



Effect of Nb, Zr and Zr+Hf on the lattice parameters of the intermetallic phases and creep behavior of γ -TiAl alloys based on Ti-44Al-0.2B

V. M. Imaev, N. Yu. Parkhimovich[†], D. M. Trofimov, R. M. Imaev

[†]pn@imsp.ru

Institute for Metals Superplasticity Problems, RAS, Ufa, 450001, Russia

X-Ray diffraction (XRD) analysis was used to study the influence of alloying with 5 at.% Nb, 5 at.% Zr and 5 at.% (Zr+Hf) on the lattice parameters of the γ (TiAl) and α_2 (Ti₃Al) phase in the intermetallic alloys based on Ti-44Al-0.2B (at.%). Before XRD analysis duplex structures with near the same microstructural parameters were obtained in samples of the alloys. The XRD data were used to calculate the tetragonal distortion (c_γ/a_γ ratio) of the γ phase, the $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ ratio of the α_2 phase and the γ/α_2 lattice misfits of the alloys. The highest tetragonal distortion (c_γ/a_γ) of the γ unit cell ($c_\gamma/a_\gamma=1.0124$) is observed for the base Ti-44Al-0.2B alloy, followed by the Nb-, (Zr+Hf)- and Zr-containing alloy ($c_\gamma/a_\gamma=1.0116$, 1.0075 and 1.0069, respectively). The $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ ratio is insignificantly changed depending on alloying. Doping with Zr and Zr+Hf leads to a noticeable decrease in the γ/α_2 lattice misfits as compared with the alloy doped with Nb and the base alloy. For instance the γ/α_2 lattice misfits determined in both crystallographic directions of the γ phase in the Ti-44Al-5Zr-0.2B and Ti-44Al-5Nb-0.2B alloys were found to be $\epsilon_{110}/\epsilon_{101}=0.93/0.59$ and $\epsilon_{110}/\epsilon_{101}=1.38/0.79$, respectively. It has been recently revealed that γ -TiAl alloys with near the same duplex structures based on Ti-44Al-0.2B and doped with Zr and Zr+Hf demonstrated appreciably higher creep resistance than the alloy doped with Nb and the base alloy. It is assumed that the lower c_γ/a_γ ratios obtained for the Zr- and (Zr+Hf)-containing alloys contribute to the reduction of creep resistance. The fact that the Zr- and (Zr+Hf)-containing alloys showed higher creep resistance than the Nb-containing alloy should be mostly attributed to the lower γ/α_2 lattice misfits in the Zr- and (Zr+Hf)-containing alloys and the higher solution hardening caused by doping with Zr and Hf. Therefore, the impact of alloying on the creep and heat resistance in β -solidifying γ -TiAl alloys should be considered taking into account the changes of the lattice parameters of the γ (TiAl) and α_2 (Ti₃Al) phase, which influence the physical processes determining the creep behavior.

Keywords: intermetallic γ -TiAl alloys, microstructure, lattice parameters, lattice misfit, creep resistance.

УДК: 669.295

Влияние Nb, Zr и Zr+Hf на параметры решеток интерметаллидных фаз и сопротивление ползучести γ -TiAl сплавов на основе Ti-44Al-0.2B

Имаев В. М., Пархимович Н. Ю.[†], Трофимов Д. М., Имаев Р. М.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, 450001, Россия

Методом рентгеновской дифракции изучали влияние легирования 5 ат.% Nb, 5 ат.% Zr и 5 ат.% (Zr+Hf) на параметры решеток γ (TiAl)- и α_2 (Ti₃Al)-фазы интерметаллидных сплавов на основе Ti-44Al-0.2B (ат.%). Перед проведением рентгеноструктурного анализа в образцах сплавов были получены дуплексные структуры с близкими микроструктурными параметрами. Рентгеновские данные были использованы для расчета степени тетрагональности γ -фазы (c_γ/a_γ), отношения $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ α_2 -фазы и величины несоответствия параметров решеток фаз γ и α_2 в исследуемых сплавах. Наибольшая степень тетрагональности (c_γ/a_γ) решетки γ -фазы ($c_\gamma/a_\gamma=1.0124$) наблюдается в базовом сплаве Ti-44Al-0.2B, меньшая в сплавах, легированных Nb, Zr+Hf и Zr ($c_\gamma/a_\gamma=1.0116$, 1.0075 и 1.0069, соответственно). Отношение $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ α_2 -фазы меняется в зависимости от легирования незначительно.

