

doi: <https://doi.org/10.15407/dopovidi2018.12.051>

УДК 669.187.2

Л.М. Лобанов, Е.А. Аснис, Н.В. Пискун, И.И. Статкевич

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев

E-mail: asnis@paton.kiev.ua

Улучшение структуры и механических характеристик конструкционных интерметаллидов системы титан—алюминий при направленной кристаллизации

Представлено академиком НАН Украины Л.М. Лобановым

Представлены результаты исследования процессов структурообразования и механических свойств при направленной кристаллизации γ -стабилизированного интерметаллидного сплава системы титан—алюминий. Показано, что применение направленной кристаллизации при бестигельной зонной плавке сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %) приводит к формированию специфической микроструктуры. Установлено, что на структуру образующегося слитка при направленной кристаллизации влияют, в основном, два параметра — скорость затвердевания и градиент температуры в расплаве на границе ликвидус. Исследования показали, что при скорости 150 мм/ч температурный градиент достигает $300\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{см}^{-1}$. Это приводит к упорядочению и ориентации вторичной фазовой микроструктуры материала и к закономерному улучшению его физико-механических свойств. Регулировка микроструктуры позволяет значительно улучшить высокотемпературные механические свойства: прочность, модуль Юнга и сопротивление ползучести. Результаты исследований показали, что температурный предел структурной применимости γ -TiAl (Nb, Cr, Zr) можно расширить от 750–800 °С до 900–950 °С.

Ключевые слова: *интерметаллид, бестигельная зонная плавка, направленная кристаллизация, структура, механические характеристики.*

Интерметаллиды, к которым относятся алюминиды титана, представляют собой класс сплавов, имеющий уникальный набор физико-механических характеристик, определяющий перспективность применения их во многих областях техники и, в первую очередь, авиационных двигателях.

Однако их низкая пластичность при комнатной температуре [1, 2] и связанная с этим плохая технологичность затрудняет, а в ряде случаев исключает возможность изготовления полуфабрикатов и изделий из этих материалов.

В настоящее время внимание исследователей уделяется созданию интерметаллидных сплавов тройных систем Ti-Al-Nb. Известно, что добавки ниобия, как β -стабилизатора, в γ -алюминиды титана оказывают пластифицирующее влияние [2]. Одним из направлений возможного решения проблемы повышения пластичности и, соответственно, технологич-

ности является создание сплавов с орто- или В2-структурой. С этой целью алюминиды титана легируют достаточно высоким количеством ниобия (до 25 ат. %) и другими β -стабилизаторами.

При многих положительных характеристиках орторомбические сплавы с содержанием ниобия до 25 ат. % имеют повышенную плотность — $6,9 \cdot 10^3$ кг/м³. Кроме того, высокое содержание ниобия приводит к значительному удорожанию сплавов.

В связи с вышеуказанным большой интерес вызывает создание нового класса интерметаллидных β -твердеющих сплавов γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al, на основе интерметаллида системы TiAl с более низким содержанием ниобия (до 4–5 ат. %). Плотность таких сплавов снижается до $4,0 \cdot 10^3$ кг/м³, что в 1,75 раз ниже плотности классических ортосплавов. Присутствие ниобия как β -стабилизатора позволяет получить упорядоченную β (В2)-фазу [3], а наличие этой фазы позволяет с помощью термической обработки влиять на структуру и, соответственно, на механические свойства металла [4].

Новые конструкционные материалы на основе TiAl-сплавов должны быть прочнее существующих, выдерживать необходимые требования — высокие показатели по высокотемпературным свойствам и сопротивлению ползучести. Таким требованиям отвечают сплавы нового поколения с содержанием ниобия до 4–5 ат. %, известные как TNM и TNM-B1. Они характеризуются более низкой плотностью и высокой температурой плавления. TiAl-сплавы TNM-типа, т. е. легированные Mo, которые стабилизируют β -фазу и на сегодняшний день являются наиболее перспективными для изделий аэрокосмической и автомобильной промышленности. Благодаря введению молибдена эти сплавы обладают повышенной жаропрочностью и облегчают технологию прокатки.

