мощность установленная, кВт	430
Габаритные размеры, мм	8500x5600x4500
Занимаемая площадь, м^2 , не более	50
Масса установки общая, кг, не более	19000

Рис. 2 – Вакуумная плавильная установка УВНК-15



ТЕХНИЧЕСКИЕ ДАННЫЕ УСТАНОВКИ УВНК-10

Рабочая среда в плавильной камере:	
вакуум, Па (мм. рт. ст.)	0,665 (5x10 ⁻³)
Объем тигля, кг	40 - 60
Температура максимальная:	
металла в тигле, °С	1700
электроды подогрева форм, °С	1700
Температурный градиент, °С/см	50 – 60
Максимальные размеры рабочего пространства	
печи подогрева форм(ширина, длина, высота), мм	250x700x800
Температура алюминия в кристаллизаторе, °С	700 - 800
Производительность установки, шт. лопаток/сутки	1 - 4
Мощность установленная, кВт	635
Габаритные размеры, мм	8000x8000x6000
Занимаемая площадь, м ² , не более	65

Рис. 3 – Вакуумная плавильная установка УВНК-10



ТЕХНИЧЕСКИЕ ДАННЫЕ УСТАНОВКИ УВНС-6

Рабочая среда в плавильной камере:	
вакуум, Па (мм. рт. ст.)	0,665 (5x10 ⁻³)
Объем тигля, кг	15
Температура максимальная:	
металла в тигле, °С	1700
электроды подогрева форм, °С	1700
Температурный градиент, °С/см	150 – 180
Размеры формы, мм	140x360x400
Температура алюминия в кристаллизаторе, °С	300 - 350
Производительность установки, форм/раб.цикл	2
Мощность установленная, кВт	470
Габаритные размеры, мм	8000x5600x4500
Занимаемая площадь, м ² , не более	40
Масса установки общая, кг, не более	14500

Рис. 4 – Вакуумная плавильная установка УВНС-6

Все установки для направленной кристаллизации, используемые в России на авиационных заводах, имеют жидкометаллическое охлаждение кристаллизующейся отливки, метод LMC (liquid metal cooling). Установки типа УВНК в качестве жидкометаллического охлаждения используют расплав алюминия. Они имеют автоматизированную систему управления процессом, что позволяет повысить надежность ее работы, повысить производительность процесса за счет сокращения времени на технологическую подготовку, повысить выход годного при литье.

Для исследования влияния тепловых условий литейных установок для направленной кристаллизации двух типов на параметры литой структуры

интерметаллидного сплава ВКНА-4У были проведены плавки образцов $\varnothing 16$ мм на установках:

- с жидкометаллическим охлаждением (установка УВНК-9А) – процесс LMC (Liquid metal cooling)
- с радиационным охлаждением (установка фирмы ALD) – процесс HRS (High Rate Solidification)

Основное отличие при литье на этих установках в том, что на установке УВНК-9А расплавленный металл, залитый в керамическую форму, которая подвешена на специальной подвеске внутри печи подогрева формы (ППФ), кристаллизуется за счет вытягивания формы из ППФ с погружением в расплав алюминия, а на установке ALD форма установлена на медном водоохлаждаемом столике, который в процессе кристаллизации опускается, вытягивая форму из ППФ. В результате, в установке УВНК-9А (LMC) за счет конвективного отбора теплоты от кристаллизующегося сплава градиент температуры на фронте кристаллизации составляет $G=60-80^{\circ}\text{C}/\text{см}$, а в установке ALD(HRS) – $G=20-40^{\circ}\text{C}/\text{см}$. (рисунок 5) [13–15].

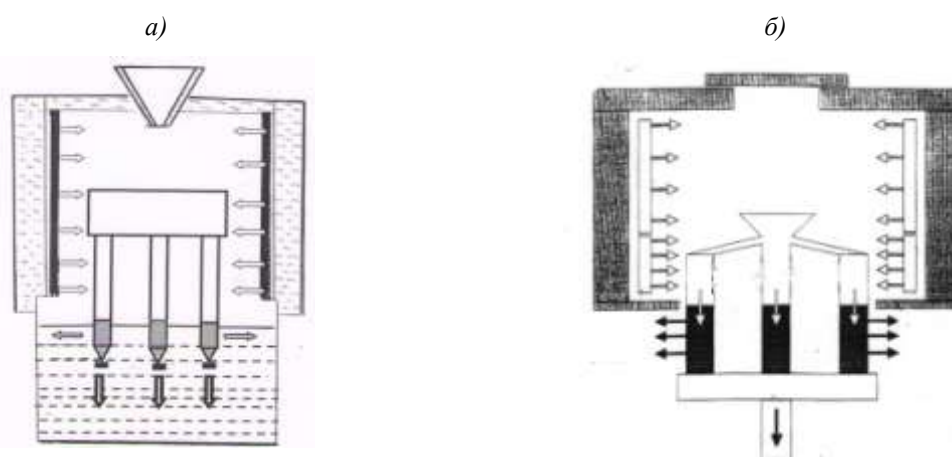


Рис. 5 – Схемы литейных установок для направленной кристаллизации с жидкометаллическим охлаждением – а), с радиационным охлаждением – б)

Сравнительные исследования микроструктуры литых заготовок из сплава ВКНА-4У, полученных на установках УВНК-9А и ALD, не выявили качественных различий в структуре сплава. На поперечных шлифах

цилиндрических заготовок с обеих установок видно, что структура сплава содержит ориентированные дендриты в направлении $\langle 111 \rangle$ и эвтектику ($\gamma' + \beta$) в междендритных областях, вследствие микроликвации легирующих элементов в пределах дендритных ячеек в процессе направленной кристаллизации исследуемого сплава.

Проведена оценка междендритного расстояния между осями I (λ_I) и II порядка (λ_{II}) на травленных шлифах с помощью стереомикроскопа Leica. Результаты оценки представлены на рисунке 6.

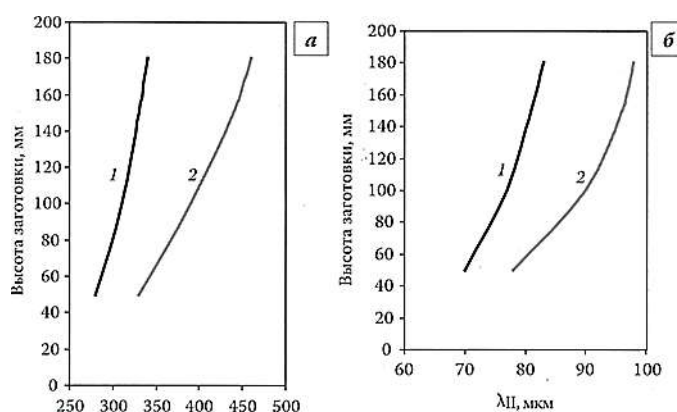


Рис. 6 – Изменение междендритного расстояния между осями I порядка λ_I (а) и II порядка λ_{II} (б) по высоте цилиндрических заготовок из сплава ВКНА-4У:

1 – установка УВНК-9А; 2 – установка ALD

Из графиков видно, что структура литых заготовок из интерметаллидного сплава ВКНА-4У с установки УВНК-9А более дисперсна, чем для заготовок с установки ALD. Причем эта разница более выражена в верхнем сечении, что связано со значительным уменьшением температурного градиента G_z из-за снижения эффективности теплоотвода тепла при нарастании закристаллизовавшейся части отливки на установке ALD. В результате снижения температурного градиента G_z увеличивается высота твердо-жидкой зоны расплава и увеличивается объемная доля микропор. Сравнительное исследование микропористости показало значительное превышение объемной доли микропор в образцах с установки ALD в верхней части (до 0,63%) по сравнению с образцами, полученными на установке УВНК-9А (0,22%).

Для оценки влияния дисперсности дендритной структуры на механические свойства сплава ВКНА-4У провели исследования кратковременной прочности в интервале температур 20–1000°С при растяжении образцов в термически обработанном состоянии. Образцы были изготовлены из нижней и верхней частей литых цилиндрических заготовок.

Анализ результатов испытаний образцов из интерметаллидного сплава ВКНА-4У на кратковременную прочность при растяжении (Рисунок 7) показывает, что с повышением температуры испытания значения прочности снижаются в соответствии с данными паспорта на материал. Однако сравнительные испытания при $T=20^{\circ}\text{C}$ и $T=900^{\circ}\text{C}$ на образцах, полученных на обеих установках, показали, что образцы, вырезанные из верхней части литых заготовок с установки фирмы ALD, имеют значение предела прочности σ_b ниже средних паспортных значений. Это может являться следствием укрупнением дендритной структуры отливок сплава и их повышенной микропористостью.