Легирование Zr и Zr+Hf приводит к заметному снижению несоответствия параметров решеток γ/α_2 фаз в сравнении со сплавом, легированным ниобием и базовым сплавом. Так, для сплавов Ti-44Al-5Zr-0.2B и Ti-44Al-5Nb-0.2B несоответствие параметров решеток γ/α_2 фаз в обоих кристаллографических направлениях γ -фазы составило $\epsilon_{110}/\epsilon_{101}=0.93/0.59$ и $\epsilon_{110}/\epsilon_{101}=1.38/0.79$, соответственно. Ранее было показано, что γ -TiAl сплавы на основе Ti-44Al-0.2B (ат.%), имеющие близкую дуплексную структуру, легированные Zr и Zr+Hf, демонстрируют заметно более высокое сопротивление ползучести, чем сплав, легированный Nb и базовый сплав. Пониженная степень тетрагональности (c_γ/a_γ), полученная для сплавов, легированных Zr и Zr+Hf, по-видимому, способствует снижению сопротивления ползучести. Повышенное сопротивление ползучести сплавов, легированных Zr и Zr+Hf, объясняется, прежде всего, пониженным несоответствием параметров решеток γ/α_2 и более эффективным твердорастворным упрочнением, вызванным легированием Zr и Hf. Таким образом, влияние легирования на сопротивление ползучести и жаропрочность β -затвердевающих γ -TiAl сплавов следует рассматривать с учетом их влияния на параметры решеток интерметаллидных фаз γ (TiAl) и α_2 (Ti₃Al), которые оказывают влияние на физические процессы, определяющие сопротивление ползучести.

Ключевые слова: интерметаллидные γ -TiAl сплавы, микроструктура, параметры решетки, несоответствие параметров решеток, сопротивление ползучести.

1. Введение

Легкие жаропрочные интерметаллидные сплавы на основе фазы γ -TiAl с 2011 года применяются в авиационных двигателях в качестве материала лопаток на последних ступенях турбины низкого давления вместо жаропрочных никелевых сплавов [1–3]. Вместе с тем все технологии производства, связанные с γ -TiAl сплавами, на данный момент очень затратны, и существует необходимость в совершенствовании методов обработки γ -TiAl сплавов. Еще одним «горячим желанием» производителей является повышение жаропрочности γ -TiAl сплавов (увеличение температуры эксплуатации до 800°C и выше) при сохранении приемлемой пластичности и технологичности. Чтобы удовлетворить этим требованиям были разработаны так называемые β -затвердевающие сплавы, обычно легированные β -стабилизирующими элементами (Nb, Mo) и бором [4–9], в которых обеспечивается измельчение структуры слитка γ -сплава в процессе фазовых превращений при его охлаждении. В сравнении с перитектически затвердевающими сплавами, для слитков которых характерна крупнокристаллическая структура, сильная дендритная ликвация и острая текстура, слитки β -затвердевающих γ (TiAl)-сплавов химически намного однороднее и имеют измельченную структуру без острой текстуры.

В нашей предыдущей работе было показано, что легирование β -затвердевающего сплава Ti-44Al-0.2B (ат.%) Zr и Zr+Hf вместо Nb заметно повышает сопротивление ползучести при сохранении приемлемой пластичности ниже температур хрупко-вязкого перехода [10]. Повышенное сопротивление ползучести было объяснено более эффективным твердорастворным упрочнением при легировании Zr и Zr+Hf и разным распределением легирующих элементов. В частности, было показано, что коэффициент распределения K (γ/α_2) для Nb и Hf близок к единице, тогда как для Zr он больше единицы, что способствует повышению прочности и жаропрочности γ -зерен, которые в дуплексном состоянии являются менее прочными и жаропрочными, чем пластинчатые $\gamma+\alpha_2$ колонии. Между тем разное сопротивление ползучести сплавов, легированных Nb, Zr и Zr+Hf, может

быть связано и с разным влиянием этих легирующих элементов на несоответствие параметров решеток («misfit») γ (TiAl)- и α_2 (Ti₃Al)-фазы. Neumeier и др. [11] продемонстрировали, что легирование Zr вместо Nb уменьшает несоответствие параметров решеток γ (TiAl) и α_2 (Ti₃Al) и снижает уровень когерентных напряжений на межфазных границах, способствующих эмиссии дислокаций из границ раздела γ/α_2 в условиях высокотемпературного нагружения. Этот фактор должен играть определенную роль и в случае дуплексной структуры. Как известно, в пластинчатой структуре γ -TiAl сплавов между фазами γ и α_2 выполняется ориентационное соотношение Блэкберна:

$$(0001)_{\alpha_2} \parallel \{111\}_\gamma \text{ и } \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma \quad (1)$$

Несоответствия межатомных расстояний в плотноупакованных направлениях γ - и α_2 -фазы вызывают когерентные напряжения, которые тем больше, чем больше эти несоответствия [3]. Поскольку направления $\gamma\langle 110 \rangle$ и $\gamma\langle 101 \rangle$ не эквивалентны в γ -фазе, имеющей сверхрешетку L1₀, несоответствия параметров решеток фаз γ и α_2 в направлениях $\langle 110 \rangle$ и $\langle 110 \rangle_\gamma$ -фазы (ϵ_{110} и ϵ_{101}) будут различны [11]:

$$\epsilon_{110} = \frac{a_{\alpha_2}}{\sqrt{2 \cdot a_\gamma^2}} - 1, \quad (2)$$

$$\epsilon_{101} = \frac{a_{\alpha_2}}{\sqrt{a_\gamma^2 + c_\gamma^2}} - 1, \quad (3)$$

где a_γ , c_γ и a_{α_2} — параметры решеток γ (TiAl)- и α_2 (Ti₃Al)-фазы.