В Институте электросварки им. Е.О. Патона создан интерметаллидный сплав Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %), полученный методом электронно-лучевой плавки. Легирующие элементы, добавленные к классическому γ -TiAl, улучшили его структуру и свойства. Прежде всего — это высокое содержание алюминия, который определяет долю α_2 -фазы в сплаве и температуру трансуса [5]. Cr повышает пластичность сплавов с дуплексной структурой ($\gamma + \alpha_2$)-сплавов. Эффект возрастания пластичности ($\gamma + \alpha_2$)-сплавов объясняют влиянием Cr на тетрагональность, объем элементарной ячейки, характер замещения позиций атомов титана или алюминия в решетке TiAl, двойникование и изменения в электронной структуре [6]. Nb повышает сопротивление ползучести в результате снижения диффузионной подвижности, упрочняет γ - и α_2 -твердые растворы, а также улучшает стойкость TiAl к окислению. Nb и Zr способствуют образованию β -выделений. При легировании примесью Nb за счет упрочнения химических связей в решетках TiAl и Ti₃Al-фаз при замещении в них части узлов титановой подрешетки атомами Nb формируются твердые растворы в обеих фазах. Коэффициенты распределения (partition coefficients) Nb близки к единице и в γ -, и в α_2 -ламелях, что приводит к достаточно однородному объемному распределению лигатуры и сохранению псевдобинарного вида диаграммы состояния с относительно небольшими концентрационными изменениями границ фазовых полей [7]. Эти обстоятельства определяют состав материала TiAl(Nb,Cr,Zr) как один из наиболее перспективных для опытно-промышленного применения.

Разработанный сплав отличается от сплавов TNM-типа, но в то же время имеет свои преимущества. Во-первых, Zr и Cr также стабилизируют β -фазу, хотя и не так активно, как

Mo. Зато Zr и Cr легче Mo, и поэтому созданный сплав имеет меньшую плотность, что является хорошим аргументом для аэрокосмической промышленности. Плотность полученного сплава — $4,11 \text{ г/см}^3$. Кроме того, Cr, особенно в микроколичествах, улучшает коррозионную стойкость.

Первичный слиток сходного сплава с номинальным составом Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %), полученный методом электронно-лучевой плавки в вакууме, имел неравномерную грубую микроструктуру, что и определяло низкие механические свойства при комнатной температуре.

Одним из способов улучшения структуры и повышения механических характеристик интерметаллидов является направленная перекристаллизация методом бестигельной зонной плавки (БЗП). Она имеет ряд неоспоримых преимуществ: после зонной перекристаллизации не нужна ГИП обработка (газостатическое изотермическое прессование), так как в полученных слитках отсутствуют микродефекты — несплошности, микротрещины и др.; отсутствует пористость, потому что усадка идет направленно на фронте кристаллизации, а не в объеме слитка. Бестигельная зонная плавка позволяет управлять структурой полученного материала. Этот метод плавки представляет также возможности структурной инженерии — никакой другой способ не обеспечивает такой упорядоченной структуры. Кроме того, условиями процесса обеспечивается чистота (нет взаимодействия с материалом тигля).

Недостаток метода зонной плавки — неравномерность распределения теплового поля вдоль формирующегося слитка, что определяется особенностью процесса плавки. При этом невозможно обеспечить однородную структуру по длине слитка и, соответственно, механические характеристики [8], поэтому процесс получения слитков с однородной микроструктурой достаточно сложен. Он требует организации точного контроля тепловых условий протекания процесса затвердевания для обеспечения высокой однородности микроструктуры слитка. При получении слитков методом вертикальной направленной кристаллизации было установлено, что на структуру образующегося слитка влияют в основном два параметра — скорость затвердевания V_f и градиент температуры в расплаве на границе ликвидус G [9]. Для оптимизации параметров процесса зонной плавки, наряду с проведением экспериментов по плавке интерметаллида, были проведены математические расчеты с численным моделированием тепломассопереноса в расплавленной зоне объекта. В работе [10] получена диаграмма для сплава Ti-46Al-8Nb, показывающая, при каких условиях затвердевания расплава слиток будет иметь столбчатую дендритную структуру, а при каких — равноосную кристаллитную.

Согласно расчетам [10], для нашего сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr в центральной части проплавленной зоны на границе ликвидус градиент температуры составляет примерно $3 \cdot 10^4$ град/м. При таком градиенте температур и при скорости затвердевания $V = 150 \text{ мм/ч}$ мы попадаем, согласно диаграмме рис. 1 [11], в область столбчатого роста твердой фазы.

Схема лабораторной установки индукционной БЗП и кривые охлаждения приведены в работе [8].

Металлографические шлифы и фольги из исходного сплава и после БЗП были проанализированы с использованием сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM6610 в режимах сканирования на обратное рассеивание (РЭМ) и на просвет (ПЭМ).

Подготовка образцов включала обычную металлографическую полировку и финишную электрополировку в HClO_4 при напряжении 30 В.