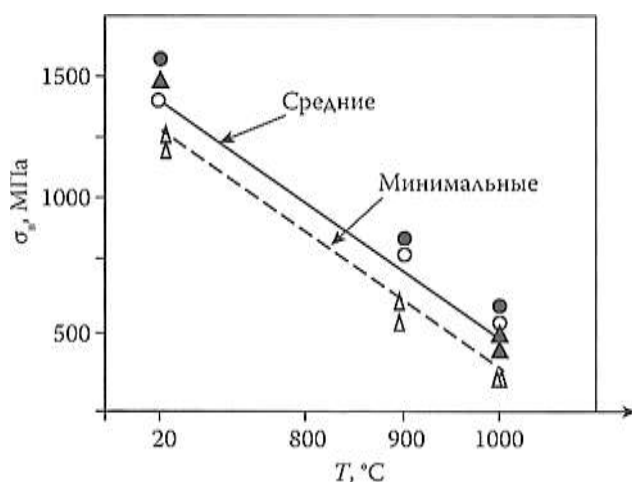


Рис. 7 – Результаты кратковременных испытаний монокристаллических образцов из интерметаллидного сплава ВКНА-4У (КГО [111]) ● – низ, ○ – верх заготовки (установка УВНК-9А); ▲ – низ, △ – верх заготовки (установка ALD)

Интерметаллидные жаропрочные сплавы марок ВКНА-4У, ВКНА-1В и ВКНА-25 используются для отливки деталей с монокристаллической

структурой с аксиальной кристаллографической ориентацией $\langle 111 \rangle$. Ввиду высокого модуля упругости монокристаллов сплавов на никелевой основе с такой ориентацией применение указанных интерметаллидных сплавов для литья охлаждаемых монокристаллических лопаток ограничено опасностью возникновения повышенных растягивающих термических напряжений $\sigma_{\text{терм}}$, величина которых пропорциональна модулю упругости. Поэтому в последнее время в ФГУП ВИАМ разработан ряд жаропрочных монокристаллических интерметаллидных сплавов, предназначенных для изготовления монокристаллических турбинных лопаток и других деталей с КГО $\langle 001 \rangle$ (Сплав ВИН3 с плотностью $8,25 \text{ г/см}^3$, сплав ВИН4 с плотностью $8,13 \text{ г/см}^3$).

При разработке нового сплава исследовали влияние температурного градиента кристаллизации на структурно-фазовые параметры интерметаллидного сплава ВИН4. Были отлиты образцы на установках УВНК-9А с температурным градиентом $G=60-80^\circ\text{C/см}$ и установке УВНС-6 с температурным градиентом $G=150-180^\circ\text{C/см}$ [16].

Проведен микроструктурный анализ монокристаллических заготовок интерметаллидного никелевого сплава ВИН4 после направленной кристаллизации с различными температурными градиентами кристаллизации. Микроструктура интерметаллидного сплава, полученного методом направленной кристаллизации с температурными градиентами кристаллизации $G=60-80^\circ\text{C/см}$ $G=150-180^\circ\text{C/см}$ представлена γ' и γ -фазами, кроме того, в межосном пространстве расположены γ' и β -фазы ($\text{NiAl}_{\text{лег}}$).

Структура отливок отлична в осях дендритов: присущие КГО $[001]$ кубоиды γ' -фазы меньше по размеру, границы четче в случае литья с температурным градиентом кристаллизации $G=150-180^\circ\text{C/см}$ (Рисунок 8).

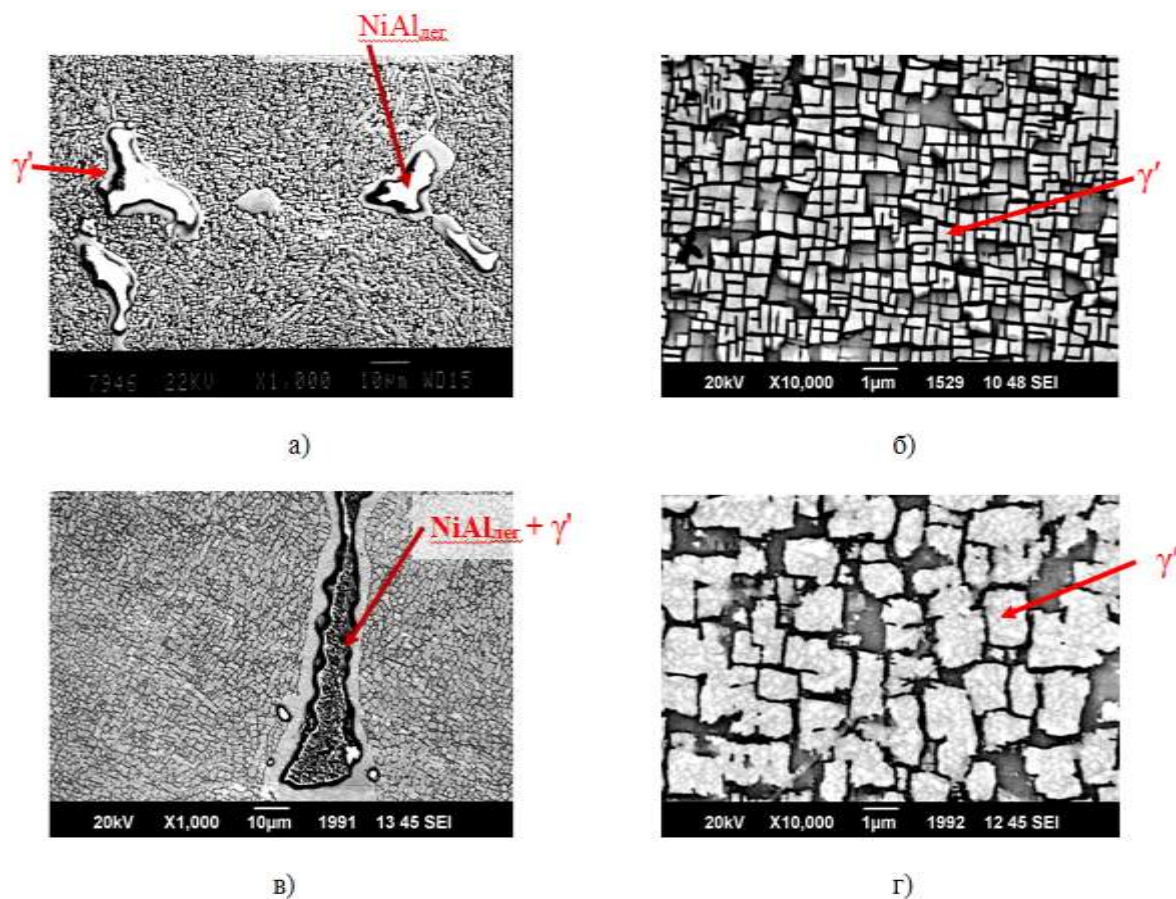


Рис. 8 – Микроструктура монокристаллов интерметаллидного сплава ВИН4, отлитого с градиентами кристаллизации $G=150\text{--}180^\circ\text{C}/\text{см}$ (а, б) и $G=60\text{--}80^\circ\text{C}/\text{см}$ (в, г); б, в – структура ($\gamma' + \gamma$) в осях дендритов

Сравнительные результаты испытаний на статическое растяжение образцов интерметаллидного сплава ВИН4, изготовленных с разными значениями температурного градиентами при кристаллизации, представлены на Рисунке 9. Монокристаллы, отлитые с температурным градиентом кристаллизации $G=150\text{--}180^\circ\text{C}/\text{см}$, имеют значения кратковременной прочности при температуре 20°C и длительной прочности при температурах 900°C и 1100°C выше, чем на образцах, полученных с $G=60\text{--}80^\circ\text{C}/\text{см}$, очевидно, благодаря более дисперсной структуре осей дендритов. Значения кратковременной и длительной прочности при температуре 1200°C находятся на одном уровне.