Цель настоящей работы – изучение влияния Nb, Zr и Zr+Hf на параметры решеток γ (TiAl)- и α_2 (Ti₃Al)-фазы в сплавах на основе Ti-44Al-0.2B (ат.%). Для сплавов будут определены степень тетрагональности γ -фазы (c_γ/a_γ), отношение $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ α_2 -фазы и величина несоответствия параметров решеток фаз γ и α_2 , используя выражения (2) и (3). Как и в предыдущей работе [10], в сплавах будет получена подобная дуплексная структура. Это позволяет исключить влияние различной структуры на параметры

решеток и определить влияние легирующих элементов. Полученные результаты будут сопоставлены с данными по сопротивлению ползучести [10].

2. Материалы и методики

Исследовали γ -TiAl сплавы следующих составов (ат.%): Ti-44Al-0.2B, Ti-44Al-5Nb-0.2B, Ti-44Al-5Zr-0.2B и Ti-44Al-2.5Zr-2.5Hf-0.2B (последний сплав далее обозначается как Ti-44Al-5(Zr+Hf)-0.2B). Сплавы были получены на лабораторной установке с помощью аргоно-дуговой плавки в виде 100-граммовых слитков с примерным размером $\varnothing 45 \times 17$ мм. Слитки сплавов переплавляли до 10 раз для достижения высокой химической однородности. Микрорентгеноспектральный (EDS) анализ полученных слитков подтвердил близость составов сплавов к номинальным составам.

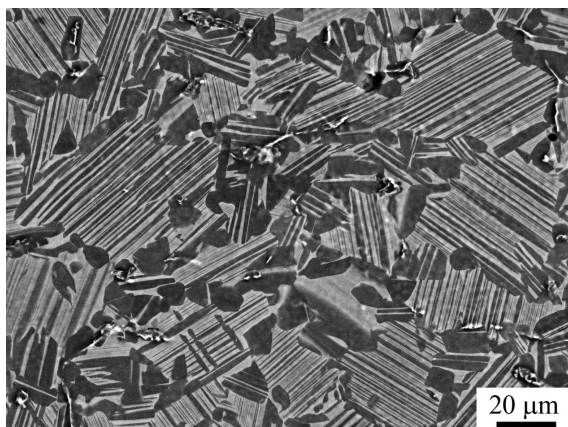
Литые сплавы подвергли деформации сжатием при $T=950^\circ\text{C}$ и низкой скорости деформации на степень $\varepsilon \approx 30\%$. Деформированные заготовки сплавов отжигали при $T=1250^\circ\text{C}$ (2 ч) с охлаждением в печи и при $T=900^\circ\text{C}$ (4 ч). Из термически обработанных заготовок вырезали плоские образцы для испытаний на сопротивление ползучести. Образцы перед испытаниями механически шлифовали с постепенным уменьшением абразивности

до 4000 grit. Испытания проводили на воздухе при $T=700^\circ\text{C}$ и нагрузках 250 и 350 МПа [10].

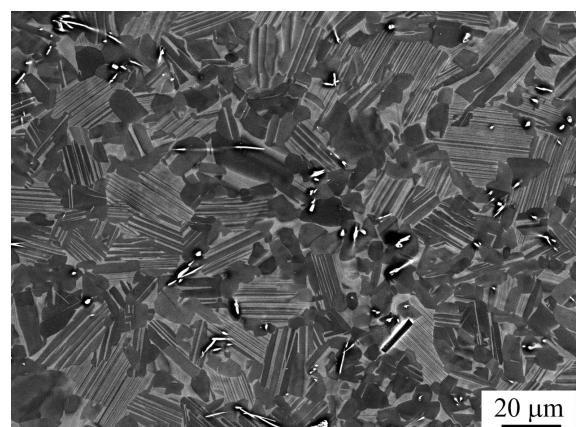
Микроструктуру изучали с помощью сканирующей электронной микроскопии (РЭМ) в режиме обратно-рассеянных (BSE) электронов. Рентгеноструктурный анализ проводили с использованием излучения Cu-K_α . Параметры решеток измеряли, принимая во внимание два различных образца на каждый сплав, при этом в расчет брали средние значения параметров решеток фаз. Степень тетрагональности решетки γ -фазы (отношение c_γ/a_γ) была рассчитана, используя пики (002) и (200). Параметры c_{α_2} и a_{α_2} α_2 -фазы рассчитывали по пикам (2 $\bar{1}$ 10) и (0002). Несоответствия параметров решеток γ/α_2 фаз были рассчитаны с помощью выражений (2) и (3).