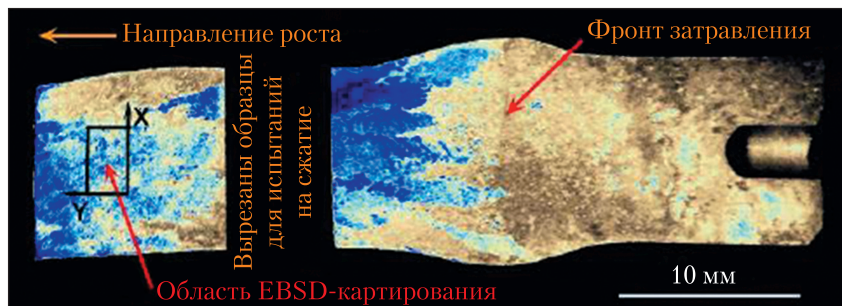


Рис. 1. Формирование упорядоченной микроструктуры на начальной стадии БЗП в продольном сечении слитка. Синие области обладают аксиально-направленной ламельной структурой, они выявлены методом оптической поляризационной микроскопии

Фазовый анализ был выполнен с помощью рентгеновской дифрактометрии (XRD) на базе DRON-3М спектрометра. Формирование упорядоченной структуры на начальном этапе процесса БЗП было выявлено с помощью оптической поляризованной световой микроскопии (см. рис. 1).

Механические свойства сплавов при комнатной температуре исследовали путем одноосного сжатия с использованием устройства INSTRON 8802 в соответствии со стандартом ASTM D695 со скоростью деформации $2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Метод сжатия наиболее эффективен для проведения лабораторных исследований на начальном этапе разработки новых материалов, когда экспериментальные образцы имеют небольшие размеры ($\varnothing 2,5 \cdot 5 \text{ мм}$). Испытания на сжатие позволяют набрать предварительную статистику по механическим свойствам.

Испытания на сжатие при $750\text{--}1050 \text{ }^\circ\text{C}$ проводили в вакууме 10^{-7} бар с использованием прибора DIL 805A/D. Устройство работает под изменяющимися статическими нагрузками от 1 до 700 МПа для изучения температурных зависимостей скорости ползучести от температуры и напряжения, и построения кривых зависимости напряжения/деформации.

Чем уже расплавленная зона, тем большее значение температурного градиента G может быть достигнуто при БЗП. Однако при узкой зоне существует опасность неполного проплавления зоны, её “замерзания” в центральной части. Поэтому в работе высота зоны расплава 1 см была принята за оптимум; её обеспечивает мощность на индукторе 700 ВА.

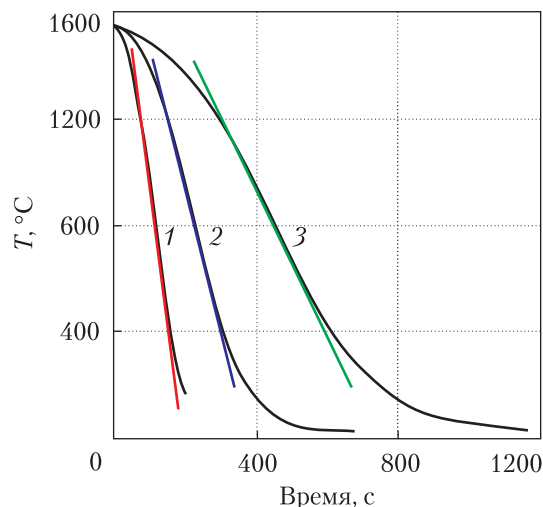
Результаты численного моделирования, проведенного для этой мощности и скорости зонного прохода $V = 75 \pm 300 \text{ мм/ч}$ [9], представлены на рис. 2. Эти режимы приводят к распределению температуры, при котором значение градиента $G = 300 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{см}^{-1}$ на оси образца.

Ключевым технологическим параметром является скорость твердофазного охлаждения затвердевшего сплава после прохода зоны. Кривые охлаждения рассчитаны при численном моделировании для скоростей движения образца $V = 75; 150 \text{ и } 300 \text{ мм/ч}$ (см. рис. 2).

Рентгеновский анализ литого сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr, представленный в работе [12], показывает фазовый состав образцов сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr: исходного сплава и после БЗП при $V_s = 150 \text{ мм} \cdot \text{ч}^{-1}$, где видно присутствие основных интерметаллических фаз $\gamma\text{-TiAl}$ и $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$, а также некоторое содержание стабилизированной остаточной В2 (упорядоченной низкотемпературной формы $\beta\text{-Ti}$). РЭМ микрофотография исходного сплава (рис. 3, а) отображает грубую трехфазную микроструктуру. Основная фаза $\gamma\text{-TiAl}$ изображается здесь серым цветом, $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ — черным и В2 — яркая фаза.

