

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

7. *Appel F., Oehring M.*  $\gamma$ -Titanium Aluminide alloys: Alloys Design and Properties, Titanium and Titanium Alloys, Fundamentals and Application, Ed. by C. Leyens, M. Peters, Wiley-VCH, GmbH & Co. KGaA, Weinheim. 2003. P. 89–152.

8. *Иванов В.И., Ночовная Н.А.* Перспективные жаропрочные материалы на основе алюминидов титана: Труды Международ. науч.-техн. конф. «Научные идеи С.Т. Кишкина и современное материаловедение». М.: ВИАМ. 2006. С. 98–103.

*А.И. ХОРЕВ, Н.А. НОЧОВНАЯ, А.Л. ЯКОВЛЕВ*

### **МИКРОЛЕГИРОВАНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Микролегирование с целью модифицирования структуры практически не изменяет механических свойств фазовых составляющих сплава, но влияет на морфологию структуры, изменяя размер зерен фазовых составляющих и состояние их границ. Такие изменения приводят к существенному улучшению структурно-фазового состояния и повышению механических свойств. Важнейшая роль при создании новых сплавов отводится микролегированию, в том числе редкоземельными металлами (РЗМ).

Модифицирование металлов и сплавов осуществляется, как правило, либо путем введения тугоплавких элементов, которые искусственно увеличивают число зародышей при кристаллизации, либо путем введения поверхностно-активных элементов, которые, адсорбируясь на границах кристаллов, создают определенный барьер между кристаллом и жидкостью, препятствуя его росту. Механизм влияния редкоземельных элементов в качестве микролегирующих добавок различен. Такие микролегирующие добавки могут отличаться высокой энергией связи с вакансиями. В этом случае атомы микролегирующей добавки действуют как ловушки для вакансий. При этом затрудняются диффузионные процессы, связанные с участием вакансий в транспортировке атомов легирующих элементов. В титановых сплавах, содержащих эвтектоидобразующие легирующие элементы, микродобавки будут подавлять процессы образования и роста интерметаллидных фаз. Редкоземельные элементы могут располагаться преимущественно на границе раздела матричной  $\beta$ -фазы и выделяющейся  $\alpha$ -фазы, уменьшая поверхностную энергию, что в свою очередь приводит к уменьшению критического размера зародыша  $\alpha$ -фазы. Распад становится более равномерным и более дисперсным. В связи с тем, что поверхностная энергия при введении редкоземельных элементов уменьшается, термодинамический потенциал роста продуктов распада также уменьшается [1–4].

Поскольку для титановых сплавов редкоземельные элементы являются ярко выраженными гомофильными элементами, то при микролегировании ими сплавов этого класса возникает эффект «скопления» легирующих элементов на границах раздела даже при очень небольшой концентрации редкоземельных элементов в сплаве.

Помимо влияния на процессы фазообразования, редкоземельные элементы – это модификаторы, образующие тугоплавкие соединения с кислородом и азотом с температурой плавления 2800°C, которые служат центрами кристаллизации. РЗМ являются также очень сильными раскислителями для титановых сплавов. У РЗМ велико сродство к кислороду, а значения параметра изобарного потенциала ( $-\Delta H$ ) образования оксидов отрицательные и составляют в Дж/моль: 1758 – для  $Y_2O_3$ , 1790 – для  $Gd_2O_3$ , 1935 – для  $Dy_2O_3$ , 916 – для  $TiO_2$  (т.е. почти в два раза меньше, чем для остальных РЗМ). Сродство к кислороду у РЗМ в два раза выше, чем у титана, что обеспечивает эффективное уменьшение содержания кислорода на границах раздела [2, 5].