3. Результаты и обсуждение

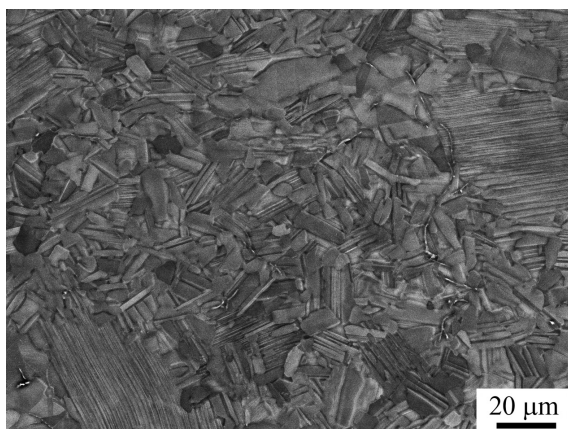
На Рис. 1 представлена микроструктура сплавов после деформационной и термической обработки. Обработка приводит к измельчению структуры всех сплавов и формированию дуплексной структуры с близкими микроструктурными параметрами: размеры γ зерен и $\gamma+\alpha_2$ колоний, как и объемная доля пластинчатой составляющей в сплавах оказываются близкими [10]. На Рис. 2



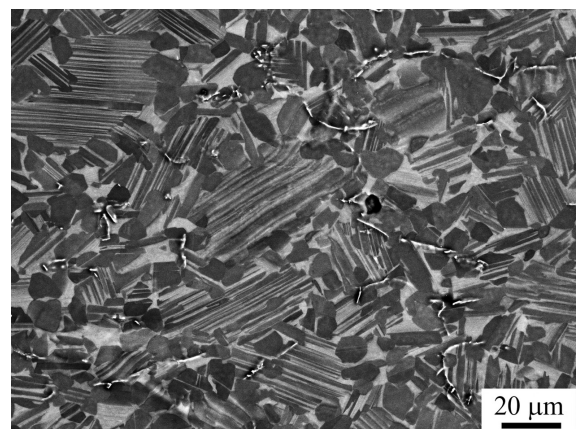
a



b



c



d

Рис. 1. Микроструктура сплавов в дуплексных состояниях, полученных после деформационной и термической обработки (РЭМ, BSE): Ti-44Al-0.2B (a); Ti-44Al-5Nb-0.2B (b), Ti-44Al-5Zr-0.2B (c), Ti-44Al-5(Zr+Hf)-0.2B (d).

Fig. 1. BSE images of the alloys in the duplex conditions obtained via upset forging and heat treatment: Ti-44Al-0.2B (a), Ti-44Al-5Nb-0.2B (b), Ti-44Al-5Zr-0.2B (c) and Ti-44Al-5(Zr+Hf)-0.2B (d).

показаны дифрактограммы, полученные для сплавов в дууплексных состояниях. Во всех сплавах наблюдаются пики двух интерметаллидных фаз — γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al, пики β (β_0)-фазы отсутствуют, что согласуется с электронно-микроскопическими наблюдениями.

В Табл. 1 и на Рис. 3 представлены значения параметров решеток фаз γ и α_2 и рассчитанные значения степени тетрагональности γ -фазы (c_γ/a_γ) и отношения параметров $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ α_2 -фазы, полученные для сплавов в дууплексных состояниях при комнатной температуре. По сравнению с базовым сплавом легирование Nb незначительно изменяет параметры решеток обеих фаз. При этом степень тетрагональности γ -фазы незначительно снижается, а отношение параметров $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ α_2 -фазы незначительно возрастает. Это объясняется тем, что Nb, занимающий в сверхрешетках обеих интерметаллидных фаз предпочтительно подрешетку Ti, имеет близкий к титану атомный радиус (несоответствие атомных радиусов Ti и Nb не превышает 0.2%) [3]. Легирование Zr и Zr+Hf приводит к небольшому увеличению параметра c и к заметному увеличению параметра a γ -фазы. В результате степень тетрагональности γ -фазы при легировании Zr и Zr+Hf значительно понижается, приближая решетку к кубической. Это объясняется, по-видимому, следующим. Атомы Ti и Al располагаются в решетке γ -фазы, имеющей сверхструктуру L1₀, послойно. Zr и Hf, имеющие значительно большие атомные радиусы, чем Ti (0.160 и 0.159 нм против 0.145 нм), занимают предпочтительно подрешетку Ti (поскольку Ti, Zr и Hf при-