Диаграммы непрерывного охлаждения (ДНО), рассчитанные и экспериментальные для обычных бинарных и тройных Nb-содержащих $\gamma\text{-TiAl}$ —сплавов [13] предсказывают образование в них дуплексной микроструктуры, состоящей из областей ламелей ($\gamma + \alpha_2$) фазо-

Рис. 2. Кривые охлаждения перекристаллизованного сплава при разных скоростях движения индукционного нагревателя V : 1 – 300 мм/ч; 2 – 150 мм/ч; 3 – 75 мм/ч



вого состава и массивных γ зерен. Кроме того, из диаграмм ДНО известно, что объемная пластинчатая фракция должна быть примерно равна 90 % или даже выше для диапазона скоростей охлаждения V_c , оцененных для наших БЗП экспериментов. Такая микроструктура также известна как почти полностью ламеллярная (ППЛ).

Действительно, в нашем β -стабилизированном сплаве, полученном при $V_s = 150 \text{ мм} \cdot \text{ч}^{-1}$ (то есть при соответствующей скорости охлаждения $V_c = 5,7 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{с}^{-1}$), ламели занимают около 80 % объема [11]. Эти структурные составляющие показаны на рис. 3, в, з, они представляют увеличенные обрамленные области на рис. 3, б. Конструкция такой области (рис. 3, з) состоит из чередующихся γ -TiAl (серый) и α_2 -Ti₃Al (черные) ламелей. Видны γ -TiAl ламели толщиной 400–800 нм, объемно преобладающие в пластинчатой субструктуре. Отметим также, что фаза α_2 -Ti₃Al содержится в сплаве, обработанном БЗП исключительно в состоянии ламелей толщиной 100–200 нм. Фракция γ -гранулированной субструктуры (фиг. 3, б, в) может быть оценена как 15 %, а оставшиеся 5 % приходится на фракцию В2, которая видна на рис. 3, в, и обычно на рис. 3, б, как яркая фаза. Таким образом, субструктурная объемная формула сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr БЗП при $V_s = 150 \text{ мм} \cdot \text{ч}^{-1}$ может быть выражена так: $(\gamma + \alpha_2) / \gamma / \text{В2} = 80 : 15 : 5$.

В работе [8] было показано, что в результате неравномерного теплового поля по длине образца формируется неоднородный фазовый состав. Нами установлено, что эффект воздействия высокого градиента температур ($300 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{см}^{-1}$) позволяет управлять структурой, фазовым составом и физико-механическими свойствами, обеспечивая равномерность этих показателей по длине слитка.

Путь фазового превращения для охлаждения сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr можно упростить следующим образом: Расплав \rightarrow Melt $\rightarrow \beta(\text{Ti}) \xrightarrow{(a)} \text{В2} + \alpha \xrightarrow{(б)} \text{В2} + \alpha_2 - \text{Ti}_2\text{Al} + \gamma - \text{TiAl}$, где этап (б) раздроблен, в свою очередь, на два кинетических механизма, реально протекающих в неравновесном режиме:

$\alpha \rightarrow (\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al} + \gamma\text{-TiAl})$ – ламеллярный (2);

$\text{В2} \rightarrow \gamma\text{-TiAl}$ – гранулярный (3).

Эти механизмы могут объяснить совместное образование γ -гранулированных и $(\gamma + \alpha_2)$ -ламеллярных фракций, сосуществующих с остаточной, но упорядоченной В2-фазой. Реакция (2) начинается внутри α -гранул, приводящих к образованию основных ламеллярных колоний в границах каждого преобразованного α -зерна (см. рис. 3, б, з). Поскольку В2 расположен вдоль этих границ, частичное протекание реакции (3) приводит к образованию (В2 + γ) шов-подобных прослоек между $(\gamma + \alpha_2)$ колоний (см. рис. 3, в). Следовательно, отношение содержания фаз $(\gamma + \alpha_2) / \gamma / \text{В2}$ можно контролировать в некоторых пределах. Действительно, структура слитка, направленно закристаллизованного при скоро-