Редкоземельные элементы образуют тугоплавкие соединения с легкоплавкими примесями, улучшают структуру оксидной пленки, что очень важно для высокопрочных, а особенно для жаропрочных конструктивных титановых сплавов. Кроме того, РЗМ, увеличивая поверхностное натяжение и создавая тонкие пленки на поверхности растущей фазы, тормозят рост последней. Эффективное влияние оказывают РЗМ на процесс сварки и качество сварных швов как в результате их модифицирующего действия, так и в результате уменьшения кислорода на границах и в приграничных зонах [2, 5]. Легирование РЗМ приводит к более равномерному упрочнению при термической обработке, о чем свидетельствуют данные анализа степени рассеяния значений статистического распределения массовых (25 замеров) определений микротвердости по торцу «разрывных» образцов (испытания при растяжении), полученных на сплаве ВТ15, после его старения. Размах вариации микротвердости ( $P = X_{\max} - X_{\min}$ ) для сплава ВТ15 уменьшается с 1750 МПа ( $X_{\max} = 5200$  МПа,  $X_{\min} = 3470$  МПа) до 735 МПа ( $X_{\max} = 4100$  МПа,  $X_{\min} = 3370$  МПа) при введении 0,1% Y, а с введением 0,02% Gd – до 835 МПа. Дисперсия (рассеяние) микротвердости ( $S^2$ ) определялась по формулам:

$$S^2 = \frac{1}{m-1} \sum_{n=1}^n (X_{\text{cp}} - X_n)^2, \quad X_{\text{cp}} = \frac{1}{n} \sum_{n=1}^n X_n,$$

где  $X_n$  – результат опыта;  $n$  – число опытов.

Исследования, проведенные в работе [1–3] по микролегированию РЗМ сплава ВТ15, показали, что улучшение механических свойств сплава от введения Dy и Y наблюдается на листах толщиной 2 мм в большей мере, чем на прутках. Обладая большим сродством к кислороду, чем титан, РЗМ способствуют образованию на поверхности листового материала более устойчивой оксидной пленки, затрудняющей проникновение кислорода в глубь металла. После нагрева при 750°C в течение 1 ч, окисляемость сплава ВТ15, оцениваемая по привесу металла на единицу площади, составляет в мг/см<sup>2</sup>:

В исходном состоянии (без модифицирования) . . . .	0,85
С 0,5% Dy . . . . .	0,47
С 0,02% Y . . . . .	0,53
С 0,1% Y . . . . .	0,48.

Редкоземельные металлы в указанных количествах уменьшают окисляемость сплава BT15 в 1,5–2 раза. Результаты исследований послужили основой для создания титановых сплавов с повышенной стойкостью (жаростойкостью) к окислению.

При введении в сплав BT15 0,02% Gd и 0,1% Dy относительное удлинение листов в отожженном состоянии повышается с 12 до 22%, а при введении (0,02–0,1%) Y – до 20–23%, т.е. достигается почти двукратное увеличение пластичности, что может быть объяснено вероятнее всего тем, что РЗМ связывают кислород и азот, освобождая тем самым решетку от элементов внедрения.

Результаты исследований по влиянию гадолиния (Gd) на жаропрочность конструкционного листового псевдо- $\alpha$ -сплава BT38 высокотемпературного применения (до 600°C), приведенные ниже, показали положительное влияние Gd на жаростойкость.

### ***Влияние РЗМ на механические свойства конструкционных листовых титановых сплавов высокотемпературного применения***

В связи с увеличением скоростей полета летательных аппаратов возросла температура аэродинамического нагрева обшивки крыльев, обтекателей, двигателей и других узлов. Возникла необходимость в разработке конструкционных листовых титановых сплавов высокотемпературного применения. Наиболее жаропрочным титановым сплавом, из которого изготавливают листы, является сплав BT20, который рекомендован для применения при температуре до 500°C. Следует отметить, что из сплава BT20 не изготавливают тонкие листы, минимальная толщина поставляемых из этого сплава листов составляет 3 мм [1–11].

Разработаны теория легирования титановых сплавов и механизм многофакторного упрочнения, включающий твердорастворное, дисперсионное и интерметаллидное упрочнение, а также упрочнение химическими соединениями [1, 5, 6, 9]. На основе этих разработок для летательных аппаратов нового поколения созданы перспективные конструкционные листовые титановые псевдо- $\alpha$ -сплавы BT18Y и BT38 высокотемпературного применения (до 600°C).