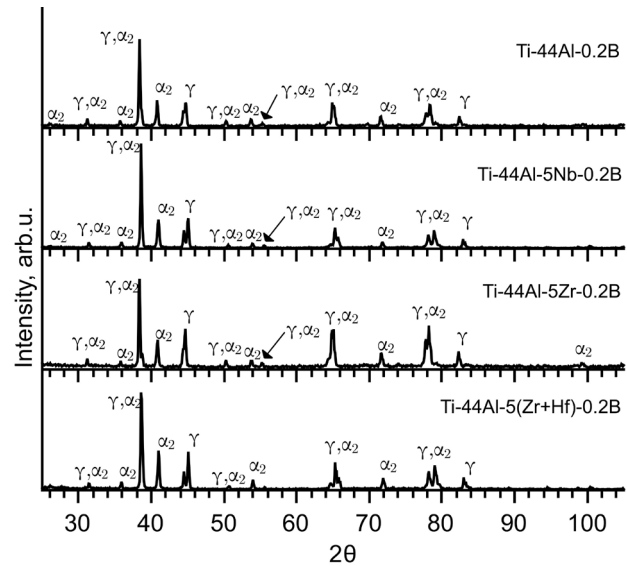


Рис. 2. Дифрактограммы, полученные для исследуемых сплавов в дууплексных состояниях.

Fig. 2. XRD patterns obtained for the investigated alloys in the duplex conditions.

надлежат к одной IVB подгруппе таблицы Менделеева), т.е. располагаются послойно. Это приводит к более значительному увеличению параметра a γ -фазы и незначительному увеличению параметра c . Таким образом, изменение параметров решетки γ -фазы при легировании Nb, Zr и Hf может быть качественно объяснено

Табл. 1. Средние значения параметров решеток γ - и α_2 -фазы и рассчитанные значения степени тетрагональности γ -фазы c_γ/a_γ и отношения параметров $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ α_2 -фазы, полученные для сплавов в дууплексных состояниях при комнатной температуре.

Table 1. The average lattice parameters of the γ and α_2 phase and the calculated tetragonal distortion (c_γ/a_γ) of the γ phase and the $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ ratio of the α_2 phase obtained for the alloys in the duplex conditions at room temperature.

Сплав / Alloy	a_γ , Å	c_γ , Å	c_γ/a_γ	a_{α_2} , Å	c_{α_2} , Å	$c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$
Ti-44Al-0.2B	4.0107	4.0603	1.0124	5.754	4.6365	1.6116
Ti-44Al-5Nb-0.2B	4.0146	4.0611	1.0116	5.7558	4.6496	1.6156
Ti-44Al-5Zr-0.2B	4.0463	4.0743	1.0069	5.7757	4.639	1.6064
Ti-44Al-5(Zr+Hf)-0.2B	4.0419	4.0722	1.0075	5.7804	4.6429	1.6064

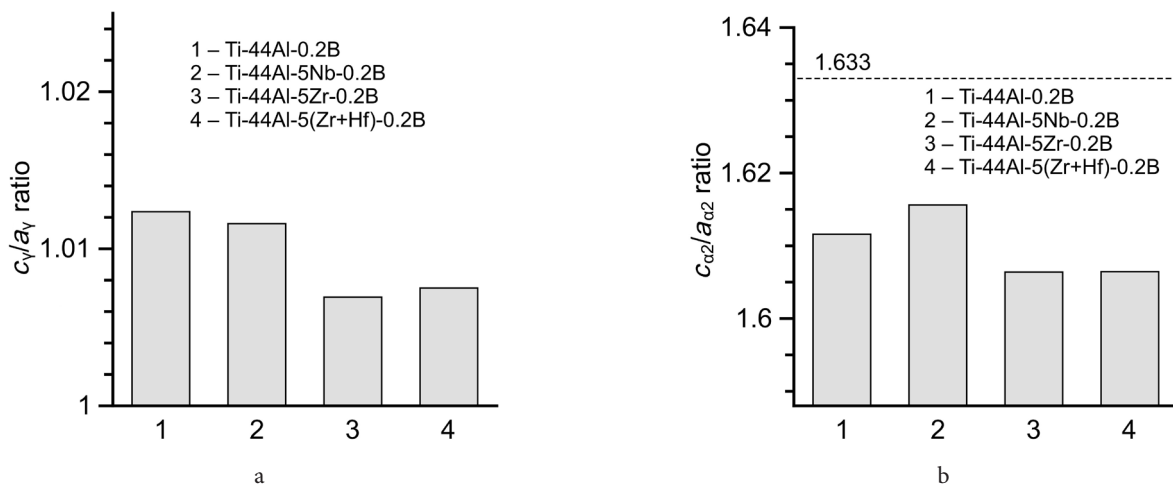


Рис. 3. Степень тетрагональности γ -фазы (а) и отношение параметров решетки α_2 -фазы (б), полученные для исследуемых сплавов в дууплексных состояниях.

Fig. 3. Tetragonal distortion of the γ phase (a) and lattice parameters ratio of the α_2 phase (b) obtained for the investigated alloys in the duplex conditions.

из знания атомных радиусов легирующих элементов и их расположения в решетке γ -фазы. Легирование Zr и Zr+Hf также приводит к незначительным изменениям параметров решетки α_2 -фазы. При этом отношение $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ решетки α_2 -фазы уменьшается (Рис. 3b).