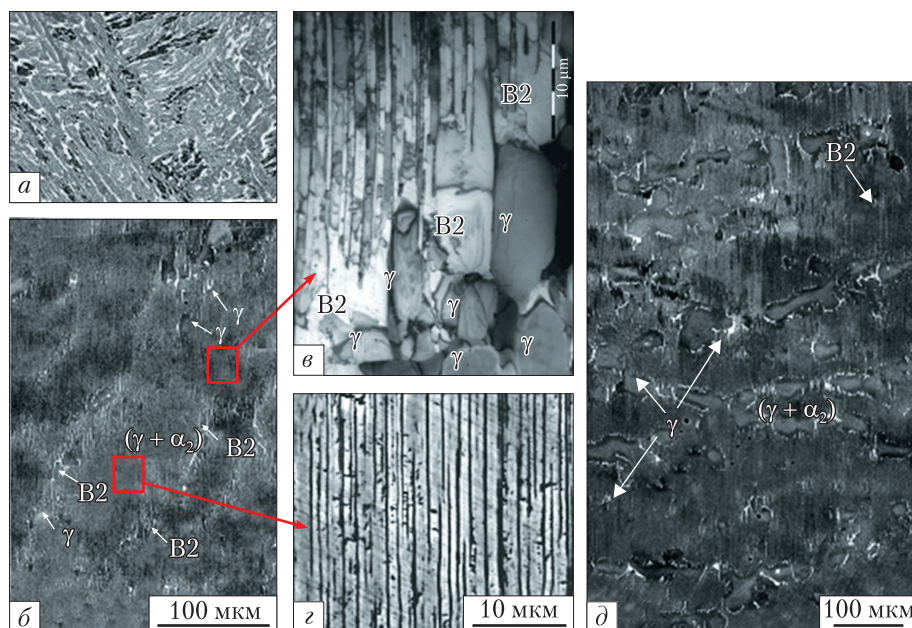


Рис. 3. *a* – микроструктура исходного Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr; *б* – упорядоченная микроструктура сплава после БЗП при $V_s = 150 \text{ мм} \cdot \text{ч}^{-1}$; *в* – увеличенный переход между пластинчатой областью и $(\gamma + \text{B2})$ промежуточный слой; *г* – увеличенные аксиально-выровненные $(\gamma + \alpha_2)$ ламели; *a, б, г* – SEM и *в* – REM микрофотографии; *д* –порядоченная микроструктура сплава после БЗП при $V_s = 300 \text{ мм} \cdot \text{ч}^{-1}$ (SEM микрофотография)

сти $V_s = 300 \text{ мм} \cdot \text{ч}^{-1}$ (то есть охлаждается с повышенной скоростью $V_c = 11^\circ\text{C} \cdot \text{с}^{-1}$), показывает повышенное содержание γ -гранулированной фракции (см. рис. 3, *д*). Фазовый баланс отношения этой структуры можно приблизительно оценить как $(\gamma + \alpha_2) / \gamma / \text{B2} = 70 : 25 : 5$.

Воздействие высокого направленного теплового градиента ($G = 300^\circ\text{C}/\text{см}$) исключительно важно для упорядочения и ориентации микроструктурной фазовой системы сплава в процессе БЗП. Известно, что столбчатые кристаллические зёрна первичной β ОЦК фазы растут навстречу тепловому потоку в единственном кристаллографическом направлении $\langle 001 \rangle$ [14]. Однако благодаря пространственно-анизотропному “вытягивающему” воздействию высокого теплового градиента, во всём объёме образца при плавке со скоростью 150 мм/ч упорядочивается не только первичная, но и вторичная ламельная (матричная) субструктура, в которой ламели $(\gamma + \alpha_2)$ направлены преимущественно параллельно оси слитка (см. рис. 3, *б* и *д*).

Причиной ориентированного роста ламелей предположительно является анизотропная ускоренная диффузия компонентов сплава вдоль направления высокого теплового градиента (теплового потока). Механизмом упорядоченного “выстраивания” ламелей вдоль оси слитка является статистически конкурентный рост ламелей разной ориентации при более вероятном “выживании” наиболее благоприятно ориентированных из них.

Кривые продольной и поперечной одноосной сжимающей деформации экспериментальных слитков исходного литого сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr и после БЗП представлены в работах [8, 12]. Графики показывают, что исходный материал обладает относительно слабыми механическими свойствами и их большим разбросом, особенно для максимально-