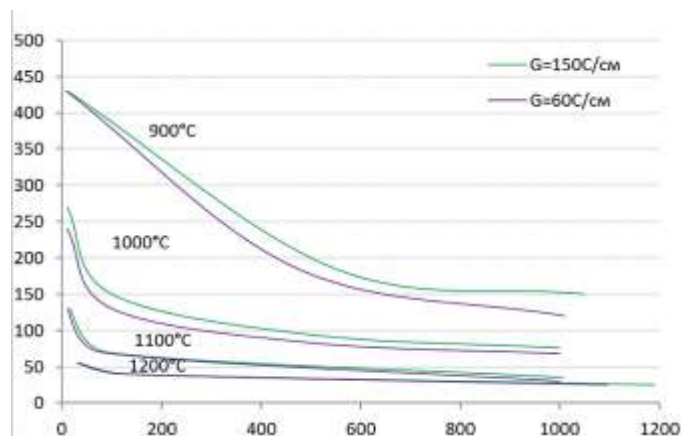


Рис. 9 – Сравнительные результаты испытаний на длительную прочность интерметаллидного сплава с КГО [001] при температурах 900°C, 1000°C, 1100°C, 1200°C

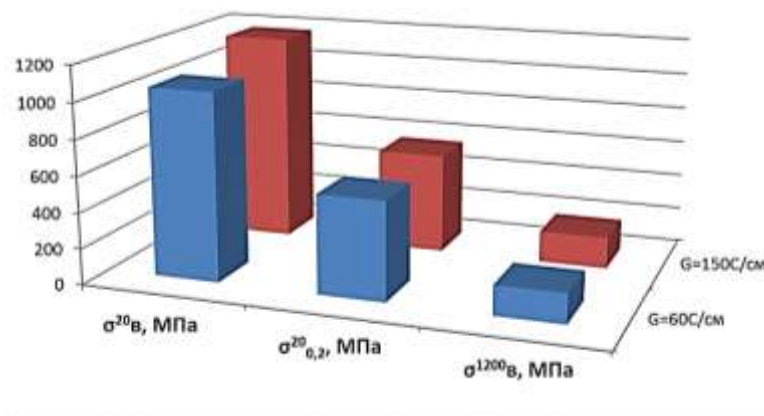


Рис. 10 – Средние значения механических свойств интерметаллидного монокристаллического сплава, после направленной кристаллизации с температурными градиентами кристаллизации $G=60\text{--}80^\circ\text{C}/\text{cm}$ и $G=150\text{--}180^\circ\text{C}/\text{cm}$

Анализ результатов исследований позволяет утверждать, что для повышения качества макроструктуры отливок из интерметаллидных сплавов и их механических свойств необходимо повышение скорости охлаждения GR , которая состоит из градиента температуры G и скорости роста R . Повысить градиент температуры G возможно изменением температуры горячей и холодной зон, а так же хорошим экранированием зон друг от друга. Однако повышение температуры горячей зоны ограничено работоспособностью керамической формы. Повышение скорости кристаллизации ограничено теплоотводом от кристаллизующейся отливки и ее размером. Поэтому роль тепловых экранов в процессе направленной

кристаллизации трудно переоценить. Применение экранов позволяет обеспечить однонаправленный тепловой поток с максимальным осевым градиентом без боковых потерь тепла в окружающее пространство печи. Однако применение тепловых экранов сопряжено с рядом трудностей конструктивного характера. Так при изменении геометрии, наличии полков, замков и других изменений поперечного сечения деталей трудно обеспечить плотное прилегание экранов к боковым поверхностям формы отливки, что приводит к изменениям соотношения продольного и поперечного градиентов температуры и изменениям в морфологии структурных составляющих сплавов в частности морфологии осей дендритов первого порядка.

Во ФГУП «ВИАМ» разработана конструкция теплоизоляционных экранов в связке с системой управления, которая позволяет совместить при направленной кристаллизации жидкометаллическое охлаждение и тепловые экраны, способные отслеживать изменение геометрии отливки. Это позволяет изменять размер структурных составляющих в образцах и деталях, получаемых из жаропрочных сплавов. Тепловые экраны позволяют значительно снизить радиальный градиент температуры и повысить осевой при кристаллизации отливки любой геометрии, что в свою очередь уменьшает прогиб фронта кристаллизации в сторону твердой фазы и снижает количество структурных дефектов (паразитные зерна, полосчатость и т. д.). Дальнейшие исследования влияния условий процесса направленной кристаллизации с переменным управляемым температурным градиентом на фронте роста на особенности структуры новых ренийсодержащих жаропрочных и интерметаллидных сплавов открывают перспективы в улучшении качества, однородности структуры в монокристаллических деталях, в существенном повышении уровня их свойств [17].

Применение интерметаллидных сплавов типа ВКНА:

Лопатки из сплава ВКНА-4У с монокристаллической структурой успешно прошли испытания на малогабаритном двигателе ВСУ-10 ОМКБ.

Неохлаждаемые малогабаритные лопатки с кристаллографической ориентацией [111] были отлиты на установке УВНК-9А в производственных условиях ФГУП «ВИАМ» (рис. 11 а).

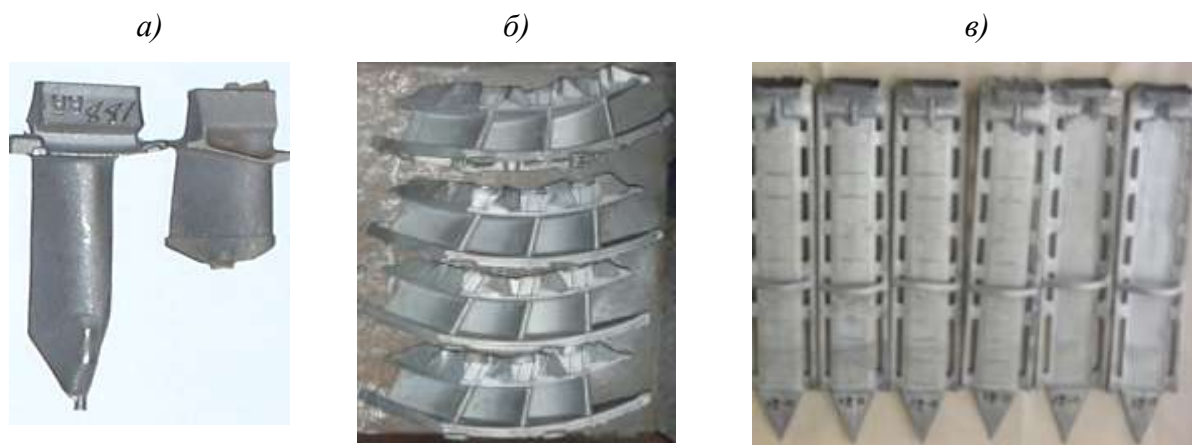


Рис. 11 – Отливки деталей из интерметаллидных сплавов, полученные с монокристаллической структурой на установках типа УВНК

Проведена оценка работоспособности сплава ВКНА-4У в сопловых охлаждаемых лопатках первой ступени турбины двигателя РД-33МК. В условиях ВИАМ отработаны технологические режимы литья секторов лопаток из трех штук в установке для НК – УВНК-14, получена опытная партия деталей, которые прошли длительные испытания в составе изделия (рис. 11 б).

В ВИАМ также отработаны технологические режимы литья протяженных (до 700 мм) заготовок деталей «проставка» реактивного сопла с управляемым вектором тяги из интерметаллидного сплава ВКНА-1В методом направленной кристаллизации на установке УВНК-10 (рис. 11 в).

Литература

1. Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Оспенникова О.Г., Шестаков А.В., Летникова Е.Ю. Интерметаллидные никелевые сплавы для авиации // Вестник РФФИ. 2017. 4 (6). С. 107–114.

2. О.А. Базылева, Е.Ю. Туренко, Аргинбаева Э.Г. Высокотемпературные интерметаллидные сплавы для деталей ГТД // Авиационные материалы и технологии, 2013, № 3. С. 26–31.

3. Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А. Исследование структуры и физико-механических свойств интерметаллидных никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии, 2013, №4. С. 14–19.

4. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Фесенко Т.В., Колодочкина В.Г. Исследование влияния ликвационной неоднородности на структуру и долговечность интерметаллидных сплавов на основе никеля // Материаловедение. 2014. №6. С. 7–12.

5. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н., Демонис И.М., Орехов Н.Г. Направленная кристаллизация жаропрочных никелевых сплавов //Технология легких сплавов. 2007. №2. С. 60–70.

6. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 36–51.

7. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М., Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД //Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 01 (viam-works.ru)

8. 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.

9. Колядов Е.В., Герасимов В.В. Влияние приведенного размера отливки на осевой градиент температуры и макроструктуру отливок при направленной кристаллизации на установке УВНК-15 //Авиационные материалы и технологии. 2014. №3. С. 3–9.

10. Колядов Е.В., Герасимов В.В., Висик Е.М. Влияние осевого и радиального градиентов температуры на фронте кристаллизации на макро- и микроструктуру сплава ЖС32 // Литейное производство. 2014. №6. С. 28–31.

11. Каблов Е.Н., Спиваков Д.Д., Гриц В.В., Демонис И.М., Герасимов В.В. Компьютерная система управления технологическими процессами выплавки сплавов и литья монокристаллических лопаток ГТД /Авиационные материалы и технологии. Вып. Высокотемпературные жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток. М.: ВИАМ. 2004. С. 132–137.