Следует отметить, что влияние Nb, Zr и Zr+Hf на параметры решеток интерметаллидных фаз также соотносится с распределением этих элементов между фазами γ и α_2 . В частности, известно, что Zr в большей степени концентрируется в γ -фазе, тогда как Nb и Hf распределяются примерно в равной степени между γ - и α_2 -фазами [10–12]. Этим объясняется менее значительное уменьшение степени тетрагональности γ -фазы в случае сплава легированного Zr+Hf в сравнении со сплавом, легированным Zr. Следует отметить, что уменьшение степени тетрагональности и приближение решетки γ -фазы к кубической способствует увеличению числа систем скольжения и подвижности дислокаций в γ -фазе, что должно положительно повлиять на пластичность сплава и отрицательно на сопротивление ползучести сплава. Влияние легирования на параметры решетки α_2 -фазы, как уже отмечалось, оказалось незначительным. Тем не менее, уменьшение отношения $c_{\alpha_2}/a_{\alpha_2}$ α_2 -фазы при легировании Zr и Zr+Hf увеличивает отклонение от идеального для ГПУ решетки значения (1.633), что способствует уменьшению пластичности α_2 -фазы.

Полученные значения параметров решеток фаз γ и α_2 сплавов, легированных Nb и Zr, согласуются с данными, полученными в работе [11]. Некоторое различие в параметрах решетки γ -фазы, полученное для базового сплава Ti-44Al-0.2B и бинарного сплава Ti-44Al в работе [11], может быть связано с разной микроструктурой — мелкозернистой дуплексной в сплаве Ti-44Al-0.2B (Рис. 1a) и крупнопластинчатой в Ti-44Al.

В Табл. 2 представлены рассчитанные несоответствия параметров решеток фаз γ и α_2 сплавов в дуплексных состояниях. Несоответствие параметров решеток незначительно уменьшается при легировании Nb, более значительно при легировании Zr+Hf и в наибольшей степени при легировании Zr. Как отмечалось, уменьшение несоответствия параметров решеток интерметаллидных фаз уменьшает когерентные напряжения и эмиссию дислокаций от границ γ/α_2 в условиях высокотемпературного нагружения, что способствует повышению жаропрочности сплава. Этот фактор особенно значим для пластинчатой структуры, но, как видно из Табл. 2,

имеет значение и для дуплексной структуры. Наименьшая минимальная скорость ползучести наблюдается для сплавов, легированных Zr и Zr+Hf, в которых отмечается наименьшее несоответствие параметров решеток фаз γ и α_2 . Меньшая скорость ползучести в сплаве Ti-44Al-5(Zr+Hf)-0.2B, чем в Ti-44Al-5Zr-0.2B, по-видимому, объясняется тем, что Hf, будучи тугоплавким элементом, сильнее замедляет диффузию, чем Zr, что перекрывает положительный эффект снижения когерентных напряжений из-за уменьшения несоответствия параметров решеток. Отметим, что несоответствия параметров решеток фаз γ и α_2 , полученные для сплавов, легированных Zr и Nb, близки к полученным в работе [11].

Полученные результаты показывают, что легирование Zr и Zr+Hf оказывает довольно значительное влияние на параметры решетки γ -фазы и слабо влияет на параметры решетки α_2 -фазы, в то время как легирование Nb приводит лишь к незначительным изменениям параметров решеток фаз γ и α_2 по сравнению с базовым сплавом Ti-44Al-0.2B. Хотя изменения степени тетрагональности γ -фазы и несоответствия параметров решеток фаз γ и α_2 оказывают значительное влияние на сопротивление ползучести и жаропрочность сплава, указанные параметры не имеют строгой корреляции с сопротивлением ползучести исследуемых сплавов, поскольку оно зависит от многих факторов, рассматриваемых ниже.

Как отмечалось, снижение степени тетрагональности γ -фазы (приближение к 1) должно оказывать отрицательное влияние на сопротивление ползучести, а меньшее несоответствие параметров решеток ведет к повышению сопротивления ползучести. Zr и Hf имеют больший атомный радиус, чем Nb, что обеспечивает большее твердорастворное упрочнение. Это подтвердили испытания на растяжение [10]. Большее твердорастворное упрочнение должно положительно влиять на сопротивление ползучести. Легирование Nb замедляет диффузию сильнее, чем легирование Zr [13]. Данные о влиянии Hf на диффузию отсутствуют, но Hf относится к тугоплавким элементам и в сравнении с Zr должен замедлять диффузию, оказывая положительное влияние на сопротивление ползучести. Nb и Hf распределяются примерно в равной степени между фазами γ и α_2 , а Zr в большей степени — в γ -фазе [10–12,14]. Повышенное содержание Zr в γ -фазе благоприятно для сопротивле-

Табл. 2. Несоответствия параметров решеток фаз γ и α_2 в обоих кристаллографических направлениях γ -фазы в исследуемых сплавах и минимальные скорости ползучести, взятые из работы [10], полученные при 700°C и нагрузках 250 и 350 МПа.