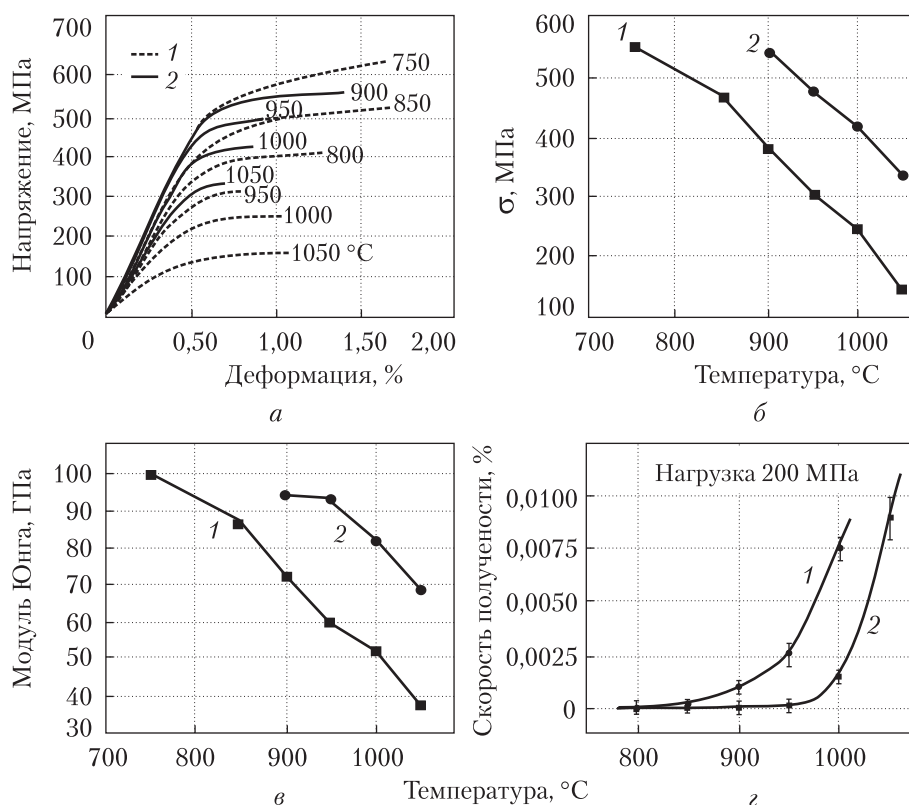


Рис. 4. Зависимость физико-механических свойств литых (1) и после БЗП (2) сплавов от температуры: а – кривые деформации; б – предел текучести; в – модуль Юнга; z – ползучесть

го значения (ϵ). Очевидно, что и предел текучести ($\sigma_{0,2}$), и предел прочности на сжатие (σ_{\max}) (ППС) значительно улучшены в результате БЗП (в пределах усредненных значений). Пока значение ϵ отображается несколько ниже, но намного лучше, ППС показывает значительное улучшение на 26 % и самый низкий статистический разброс единичных измерений, а именно 8,7 %.

В результате структурно-фазовых исследований и прочностных испытаний показано, что БЗП улучшила механические свойства.

Результаты высокотемпературных испытаний [11], выполненных на приборе DIL 805A/D, приведены на рис. 4. БЗП со скоростью $V_s = 150 \text{ мм} \cdot \text{ч}^{-1}$ значительно улучшили деформируемость (рис. 4, а), увеличили $\sigma_{0,2}$ (рис. 4, б) и модуль Юнга (рис. 4, в) при тех же температурах. При тех же нагрузках возрастает сопротивление ползучести. Например, при нагрузке 200 МПа первые признаки ползучести при БЗП появляются только при 950 °C (рис. 4, z). Другими словами, после БЗП сплав обладает одинаковым уровнем параметров деформируемости при температурах на 100–150 °C выше по сравнению с исходным материалом.

Таким образом, верхний температурный предел структурных характеристик Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr может быть увеличен с 750–800 °C до 900–950 °C.

В результате проведенных исследований установлено, что упорядоченная микроструктура с оптимизированной $(\gamma + \alpha_2) / \gamma / \text{B2}$ объемным соотношением обладает более сбалан-

сированными физико-механическими свойствами по сравнению с исходным материалом. В соответствии с оценками [15] тонкодиспергированная ламельная матрица (рис. 3, з) отвечает за улучшение прочности и ползучести, особенно при осевом нагружении. В то же время пластичность существует благодаря встроенным прослойкам, состоящим из γ -зерен и пластичной В2-фазы (рис. 3, з). А за счет ограниченной эластичной подвижности γ -гранул в среде В2-фазы такие прослойки способствуют релаксации напряжений в основной пластинчатой структуре, тем самым повышая высокотемпературный порог ее разрушения (растрескивания по границам ламелей).

Таким образом, высокоинтенсивная ($300\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{см}^{-1}$) индукционная зонная плавка вызывает упорядочение микроstructures по длине слитка и повышение механических свойств β -стабилизированных интерметаллидов γ -TiAl.

Применение БЗП сохраняет набор интерметаллических фаз γ , α_2 , В2 в Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %) сплаве.

БЗП приводит к созданию специфической микроstructures сплава Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr, состоящего из ($\gamma + \alpha_2$) ламеллярных колоний, разделенных малыми шовными прослойками (В2 + γ) фаз. Фазовый баланс ($\gamma + \alpha_2$) / γ / В2, субмикронная пластинчатая толщина и упорядоченное выравнивание ламелей вдоль градиента температуры контролируются условиями плавки.

Ориентированная дуплексная микроstructure улучшает физико-механические свойства сплава, а именно: предел текучести, прочность, модуль Юнга и сопротивление ползучести — при комнатной и высокой температурах.