Применены новые термомеханические режимы изготовления полуфабрикатов и ВТМО, предельно уменьшающие продолжительность высокотемпературного нагрева, что обеспечивает более равномерное распределение структурных составляющих в виде интерметаллидных фаз, химических соединений и твердорастворных дисперсных фаз при более высокой степени их дисперсности [3].

Создан новый процесс и разработаны термомеханические параметры изготовления тонких листов (0,8–1,2 мм) из псевдо- $\alpha$ -сплавов BT18Y и BT38 [9]. Из этих сплавов также изготавливаются листы больших толщин, плиты и другие полуфабрикаты.

Изучали влияние РЗМ на механические свойства псевдо- $\alpha$ -сплавов высокотемпературного применения [1–18]. Сплав BT38 содержит следующие легирующие компоненты: (6,3–6,5%)Al, (3,5–4,5%)Zr, (2,15–2,5%)Sn, (1,0–1,1%)Nb, (0,6–0,7%)Mo, (0,16–0,2%)Si, (0,05–0,2%)Gd. В сплаве BT38 достигнуто предельное легирование  $\alpha$ -твердого раствора и регламентированное распределение интерметаллидных фаз ( $\alpha_2$ ) и химических

соединений (силицидов и др.) путем микролегирования с целью модифицирования структуры редкоземельным элементом гадолинием (0,02–0,2%). Созданы новые процессы термической обработки, обеспечивающие преобразование мелкозернистой структуры листов из сплавов BT18Y и BT38 и повышение их жаропрочности. Листы из сплава BT38 обладают высокими жаропрочными характеристиками при температуре 600°C за 100 ч –  $\sigma_{100}^{600^\circ} = 240$  МПа,  $\sigma_{0,2/100}^{600^\circ} = 60$  МПа. Эти характеристики при 600°C превышают аналогичные характеристики наиболее жаропрочного отечественного жаропрочного листового сплава BT20 в 3–6 раз (табл. 1).

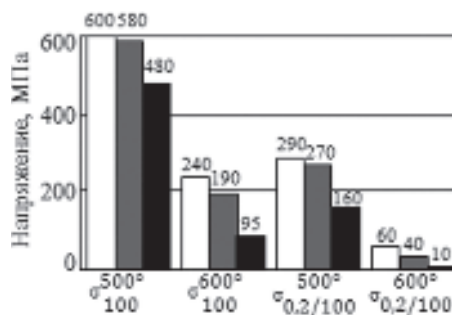
Таблица 1

**Механические свойства листов из сплавов BT38, BT18Y и BT20 при повышенных температурах**

Сплав	500°	600°	500°	600°
	$\sigma_{100}$	$\sigma_{100}$	$\sigma_{0,2/100}$	$\sigma_{0,2/100}$
	МПа			
BT38	600	240	290	60
BT18Y	580	190	270	40
BT20	480	95	160	10

Сплав BT38 при температуре 20°C имеет следующие механические свойства:  $\sigma_B = 971\text{--}991$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 932\text{--}952$  МПа,  $\delta_5 = 14\text{--}16\%$ ;  $KCU = 0,45\text{--}0,52$  МДж/м<sup>2</sup>,  $KCT = 0,21\text{--}0,24$  МДж/м<sup>2</sup>,  $K_c^y = 114,7\text{--}120,9$  МПа $\sqrt{м}$ , МЦУ:  $\sigma_{max} = 350$  МПа при  $N = 2 \cdot 10^5$  цикл и  $K_t = 2,6$ ; СРТУ:  $d2l/dN = 0,32\text{--}0,57$  мм/цикл за 1000 циклов при  $\Delta K = 80$  МПа $\sqrt{м}$ . Статическая чувствительность к надрезу (при двух коэффициентах напряжений больше единицы) составляет 1,1–1,15 (при  $K_t = 2,6$ ) и 1,05–1,08 (при  $K_t = 4,0$ ). Представленные механические свойства и эксплуатационные характеристики сплава BT38 свидетельствуют о его высокой эксплуатационной надежности.