Table 2. The γ/α_2 lattice misfits determined in both crystallographic directions of the γ phase in the alloys under study and the minimal creep rates taken from ref. [10] and obtained at 700°C and loadings of 250 and 350 MPa.

Сплав Alloy	$\varepsilon_{110}, \%$	$\varepsilon_{101}, \%$	Минимальная скорость ползучести, s^{-1} Minimal creep rate, s^{-1}	
			700°C / 250 МПа 700°C / 250 MPa	700°C / 350 МПа 700°C / 350 MPa
Ti-44Al-0.2B	1.45	0.82	3.94×10^{-8}	3.02×10^{-7}
Ti-44Al-5Nb-0.2B	1.38	0.79	1.82×10^{-8}	1.12×10^{-7}
Ti-44Al-5Zr-0.2B	0.93	0.59	1.28×10^{-8}	3.61×10^{-8}
Ti-44Al-5(Zr+Hf)-0.2B	1.13	0.75	7.73×10^{-9}	2.4×10^{-8}

ния ползучести в случае дуплексной структуры. Присутствие Nb может приводить к неблагоприятным фазовым превращениям в течение длительной выдержки при 700–750°C [14–16], что неблагоприятно для сопротивления ползучести. Zr и Hf имеют высокую растворимость в фазах γ и α_2 , и легирование этими элементами (которые, как и Ti, относятся к IVB подгруппе таблицы Менделеева) не должно вести к образованию нежелательных фаз. Nb и Zr+Hf обеспечивают слабую, но чуть более высокую β -стабилизацию, чем Zr [10]. Более слабая β -стабилизация Zr должна оказывать положительное влияние на сопротивление ползучести. В Табл. 3 рассмотрены все указанные факторы и дана качественная оценка их влияния на сопротивление ползучести сплавов на основе Ti-44Al-0.2B.

Таким образом, влияние легирования Nb, Zr и Zr+Hf на сопротивление ползучести и жаропрочность β -затвердевающих γ -TiAl сплавов должно рассматриваться через влияние этих элементов на различные физические факторы. По-видимому, некоторые из них, такие как несоответствие параметров решеток фаз γ и α_2 , твердорастворное упрочнение и диффузия, оказывают большее влияние на сопротивление ползучести, чем другие. Если рассматривать все факторы, как имеющие примерно равное влияние, то можно заключить, что число факторов, положительно влияющих на сопротивление ползучести, выше в случае сплавов, легированных Zr и Zr+Hf, чем легированного Nb. Этим объясняется более высокое сопротивление ползучести сплавов, легированных Zr и Zr+Hf (Табл. 2).

4. Заключение

Методом рентгеновской дифракции исследовали влияние легирования Nb, Zr и Zr+Hf на параметры решеток фаз γ (TiAl) и α_2 (Ti₃Al) базового сплава состава Ti-44Al-0.2B (ат.%). Полученные результаты показывают,

что влияние легирования на сопротивление ползучести следует рассматривать с учетом его влияния на параметры решеток фаз γ и α_2 , которые, в свою очередь, влияют на различные физические процессы, определяющие сопротивление ползучести сплава. По работе можно сделать следующие выводы:

- степень тетрагональности γ -фазы (c_γ/a_γ) в сплавах с дуплексной структурой является самой высокой в базовом сплаве Ti-44Al-0.2B ($c_\gamma/a_\gamma=1.0124$) и меньшей в сплавах, легированных Nb, Zr+Hf и Zr ($c_\gamma/a_\gamma=1.0116$, 1.0075 и 1.0069, соответственно);

- несоответствие параметров решеток фаз γ и α_2 — самое высокое в сплаве Ti-44Al-0.2B, за которым следуют сплавы, легированные Nb, Zr+Hf и Zr. Для сплавов Ti-44Al-0.2B, Ti-44Al-5Nb-0.2B, Ti-44Al-5Zr-0.2B и Ti-44Al-5(Zr+Hf)-0.2B несоответствие параметров решеток γ/α_2 фаз в обоих кристаллографических направлениях γ -фазы составило $\varepsilon_{110}/\varepsilon_{101}=1.45/0.82$, 1.38/0.79, 0.93/0.59 и 1.13/0.75, соответственно;

- степень тетрагональности γ -фазы не имеет прямой корреляции с сопротивлением ползучести. Тем не менее, пониженные значения c_γ/a_γ , полученные для сплавов, легированных Zr+Hf и Zr, должны способствовать более легкому скольжению дислокаций и, вероятно, оказывать отрицательное влияние на сопротивление ползучести. Тот факт, что сплавы, легированные Zr+Hf и Zr, показывают более высокое сопротивление ползучести, чем легированный Nb, объясняется, прежде всего, пониженным несоответствием параметров решеток фаз γ и α_2 и более эффективным твердорастворным упрочнением благодаря большему атомному радиусу Zr и Hf, чем Nb;