12. Колядов Е.В., Герасимов В.В., Висик Е.М., Межин Ю.А. Литье методом направленной кристаллизации с управляемым градиентом температуры на фронте кристаллизации // Литейное производство. 2016 №8 С.24–26.

13. Поварова К.Б., Базылева О.А., Дроздов А.А., Казанская Н.К., Морозов А.Е. Самсонова М.А. Конструкционные жаропрочные сплавы на основе Ni₃Al: получение, структура и свойства // Материаловедение. 2011. №4. С. 39–48.

14. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Висик Е.М. Демонис И.М. Роль направленной кристаллизации в ресурсосберегающей технологии производства деталей ГТД // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2013. №3. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 10.04.2017).

15. Висик Е.М., Герасимов В.В. Исследование влияния тепловых условий при направленной кристаллизации на параметры структуры интерметаллидного сплава ВКНА-4УМоно // Металлург, 2013. №11. С. 99–104.

16. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Шестаков А.В., Колядов Е.В. Структурные параметры и механические свойства интерметаллидного сплава

на основе никеля, полученного методом направленной кристаллизации // Труды ВИАМ, 2015 №12. С. 3–10.

17. Колядов Е.В., Герасимов В.В., Висик Е.М., Межин Ю.А. Литье методом направленной кристаллизации с управляемым градиентом температуры на фронте кристаллизации // Литейное производство. 2016 №8 С.24–26.

УДК 669.295

Влияние технологических параметров обработки на морфологию структуры и механические свойства интерметаллидного титанового орто-сплава

Новак А.В.¹; Ночовная Н.А.¹, д.т.н.;

Алексеев Е.Б.¹, к.т.н.; Заводов А.В.¹

admin@viam.ru; annovak23@gmail.com

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Приведены результаты исследований разработанного во ФГУП «ВИАМ» жаропрочного интерметаллидного титанового орто-сплава системы Ti-Al-Nb. Исследована технологичность сплава в литом состоянии при деформации с заданной скоростью в диапазоне температур от 800 до 1100°C. Проведена отработка изготовления катаных плит по различным технологическим режимам, изучено изменение микроструктуры материала в зависимости от температуры прокатки. Исследована закономерность влияния морфологии структуры на прочностные и пластические свойства орто-сплава при комнатной и повышенной температурах.

Ключевые слова:

алюминиды титана, орто-сплавы, Ti₂AlNb, деформационная обработка, структура, механические свойства.

Введение

Деформируемые сплавы на основе орторомбического алюминида титана Ti_2AlNb , также известные как орто-сплавы, благодаря высоким удельным прочностным характеристикам, жаропрочности и жаростойкости являются на сегодняшний день наиболее перспективным классом материалов для изготовления деталей современных авиационных двигателей, максимальная рабочая температура которых лежит в диапазоне от 600 до 700°C [1–4]. В первую очередь, данные материалы предназначены для замены жаропрочных сплавов на основе никеля, обладающих значительно большей плотностью (до 8,5 г/см³). Снижение массы деталей за счет использования интерметаллидных титановых орто-сплавов позволит повысить мощность, экономичность и ресурс эксплуатации двигателей.

Орто-сплавы ВИТ1 и ВТИ-4, созданные специалистами ФГУП «ВИАМ» в начале 2000-х гг. [5, 6], сегодня находят применение в двигателях современной разработки; активно ведется доработка промышленных технологий производства из них различных деталей и узлов [7–9]. Однако при изготовлении крупногабаритных полуфабрикатов из орто-сплавов в промышленных условиях существует проблема низкой технологичности и обеспечения гарантированного уровня конструкционной пластичности, поэтому для успешного внедрения данных материалов в конструкцию современных авиационных двигателей необходимо повышение вышеуказанных характеристик с одновременным обеспечением высоких прочностных и жаропрочных свойств.

Эксплуатационные характеристики деталей из титановых и интерметаллидных титановых сплавов зависят от технологии деформационной обработки, которая влияет на равномерность проработки материала, формирует вид макроструктуры и фактически предопределяет характер структурно-фазового состояния полуфабриката. Так, измельчение крупнозернистой литой или деформированной структуры возможно только в

процессе горячей обработки материала давлением за счет всестороннейковки в различных фазовых областях, промежуточных подогревов при температурах, обеспечивающих прохождение рекристаллизации, а также за счет использования фигурных и рифленых бойков [10, 11].

Интерметаллидные титановые орто-сплавы являются крайне структурно-чувствительным классом материалов. Даже незначительно изменяя морфологию структурных составляющих путем варьирования технологических параметров деформационной обработки, можно управлять уровнем пластичности и жаропрочности, а также рядом других характеристик материала [2, 12, 13]. Вот почему изучение структурных превращений в процессе горячей деформации не теряет своей актуальности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках конкурса «Мой первый грант» (проект № 18-33-00189\18) и направлена на реализацию комплексного научного направления 7.1 «Интерметаллидные сплавы на основе титана» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [14].

Объекты и методы

Исследования проведены на слитке и полуфабрикатах из жаропрочного интерметаллидного титанового орто-сплава системы Ti-Al-Nb типа ВТИ-4. Слиток орто-сплава массой 30 кг был получен методом трехкратного вакуумно-дугового переплава с расходуемым электродом в печи VAR L200 фирмы ALD.

Испытания на сжатие проводили на сервогидравлической испытательной машине MTS-50 в диапазоне температур от 800 до 1100°C. Цилиндрические образцы для испытаний на сжатие вырезались из слитка в продольном направлении и имели размер $\varnothing 10 \times 15$ мм.

Испытания механических свойств проводили на катаных плитах. Плиты изготавливались из слитка всесторонней ковкой, осадкой в изотермических условиях и горячей прокаткой с промежуточными

подогревами. После прокатки плиты подвергали двухступенчатой термической обработке, включающей в себя закалку в трехфазной $(\text{O}+\beta/\text{V}_2+\alpha_2)$ -области и последующее старение в двухфазной $(\text{O}+\beta/\text{V}_2)$ -области.

Структуру образцов после испытаний на сжатие исследовали методом оптической микроскопии (ОМ) с использованием инвертированного металлографического микроскопа Olympus GX51 и программного комплекса для анализа изображений SIAMS-700. Структуру катаных плит исследовали методами ОМ, а также электронной микроскопии (растровый электронный микроскоп JSM-6490LV) во вторичных и отраженных электронах. Подготовку шлифов осуществляли по стандартным методикам.

Исследования были проведены на сертифицированном и аккредитованном оборудовании Испытательного центра ВИАМ. Обработка результатов осуществлена в рамках Центра компетенции на базе ВИАМ по разработке и производству сплавов на основе интерметаллидов титана для авиационных двигателей и наземных энергетических установок.

Результаты и обсуждение

Для изучения технологичности жаропрочного интерметаллидного титанового орто-сплава в процессе деформационной обработки были проведены испытания на сжатие цилиндрических образцов (рисунок 1) в диапазоне температур от 800 до 1100°C. При более высоких температурах осадка образцов не проводилось, так как выше $(1115 \pm 5)^\circ\text{C}$, в однофазной β/V_2 -области, сплав обладает высокой технологической пластичностью.

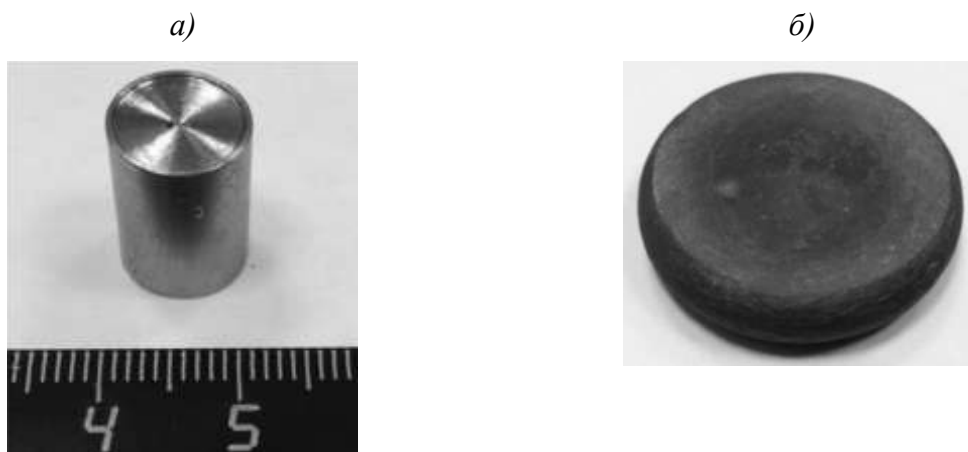


Рис. 1 – Внешний вид образца до (а) и после (б) испытаний на сжатие

Учитывая технологические особенности прессы 1600 тс, применяемого для проведения операций осадки, всестороннейковки и штамповки интерметаллидных титановых сплавов при изготовлении полуфабрикатов в условиях производства ФГУП «ВИАМ», испытания на сжатие образцов выполнялись при скорости относительной деформации $V=10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Максимальная степень деформации образцов имела фиксированное значение и составила 70%. Результаты испытаний на сжатие в диапазоне температур от 800 до 1100°C представлены на рисунках 2 и 3.