Сплав BT38 по своим механическим характеристикам при 500 и 600°C на 40–50% превосходит лучший листовой отечественный сплав BT20, при этом может быть получена толщина листов 0,8 мм вместо 3 мм, что позволяет повысить весовую эффективность конструкций (см. рисунок). Сплав BT38 рекомендован для применения при температуре до 600°C в конструкциях носовых обтекателей, обшивки, рулях управления и др. для планера самолетов, в двигателях и космических аппаратах, в композиционных материалах и конструкциях [1–11].



Сравнительные механические свойства листов новых титановых сплавов BT38 (□) и BT18Y (■), серийного сплава BT20 (■)

### Сравнение свойств конструкционных листовых титановых сплавов ВТ38 и $\beta$ -21S высокотемпературного применения

Проведем сравнение псевдо- $\alpha$ -сплава ВТ38, разрабатываемого для применения при высоких температурах, и высоколегированного сплава  $\beta$ -21S системы Ti-15Mo-2,8Nb-3Al-0,2Si-0,14O<sub>2</sub> (США). Плотность сплава  $\beta$ -21S (4930 кг/м<sup>3</sup>) на 8,4% выше, чем плотность сплава ВТ38 (4550 кг/м<sup>3</sup>). Температура полиморфного превращения, с повышением которой повышается жаропрочность, у сплава ВТ38 на 250°C выше, чем у сплава  $\beta$ -21S. Сплав  $\beta$ -21S имеет большую дендритную ликвацию (18Mo-3,4Nb – в осях дендритов и 12Mo-2,2Nb – в межосных объемах), что приводит к неоднородности твердорастворного и дисперсионного упрочнения. Проведем сравнение механических свойств сплавов ВТ38 и  $\beta$ -21S в отожженном состоянии (табл. 2). Предел прочности сплава ВТ38 (в отожженном состоянии) на 8,4% выше, чем у сплава  $\beta$ -21S, удельная прочность – на 12%, а критический коэффициент интенсивности напряжения  $K_c^y$  – на 6,3%. Следует отметить, что сплав ВТ38 в отожженном состоянии может применяться при температуре до 600°C, а сплав  $\beta$ -21S – до 204°C. После термического упрочнения предел прочности сплава  $\beta$ -21S повышается до 1337 МПа, а значение  $K_c^y$  резко снижается до 74 МПа $\sqrt{м}$ , что в 1,55 раза меньше, чем у сплава ВТ38. Это свидетельствует о низкой надежности работы сплава  $\beta$ -21S при таком уровне прочности. В таком состоянии сплав рекомендуют применять при температуре до 427°C.

Таблица 2

Сравнительные механические свойства листовых титановых сплавов

Сплав	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_B/d$ , км (усл. ед.)	$K_c^y$ , МПа $\sqrt{м}$
ВТ38	971	20,34 (971/4,55)	114,7
$\beta$ -21S	896	18,17 (896/4,93)	108

Сплав  $\beta$ -21S после двойного старения (691°C, 8 ч + 650°C, 8 ч) рекомендован для применения при температуре до 650°C, имеет прочность  $\sigma_B = 862$  МПа, удельную прочность  $\sigma_B/d = 17,48$  км (усл. ед.), а у сплава ВТ38 в отожженном состоянии  $\sigma_B/d = 20,34$  км (усл. ед.), что на 16,4% выше. В таком состоянии сплав  $\beta$ -21S имеет более низкие значения  $K_c^y = 101$  МПа $\sqrt{м}$ , чем у этого же сплава в отожженном состоянии. Значения  $K_c^y$  у сплава ВТ38 в этом случае выше на 14%, чем у сплава  $\beta$ -21S, а значит надежность работы сплава ВТ38 выше. Сплав  $\beta$ -21S после двойного старения имеет низкую термическую стабильность, относительное удлинение  $\delta$  снижается с 19% (в исходном состоянии) до 5 и 2,5% после выдержки при температуре 616°C в течение 500 и 1000 ч соответственно. Причиной снижения пластичности является также повреждение поверхности в результате окисления. В сплаве  $\beta$ -21S после двойного старения в течение 16 ч процесс распада термически нестабильной  $\beta$ -фазы не заканчивается, и превращение ее в  $\alpha$ -фазу, большего удельного объема,