В результате разработанного технологического процесса верхний температурный предел структурной применимости γ -TiAl (Nb, Cr, Zr) может быть увеличен с $750\text{--}800\text{ }^\circ\text{C}$ до $900\text{--}950\text{ }^\circ\text{C}$.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Лукин В.И. Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники. *Автоматическая сварка*. 2008. № 11. С. 76—82.
2. Бочвар Г.А., Саленков В.А. Исследование сплавов на основе алюминидов титана с орто-ромбической структурой. *Технология легких сплавов*. 2004. № 4. С. 44—46.
3. Kumpfert J., Kaysser W.A. Orthorhombic titanium aluminides: phases, phase transformations and microstructure evolution. *Int. J. materials research*. 2001. **82**. С. 128—134.
4. Имаев В.М., Имаев Р.М., Хисматуллин Т.Г. Механические свойства литого интерметаллидного сплава Ti-43Al-7(Nb,Mo) – 0.2В (ат. %) после термической обработки. *Физика металлов и металловедение*. 2008. **105**. № 5. С. 516—522.
5. Поварова К.Б., Банных О.А., Буров И.В. и др. Структура и некоторые свойства литых сплавов на основе TiAl, легированных V, Nb, Ta, Hf, Zr. *Металлы*. 1998. № 3. С. 31—41.
6. Поварова К.Б., Банных О.А. Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов. Ч. I. *Материаловедение*. 1999. № 3. С. 27—33.
7. Chen, G.L., Wang J.G., Ni X.D. et al. A new intermetallic compound in TiAl+Nb composition area of the Ti-Al-Nb ternary system. *Intermetallics*. 2005. **13**. P. 329—336.
8. Аснис Е.А., Пискун Н.В., Статкевич И.И. Регулирование структуры и фазового состава алюминидов титана, полученных зонной плавкой. *Допов. Нац. акад. наук Укр.* 2017. № 6. С. 36—45. doi: <https://doi.org/10.15407/dopovidi2017.06.036>
9. Ганина С.М., Гинкин В.П., Чернов К.Г. Математическая модель тепломассопереноса при бестигельной зонной плавке интерметаллидов TiAl. Вопросы атомной науки и техники. Сер. Математическое моделирование физических процессов. 2014. Вып. 4. С. 35—43.

10. Lapin J., Gabalkova Z. Solidification behavior of TiAl-based alloys studied by directional solidification technique. *Intermetallics*. 2011. **19**. № 6. P. 797–804.
11. Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. A promising microstructure/deformability adjustment of β -stabilized γ -TiAl intermetallics. *Mater. Lett.* 2016. **162**. P. 180–184.
12. Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. Microstructure and mechanical properties control of γ -TiAl(Nb,Cr,Zr) intermetallic alloy by induction float zone processing. *J. Alloy. Compd.* 2015. **643**. S182–S186.
13. Rostamian A., Jacot A. A numerical model for the description of the lamellar and massive phase transformations in TiAl alloys. *Intermetallics*. 2008. **16**. P. 1227–1236.
14. Appel F., Paul J.D.H., Oering M. *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*. Weinheim: WILEY-VCH, 2011. 762 p.
15. Schwaighofe E., Clemens H., Mayer S. et al. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ -TiAl based alloy. *Intermetallics*. 2014. **44**. P. 128–140.

Поступило в редакцию 28.09.2018

REFERENCES

1. Kablov, E. N. & Lukin, V. I. (2008). Titanium- and nickel-based intermetallics for details of the new technique. *Automatic welding*, No. 11, pp. 76-82.
2. Bochvar, G. A. & Salenkov, V. A. (2004). Study of alloys on the basis of titanium aluminide with orthorhombic structures. *The technology of light alloys*, No. 4, pp. 44-46.
3. Kumpfert, J. & Kaysser, W. A. (2001). Orthorhombic titanium aluminides: phases, phase transformations and microstructure evolution. *International journal of materials research*, 82, pp. 128-134.
4. Imaev, V. M., Imaev, P. M., Hismatulin, T. G. (2008). Mechanical properties of Ti-43Al-7(Nb,Mo)-0.2B (at. %) cast intermetallic alloy after a thermal treatment. *The Physics of Metals and Metallography*, 105, No. 5, pp. 516-522.
5. Povarova, K. B., Bannikh, O. A. & Burov, I. V. (1998). Structure and some properties of cast alloys based on TiAl doped with V, Nb, Ta, Hf, Zr. *Metals*, No. 3, pp. 31-41.
6. Povarova, K. B. & Bannikh, O. A. (1999). Principles of the construction of structural alloys on the basis of intermetallics (Part I). *Mater. Sci.*, No. 3, pp. 27-33.
7. Chen, G. L., Wang, J. G., Ni, X. D. et al. (2005). A new intermetallic compound in TiAl+Nb composition area of the Ti-Al-Nb ternary system. *Intermetallics*, 13, pp. 329-336.
8. Asnis, E. A., Piskun, N. V. & Statkevich, I. I. (2017). Regulation of the structure and phase composition of titanium aluminides produced by zone melting. *Dopov. Nac. acad. nauk Ukr*, No. 6, pp. 36-45. doi: <https://doi.org/10.15407/dopovidi2017.06.036>
9. Ganina, S. M., Ginkin, V. P. & Chernov, K. G. (2014). Mathematical model of heat and mass transfer in the zone-free zone melting of TiAl / SM intermetallics. *Problems of Atomic Science and Technology. Ser. Mathematical modeling of physical processes*, Iss. 4, pp. 35-43.
10. Lapin, J. & Gabalkova, Z. (2011). Solidification behavior of TiAl-based alloys studied by directional solidification technique. *Intermetallics*, 19, No. 6, pp. 797-804.
11. Kartavykh, A. V., Asnis, E. A., Piskun, N. V. et al. (2016). A promising microstructure/deformability adjustment of β -stabilized γ -TiAl intermetallics. *Mater. Lett.*, 162, pp. 180-184.
12. Kartavykh, A. V., Asnis, E. A., Piskun, N. V. et al. (2015). Microstructure and mechanical properties control of γ -TiAl(Nb,Cr,Zr) intermetallic alloy by induction float zone processing. *J. Alloy. Compd.*, **643**, S182–S186.
13. Rostamian, A. & Jacot, A. (2008). A numerical model for the description of the lamellar and massive phase transformations in TiAl alloys. *Intermetallics*, 16, pp. 1227-1236.
14. Appel, F., Paul, J. D. H. & Oering, M. (2011). *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*. Weinheim: WILEY-VCH. 762 p.
15. Schwaighofe, E., Clemens, H., Mayer, S. et al. (2014). Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi-phase γ -TiAl based alloy. *Intermetallics*, 44, pp. 128-140.