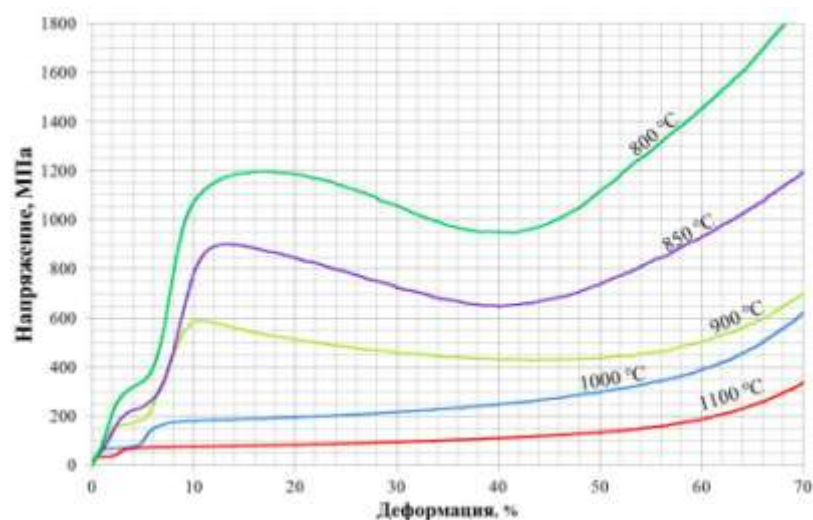


Рис. 2 – Кривые упрочнения $\sigma(\epsilon)$, полученные в ходе испытаний на сжатие образцов из сплава ВИТ5 в диапазоне температур от 800 до 1100°C

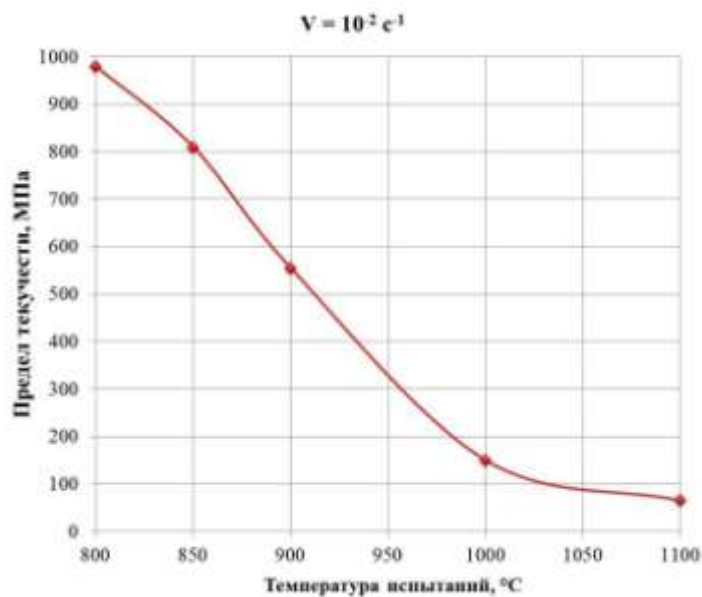


Рис. 3 – Зависимость условного предела текучести сплава ВИТ5 при сжатии от температуры

Анализ полученных результатов показал, что исследуемый орто-сплав обладает наиболее высокой технологичностью при температурах 1000°C и 1100°C. По достижении предела текучести ($\sigma_{0,2 \text{ сж}}^{1000} = 150$ МПа, $\sigma_{0,2 \text{ сж}}^{1100} = 65$ МПа) дальнейший рост напряжения происходит плавно вплоть до степени деформации 50%. При температурах испытаний 900, 850 и 800°C ход кривых упрочнения изменяется: после перехода в зону пластического течения ($\sigma_{0,2 \text{ сж}}^{900} = 555$ МПа, $\sigma_{0,2 \text{ сж}}^{850} = 810$ МПа, $\sigma_{0,2 \text{ сж}}^{800} = 980$ МПа) с ростом степени деформации ε вначале происходит существенное падение напряжения и только по достижении $\varepsilon = 40\text{--}50\%$ напряжение снова возрастает. Такое поведение кривой можно объяснить происходящими при данных температурах структурными превращениями, в частности – постепенным растворением дисперсных пластин О-фазы в матрице $\beta/\text{B2}$ с увеличением времени выдержки при проведении испытания.

Микроструктура образцов после проведения испытаний на сжатие при температурах 850, 900 и 1000°C представлена на рисунке 4.

В зависимости от температуры деформации изменяется характер и объемная доля выделений О-фазы. Структура образца после испытаний на сжатие при температуре 1000°C характеризуется наличием в $\beta/\text{B2}$ -матрице О-

фазы двух морфологий: глобулярной (образуется за счет частичного растворения пластин О-фазы, присутствовавших в структуре литого материала, и их сфероидизации в процессе нагрева и выдержки при температуре испытаний) и мелкодисперсной пластинчатой (выделяется в процессе медленного охлаждения образца). Структура образцов после испытаний при температурах 900 и 850°C (рис. 4 б, в) характеризуется пластинчатыми выделениями О-фазы в β/β_2 -матрице, причем повышение температуры приводит к укрупнению пластин. Снижение предела текучести на сжатие с ростом температуры с 850 до 1000°C обусловлено растворением пластин О-фазы в матрице β/β_2 и снижением ее объемной доли.

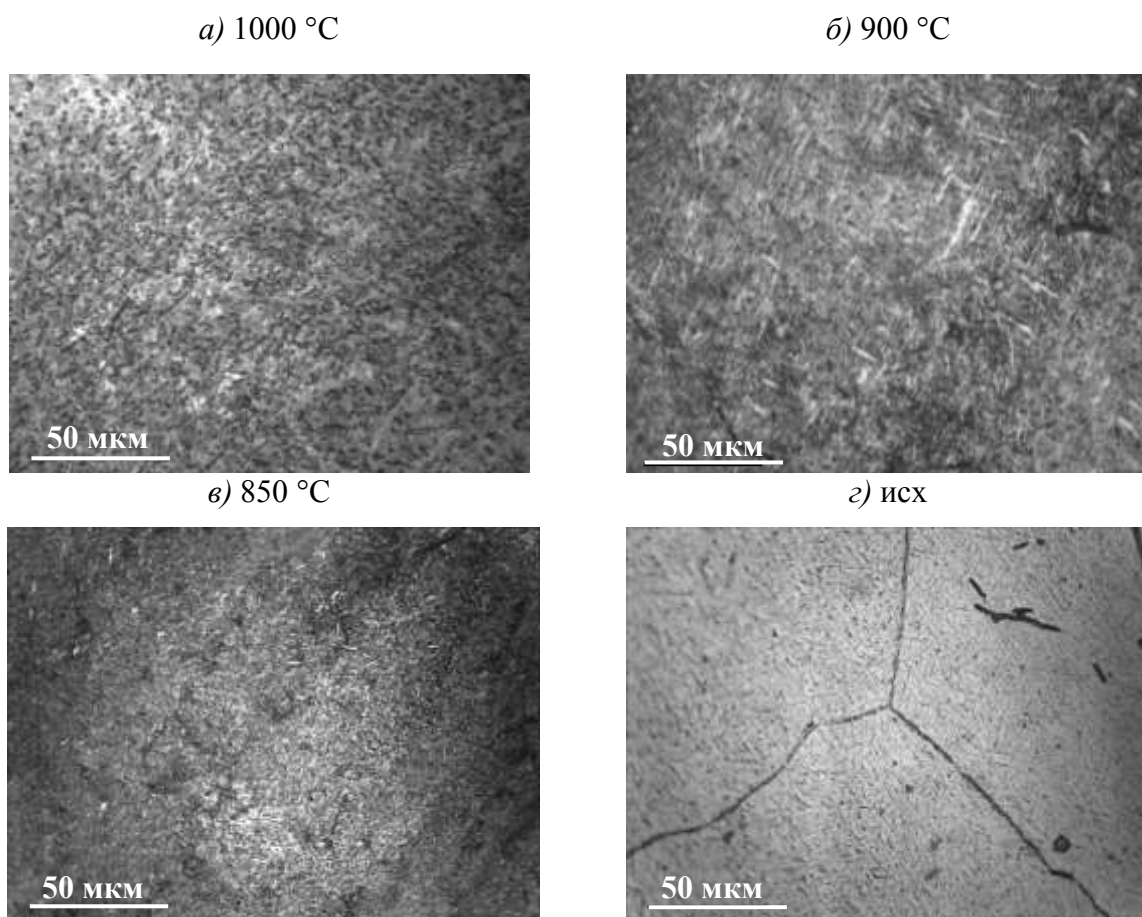


Рис. 4 – Микроструктура (ОМ) образцов интерметаллидного титанового сплава, легированного гадолинием, после испытаний на сжатие при температурах 1000, 900 и 850°C (а-в) и в исходном литом состоянии (г)