- несоответствие параметров решеток фаз γ и α_2 является фактором, оказывающим сильное влияние на сопротивление ползучести β -затвердевающих γ -сплавов даже в случае дуплексной структуры, содержащей около 50 об.% пластинчатой составляющей. Наименьшую минимальную скорость ползучести демонстрируют спла-

Табл. 3. Качественная оценка влияния легирования Nb, Zr и Zr+Hf сплава Ti-44Al-0.2B на сопротивление ползучести через различные физические факторы (обозначена знаками «+», «±» и «–»)

Table 3. Qualitative evaluation of the effect of Nb, Zr and Zr+Hf on the creep resistance of the base alloy via different physical factors (designated as “+”, “±” and “–”).

Физический фактор Physical factors	Влияние на сопротивление ползучести The qualitative influence on the creep resistance		
	Nb	Zr	Zr+Hf
Степень тетрагональности (c_γ/a_γ) γ -фазы The tetragonal distortion c_γ/a_γ of the γ unit cell	+	–	–
Несоответствие параметров решеток γ - и α_2 -фазы The γ/α_2 lattice misfits	–	+	+
Твердорастворное упрочнение Solid solution hardening	–	+	+
Влияние легирования на диффузию Effect of alloying on diffusivity	+	–	±
Распределение между γ - и α_2 -фазой Partition between the γ and α_2 phase	±	+	±
Растворимость в γ - и α_2 -фазе (образование дополнительных фаз) Solubility in the γ and α_2 phase (the formation of additional phases)	±	+	+
β -стабилизирующий эффект β -stabilizing effect	±	+	±

вы, легированные Zr и Zr+Hf, в которых несоответствие параметров решеток фаз γ и α_2 является наименьшим среди исследованных сплавов.

Благодарности/Acknowledgements. Работа выполнена при поддержке Министерства науки и Высшего образования Российской Федерации в рамках Госзадания ИПСМ РАН (№АААА-А171170413102154). Экспериментальные исследования были выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием ИПСМ РАН. / The work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation according to the State Assignment of the IMSP RAS (No. АААА-А17-117041310215-4). The work was performed using the facilities of the shared services center "Structural and Physical-Mechanical Studies of Materials" at the Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences.

Литература/References

1. B. P. Bewlay, S. Nag, A. Suzuki, M. J. Weimer. Mater. at High Temps. 33, 549 (2016). [Crossref](#)
2. P. Janschek. Materials Today: Proceedings. 2S, S92 (2015). [Crossref](#)
3. F. Appel, J. D. H. Paul, M. Oehring. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology. Wiley-VCH, Weinheim (2011). [Crossref](#)
4. V. Küstner, M. Oehring, A. Chatterjee, V. Güther, H.-G. Brokmeier, H. Clemens, et al. In: Gamma titanium aluminides 2003 (Ed. by Y.-W. Kim, H. Clemens, A. H. Rosenberger). Warrendale (PA), TMS (2003) pp. 89–96.
5. Y. Jin, J. N. Wang, J. Yang, Y. Wang. Scr. Mater. 51, 113 (2004). [Crossref](#)
6. R. M. Imayev, V. M. Imayev, M. Oehring, F. Appel. Intermetallics. 15, 451 (2007). [Crossref](#)
7. V. M. Imayev, R. M. Imayev, T. I. Olenova, T. G. Khismatullin. Phys. Met. & Metallogr. 106 (6), 641 (2008). [Crossref](#)
8. H. Clemens, W. Wallgram, S. Kremmer, V. Güther, A. Otto, A. Bartels. Adv. Eng. Mater. 10, 707 (2008). [Crossref](#)
9. H. Clemens, S. Mayer. Adv. Eng. Mater. 15, 191 (2013). [Crossref](#)
10. V. M. Imayev, A. A. Ganeev, D. M. Trofimov, N. Ju. Parkhimovich, R. M. Imayev. Mater. Sci. Eng. A. 817, 141388 (2021). [Crossref](#)
11. S. Neumeier, J. Bresler, C. Zenk, L. Haußmann, A. Stark, F. Pyczak, M. Göken. Adv. Eng. Mater. 23 (11), 2100156 (2021). [Crossref](#)
12. R. Kainuma, Y. Fujita, H. Mitsui, I. Ohnuma, K. Ishida. Intermetallics. 8, 855 (2000). [Crossref](#)
13. Chr. Herzig, T. Przeorski, M. Friesel, F. Hisker, S. Divinski. Intermetallics. 9, 461 (2001). [Crossref](#)
14. T. T. Cheng, M. R. Willis, I. P. Jones. Intermetallics. 7, 89 (1999). [Crossref](#)
15. Z. W. Huang, T. Cong. Intermetallics. 18, 161 (2010). [Crossref](#)
16. Z. W. Huang. Intermetallics. 42, 170 (2013). [Crossref](#)