Received 28.09.2018

Л.М. Лобанов, Ю.А. Аснис, Н.В. Пискун, І.І. Статкевич

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

E-mail: asnis@paton.kiev.ua

ПОЛІПШЕННЯ СТРУКТУРИ І МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦІЙНИХ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ СИСТЕМИ ТИТАН–АЛЮМІНІЙ ПРИ СПРЯМОВАНІЙ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

Представлені результати дослідження процесів структуроутворення та механічних властивостей при спрямованій кристалізації β -стабілізованого інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %). Показано, що спрямована кристалізація при безтигельній індукційній зонній плавці призводить до створення специфічної мікроструктури сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %). Досліджено ефект впливу високого градієнта температури для керування структурою, фазовим складом і фізико-механічними властивостями. Кристалізація та післякристалізаційний відпал сплаву при такому градієнті призводять до впорядкування та орієнтації вторинної фазової мікроструктури матеріалу і до підвищення його фізико-механічних властивостей. Встановлено, що при швидкості плавки 150 мм/год температурний градієнт дорівнює $300\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{cm}^{-1}$, що забезпечує рівномірну оптимальну структуру зливка в процесі плавки. Регулювання мікроструктури дозволяє істотно поліпшити високотемпературні механічні властивості: межу міцності, модуль Юнга та опір повзучості. Результати досліджень показали, що температурну межу структурного застосування цього типу сплавів можна розширити з 750–800 $^{\circ}\text{C}$ до 900–950 $^{\circ}\text{C}$.

Ключові слова: інтерметалід, зонна плавка, спрямована кристалізація, структура, механічні характеристики.

L.M. Lobanov, E.A. Asnis, N.V. Piskun, I.I. Statkevich

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kiev

E-mail: asnis@paton.kiev.ua

IMPROVEMENT OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL CHARACTERISTICS OF STRUCTURAL INTERMETALLIDES OF THE TITANIUM-ALUMINIUM SYSTEM AT THE DIRECTIONAL SOLIDIFICATION

The paper presents the results of investigation of the processes of structure formation and the mechanical properties at the directional solidification of a β -stabilized intermetallic alloy of the titanium-aluminium systems. It is shown that the use of the directional solidification at a crucibleless induction zone melting produces a specific microstructure of alloy Ti-44Al-5Nb-3Cr-1.5Zr (at. %). It is established that the thermal gradient and the rate of solidification in the directional crystallization are the basic thermodynamic tools that make it possible to form an ordered microstructure. Investigations showed that, at the speed of 150 mm/h, the temperature gradient reaches $300\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{cm}^{-1}$. This leads to the ordering and orientation of the secondary phase microstructure of the material and to the improvement of its physico-mechanical properties. Regulation of the microstructure allows an essential improvement of the high-temperature mechanical properties, namely ultimate strength, Young's modulus, and creep resistance. The results showed that the temperature limit of the structural applicability of alloys of this type can be expanded from 750-800 $^{\circ}\text{C}$ up to 900-950 $^{\circ}\text{C}$.

Keywords: intermetallide, zone melting, directional solidification, structure, structure, mechanical characteristics.