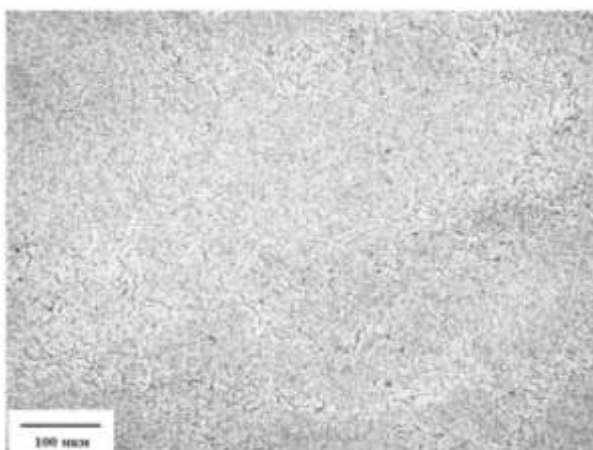
На основании результатов испытаний на сжатие было установлено, что деформационную обработку исследуемого орто-сплава на первых этапах

целесообразно проводить при температурах $\geq 1000^{\circ}\text{C}$, поскольку материал обладает наибольшей технологичностью, возникают минимальные усилия деформации, что позволит проработать литую структуру в процессе многократных перековок и обеспечить получение бездефектных деформированных заготовок.

С учетом результатов испытаний на сжатие была разработана термомеханическая схема изготовления деформированных полуфабрикатов из жаропрочного интерметаллидного орто-сплава, включающая осадку и всестороннюю ковку с изменением оси деформации, завершающую ковку, осадку и дальнейшую горячую прокатку на плиты толщиной (20 ± 2) мм.

При температуре прокатки 980°C на поверхности катаных плит образовалась сетка мелких неглубоких трещин, не выводящих плиту за рамки заданной геометрии. Дальнейшее повышение температуры прокатки обеспечило получение бездефектных заготовок. Прокатка при 1050°C привела к существенному росту $\beta/\text{V2}$ -зерна (рисунок 5 в), что, как правило, негативно сказывается на уровне пластических характеристик, ввиду чего дальнейшие исследования были выполнены на плитах, прокатка которых осуществлялась только при двух температурах: 980 и 1020°C .

а) 980°C



б) 1020°C

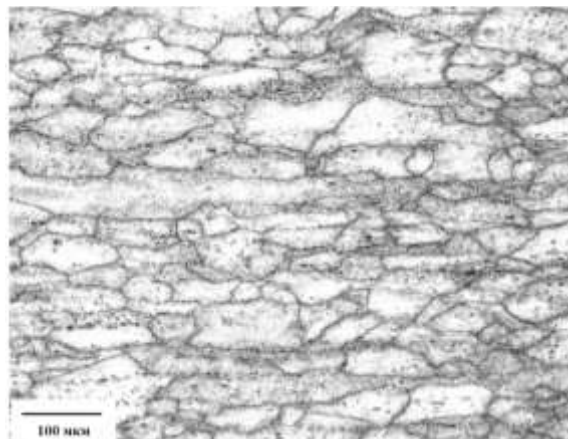


Рис. 5 – Микроструктура (ОМ) плит исследуемого орто-сплава в исходном деформированном состоянии после прокатки при различных температурах

Микроструктура сплава после прокатки при температуре 980°C в исходном деформированном состоянии представлена зернами первичной $\beta/\text{V2}$ -фазы длиной до 120 мкм, границы которых «размываются» за счет присутствия мелкодисперсных выделений глобулярной O/α_2 -фазы (рисунок 6 а) и сложно идентифицируются в процессе съемки при небольших увеличениях ($\times 50 - \times 300$) (рисунок 5 а). После прокатки при температуре 1020°C микроструктура сплава представлена вытянутыми зернами первичной $\beta/\text{V2}$ -фазы длиной до 150 мкм, которые отчетливо видны при съемке на оптическом микроскопе благодаря выделению по границам α_2 -фазы (рисунок 5 б).

Повышение температуры прокатки с 980°C до 1020°C приводит к растворению и уменьшению количества глобулярной O/α_2 -фазы, превращению ее в глобули α_2 -фазы. Тело первичных $\beta/\text{V2}$ -зерен в обоих случаях представляет из себя матрицу ($\beta/\text{V2}+\text{O}$), причем ультра мелкодисперсные выделения O -фазы носят хаотичный метастабильный характер (рисунок 6).

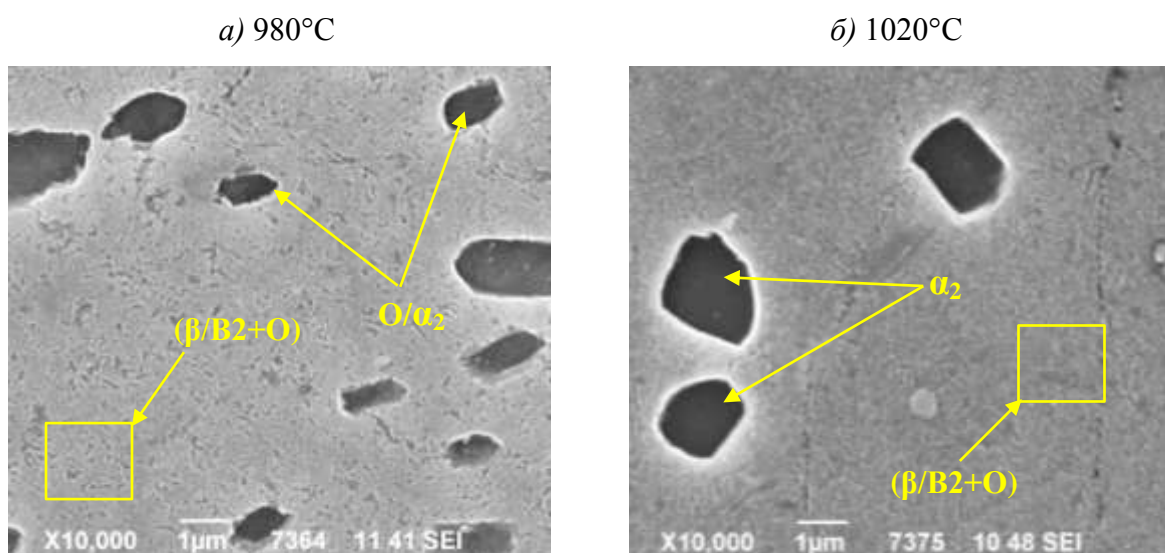


Рис. 6 – Микроструктура (РЭМ) плит исследуемого орто-сплава после прокатки при температурах 980°C (а) и 1020°C (б) в исходном деформированном состоянии

Для исследования зависимости уровня механических характеристик орто-сплава от температуры прокатки были проведены испытания образцов на растяжение при комнатной и повышенной температурах в исходном деформированном состоянии и после термической обработки. Результаты механических испытаний показали, что температура прокатки 1020°C обеспечивает в 1,5 раза большую пластичность при 20°C при сохранении аналогичного уровня прочности (рисунки 7, 8).

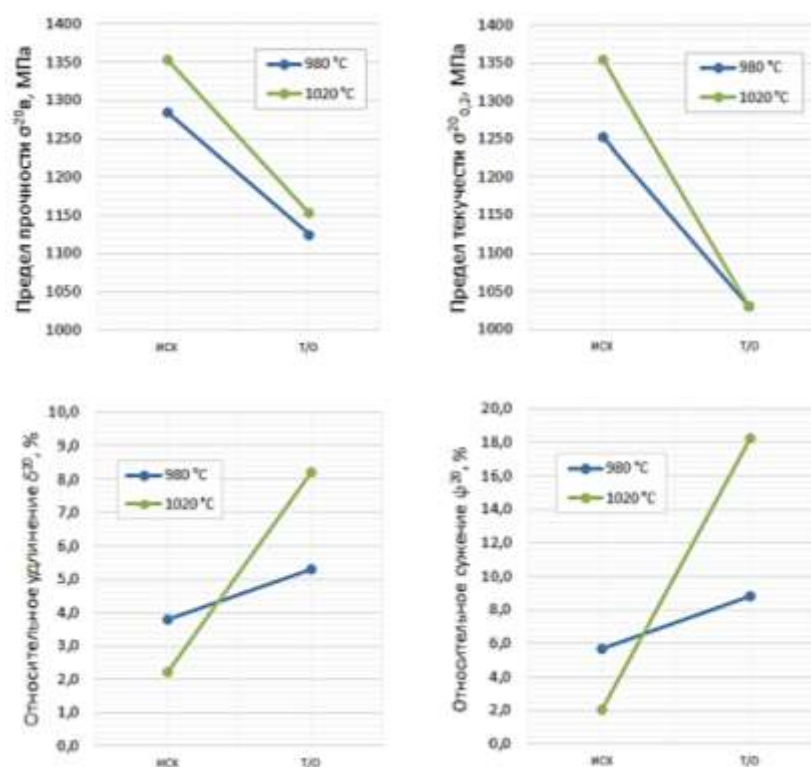


Рис. 7 – Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре образцов из плит, катаных при температурах 980 °C и 1020 °C, в исходном деформированном состоянии и после термической обработки

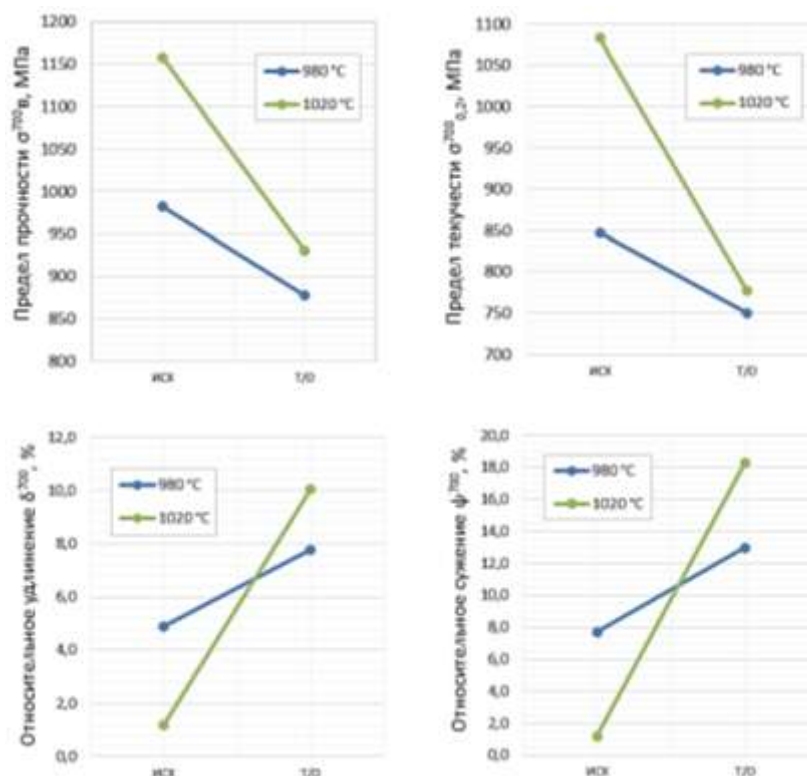


Рис. 8 – Результаты испытаний на растяжение при температуре 700 °С образцов из плит, катаных при температурах 980 °С и 1020 °С, в исходном деформированном состоянии и после термической обработки

Анализ микроструктуры показал, что повышение температуры прокатки с 980°С до 1020°С приводит к растворению «оторочки» О-фазы и выделению по границам первичных $\beta/\text{V2}$ -зерен мелкодисперсных частиц α_2 -фазы (рисунок 9), что приводит к повышению пластических характеристик (с $\delta^{20}=5,5$ % при температуре прокатки 980°С до $\delta^{20}=8,4$ % при температуре прокатки 1020°С) и, одновременно, обеспечивает высокие прочностные свойства при комнатной и повышенной температурах ($\sigma_{\text{в}}^{20}=1155$ МПа, $\sigma_{\text{в}}^{700}=930$ МПа).

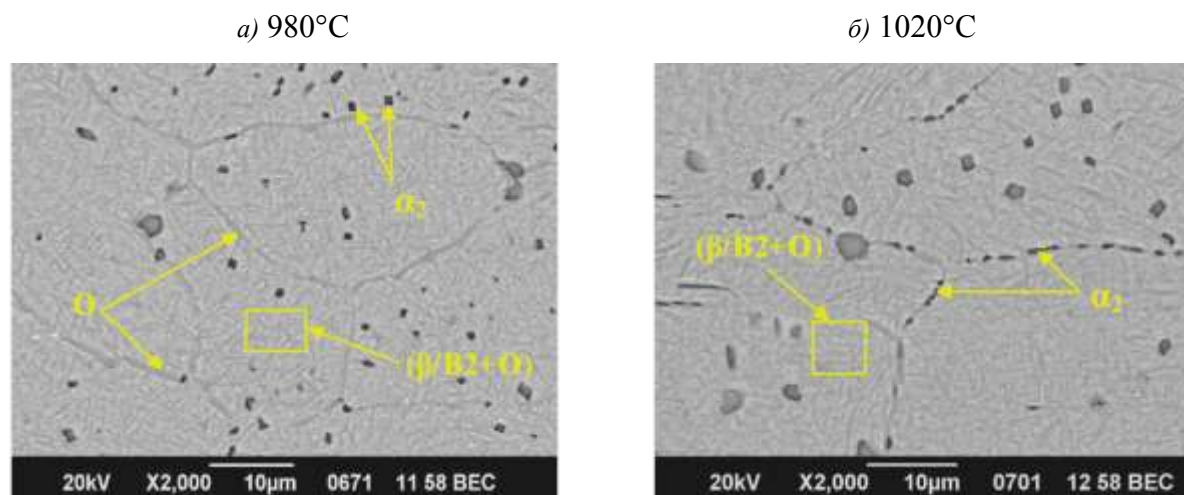


Рис. 9 – Микроструктура (РЭМ) плиты из исследуемого орто-сплава после прокатки при температурах 980°C (а) и 1020°C (б) и последующей термической обработки

Основные выводы

1. Исследовано поведение жаропрочного интерметаллидного орто-сплава системы Ti-Al-Nb в процессе деформационной обработки при проведении испытаний на сжатие в диапазоне температур от 800 до 1100°C с регламентированной скоростью деформации $V=10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Результаты испытаний образцов показали, что сплав обладает наиболее высокой технологичностью при температурах $\geq 1000^\circ\text{C}$, а характер кривых упрочнения, полученных в процессе испытаний в диапазонах температурах 1000–1100°C и 800–900°C, имеет принципиальные различия. Снижение предела текучести на сжатие с ростом температуры с 800 до 1000°C обусловлено растворением пластин O-фазы в матрице $\beta/\text{B2}$ и снижением ее объемной доли O-фазы.

2. Проведена отработка технологических режимов изготовления катаных плит жаропрочного интерметаллидного орто-сплава системы Ti-Al-Nb, в ходе которой варьировалась температура прокатки в диапазоне от 980 до 1050°C.

3. Установлено, что повышение температуры прокатки с 980°C до 1020°C приводит к растворению «оторочки» O-фазы и выделению по границам первичных $\beta/\text{B2}$ -зерен мелкодисперсных частиц α_2 -фазы (рисунок

9), что приводит к повышению пластических характеристик (с $\delta^{20}=5,5\%$ при температуре прокатки 980°C до $\delta^{20}=8,4\%$ при температуре прокатки 1020°C) и, одновременно, обеспечивает высокие прочностные свойства при комнатной и повышенной температурах ($\sigma_{\text{в}}^{20}=1155\text{ МПа}$, $\sigma_{\text{в}}^{700}=930\text{ МПа}$).

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. Titanium and Titanium Alloys: Fundamental Applications. Edited by C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH Verlag GmbH&Co. KGaA, Weinheim, 2003. 513 p.
3. Development of Ti2AlNb Alloys: Opportunities and Challenges // Advanced Materials and Processes, 2014. P. 23–27.
4. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии, 2017. №5. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
5. Сплав на основе титана и изделие, выполненное из него: пат. 2210612 Рос. Федерация. №2001125968/02; заявл. 24.09.01; опубл. 20.08.03; 3 с.
6. Интерметаллидный сплав на основе титана: пат. 2405849 Рос. Федерация. №2009139791/02; заявл. 28.10.09; опубл. 10.12.10; Бюл. №34; 5 с.
7. Е.В. Родин, Ю.Г. Быков, К.А. Кярамян. Применение новых материалов в конструкции КВД перспективного двигателя // Климовские чтения – 2016: Перспективные направления развития авиадвигателестроения. Сборник докладов научно-технической конференции. СПб.: Скифия-принт, 2016. С. 301–308.
8. Уникальные материалы и технологии для новой техники // Вертикаль. 2017. №2. С. 18–23.

9. «Салют» продолжает работы по внедрению в производство новейших интерметаллидных сплавов // Вертикаль. 2017. №5. С. 10-11.

10. Способ изготовления поковок: авторское свидетельство 1499801 СССР №4071937/27; заявл. 25.05.1986; опубл. 10.06.1999; 1 с.

11. Способ изготовления поковок из титановых сплавов: авторское свидетельство 1476715 СССР №4279766/27; заявл. 07.07.1987; опубл. 10.06.1999; 1 с.

12. L. Germann, D. Banerjee, J.Y. Guedou, J-L. Strudel. Microstructure – Property Relationships in Newly Developed Multiphase Ti₂AlNb-Based Titanium Aluminides / Titanium'2003: Science and Technology. Proc.10th World Conf. on Titanium, 13-18 July 2003, Hamburg, Germany. P. 2137–2144.

13. C.J. Boehlert, B.S. Majumdar, V. Seetharaman, D.B. Miracle. Part I. The microstructural evolution in Ti-Al-Nb O + Bcc orthorhombic alloys // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Material Science. 1999. 30 (9). P. 2305–2323.

14. 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.

УДК 669

Исследование влияния температурных параметров нагрева керамических форм на структурно-фазовый состав фасонных отливок лопаток из нового жаропрочного гамма-сплава на основе TiAl

Кочетков А.С.¹, к. т. н., Панин П.В.¹, к. т. н., Ночовная Н.А.¹, д. т. н.,
Рассохина Л.И.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Приведены результаты исследований влияния температурных параметров нагрева керамических форм на структурно-фазовый состав фасонных отливок лопаток из нового жаропрочного гамма-сплава на основе TiAl.

Ключевые слова:

алюминиды титана, TiAl, ВИТ7Л, структура.

По оценкам специалистов, улучшение технико-эксплуатационных показателей авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и энергетических установок в значительной степени зависит от внедрения новых материалов с улучшенным комплексом свойств, ранее недостижимым. Создание новых материалов невозможно без разработки и внедрения инновационных технологий их получения и обработки, что в полной мере нашло отражение в

научно-исследовательской деятельности ФГУП «ВИАМ», как ведущего материаловедческого центра Российской Федерации.

Использование алюминидов титана позволяет значительно снизить вес изделий, их стоимость и трудоемкость изготовления. Внимание к сплавам на основе этого соединения, прежде всего, объясняется их большими потенциальными возможностями: высоким модулем упругости, высокой жаропрочностью интерметаллида титан–алюминий, обеспечивающей его работу вплоть до 800°C, что определяется самой природой интерметаллидного соединения (преобладанием ковалентного типа связи), низкой удельной прочностью и т.д.

Для получения требуемого уровня свойств весьма важными факторами являются качество и характеристики однородности исходной заготовки – слитка. Для ряда титановых сплавов (особенно легированных хромом и железом) характерна проблема образования ликвационной химической неоднородности. Наличие зон, обогащенных одним элементом и обедненных другим, приводит к формированию в них различной макро- и микроструктуры, и соответственно и к большому разбросу значений механических свойств.

При изучении макросегрегации легирующих элементов по высоте и по сечению слитков, полученного методом трехкратного вакуумно-дугового переплава, было установлено, что такие легирующие элементы, как хром, ванадий и гадолиний распределены равномерно по всему сечению слитка. Большой интерес представляет исследование распределения алюминия и ниобия, как наиболее сегрегирующих элементов. Анализ содержания этих элементов показал отсутствие ликвационных зон алюминия и ниобия по всему объему слитка.

Как было сказано выше, слитки предназначаются для фасонного литья, поэтому для исследования равномерности распределения легирующих элементов в отливках в двухкамерной индукционной печи с

водоохлаждаемым тиглем заливкой в стальную изложницу были изготовлены цилиндрические образцы.

Как показали полученные данные, после плавки в индукционной печи разброс значений по содержанию легирующих элементов заметно уменьшился: по высоте он составил – 0,5 масс.% для алюминия, и 0,05 масс.% для ниобия. Такие высокие показатели равномерности химического состава позволяют гарантировать отсутствие ликвационных явлений в отливках и равномерность свойств.

Исследование влияния технологических параметров литья на качество фасонных отливок из нового жаропрочного сплава на основе гамма-алюминиды титана ВИТ7Л проводили на плавильно-заливочной установке с медным водоохлаждающим тиглем.

По результатам проведенных экспериментальных заливок отливок лопаток из интерметаллидного гамма-сплава ВИТ7Л было установлено, что на лопатках наблюдаются частичные незаливки входных кромок пера, кромок бандажных полок и наличие горячих трещин.

Для оценки вероятности и причин возникновения горячих трещин было проведено математическое моделирование процесса кристаллизации отливок лопаток. Результаты моделирования показали, что горячие трещины возникают из-за формирования обширной двухфазной зоны с низким содержанием жидкой фазы 0,1–0,15 об.%, что приводит к возникновению растягивающих напряжений и разрыву дендритного каркаса, который не обладает достаточной прочностью. Сделанные выводы косвенно подтверждает критерий склонности к образованию горячих трещин, рассчитанный в процессе компьютерного моделирования технологии заливки.

Экспериментально было установлено, что при температурах нагрева формы 900 °С и выше происходит взаимодействие расплава с материалом формы, что в конечном итоге приводит к возникновению эрозионно-

подобных поверхностных дефектов отливок. В то же время технологические свойства расплава, в первую очередь жидкотекучесть, значительно ухудшаются если температура формы ниже 750 °С – на отливках присутствуют множественные дефекты в виде незаливов.

Для оценки влияния температуры нагрева форм на структуру отливок лопаток из нового интерметаллидного титанового гамма-сплава были проведены исследования макроструктуры в различных сечениях отливок рабочих лопаток, полученных при температурах нагрева форм 1000, 900 и 800 °С.

В результате проведенных исследований установлено, что отливки, полученные при заливке в формы, нагрев которых составлял 1000 и 900 °С, обладают типичной литой структурой с мелкими зернами по периметру отливок и крупными столбчатыми кристаллами в сердцевине, а отливки, полученные при температуре нагрева формы 800 °С имеют равноосную структуру, представленную зернами, размер которых зависит от толщины сечения отливки. При данной температуре нагрева формы формируется микроструктура с минимальным средним размером превращенного высокотемпературного зерна (164 мкм) с ламельной внутриверной морфологией.

Практически все отливки, получаемые методом фасонного литья, имеют внутреннюю микропористость. Одним из наиболее эффективных путей снижения пористости является горячее изостатическое прессование (ГИП). В рамках наших исследований процесс ГИП был дополнительно совмещен с термической обработкой, что позволило не только уменьшить пористость, но и повысить однородность структуры и химического состава.

Системные требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб; Загл. с экрана.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование
несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 10 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»
ГНЦ РФ)

Изд-во ФГУП «ВИАМ»

admin@viam.ru

МИНИСТЕРСТВО ЦИФРОВОГО РАЗВИТИЯ, СВЯЗИ И МАССОВЫХ
КОММУНИКАЦИЙ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА ПО НАДЗОРУ
В СФЕРЕ СВЯЗИ, ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
И МАССОВЫХ КОММУНИКАЦИЙ

ФГУП НТЦ "ИНФОРМРЕГИСТР"

РЕГИСТРАЦИОННОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО
обязательного федерального экземпляра
электронного издания

№ 56893

Электронное издание на 1 CD-R
«Фундаментальные и прикладные исследования
в области деформируемых и литейных
интерметаллидных сплавов на основе титана и никеля:
Всероссийская научно-техническая конференция,
30 октября 2018 г.: материалы конференции:
электронное издание. Москва, 2018.
ISBN 978-5-905217-33-3» (© 2018 ФГУП "ВИАМ").

Номер государственной регистрации обязательного экземпляра
электронного издания – 0321804484.

Производитель: ФГУП "Всероссийский научно-
исследовательский институт авиационных материалов".



И. о. директора ФГУП НТЦ "Информрегистр"

Плескачева

Т.В. Плескачева

27 декабря 2018 г.