продолжается в процессе дальнейших эксплуатационных нагревов, что сопровождается увеличением ползучести сплава. Кроме того, в температурном интервале 250–350°C (при нагреве до 650°C) возможно образование хрупкой  $\omega$ -фазы, особенно в обедненных  $\beta$ -стабилизаторами (12Mo–2,2Nb) междендритных участках, что может сопровождаться хрупкостью сплава.

Сплав  $\beta$ -21S содержит значительно большее количество дорогостоящих и дефицитных легирующих элементов: молибдена – в 23 раза и ниобия – в 2,7 раза при меньшем (в 2 раза) количестве более дешевого, чем титан, алюминия. Сплав VT38 содержит 0,07% гадолиния, стоимость которого в килограмме шихты незначительна (4 руб.). Стоимость псевдо  $\alpha$ -сплава VT38 на 20–25% ниже стоимости зарубежного сплава  $\beta$ -21S, содержащего большее количество дорогостоящих легирующих элементов.

Расход электроэнергии, длительность термообработки и трудоемкость у сплава VT38 в 5 раз меньше, чем при термообработке сплава  $\beta$ -21S.

Фундаментальные и прикладные исследования по легированию РЗМ и полученные результаты открывают широкую перспективу для работы по важнейшему новому научному направлению: «Микролегирование РЗМ титановых сплавов для авиационной и ракетно-космической техники».

### Выводы

1. Проведены научные и практические исследования по микролегированию титановых сплавов, предназначенных для авиационной и ракетно-космической техники, редкоземельными металлами; установлено положительное влияние РЗМ на формирование однородных макро-, микро-, наноразмерных структур и высоких механических свойств на всех стадиях технологического процесса – от выплавки слитка до создания конструкций.

2. Микролегирование редкоземельными элементами – благодаря уменьшению в сплавах величины зерна и содержания примесей по его границам, обеспечению более дисперсного и равномерного распада метастабильных фаз при старении, – повышает механические свойства сплавов с ( $\alpha + \beta$ )- и  $\beta$ -структурой.

3. Установлено и научно обосновано более эффективное повышение механических свойств титановых сплавов при введении микролегирующих элементов РЗМ в термически упрочненном состоянии (по сравнению с отожженным), сплавов с перегретой в  $\beta$ -области структурой, чем у сплавов с равноосной мелкозернистой структурой. Следует отметить, что при формировании макро-, микро- и наноразмерных составляющих структур роль РЗМ высока и весьма эффективна.

4. Уменьшение окисляемости при введении РЗМ является важнейшим положительным эффектом улучшения качества, достигнутого в современном металловедении титана и его сплавов.

5. Разработан конструкционный титановый псевдо- $\alpha$ -сплав VT38, содержащий 0,05–0,2% редкоземельного металла гадолиния, предназначенный для применения в виде листов в конструкциях авиационной и космической техники, работающих при температуре до 600°C.

6. Сплав VT38 по механическим, физическим и экономическим характеристикам превосходит сплав  $\beta$ -21S (США), рекомендованный для применения при высоких температурах.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Хорев А.И., Мухина Г.П., Жегина И.П.* Влияние редкоземельных элементов на свойства титановых сплавов / В сб.: Легирование и термическая обработка титановых сплавов. М.: ВИАМ. 1977. С. 106–114.
2. *Кацук В.А., Светлов М.Б.* Исследование некоторых свойств сплава ВТ5Л с добавлением редкоземельных элементов / В сб.: Труды 3-й Международной конф. по титану. 1978. С. 311–367.
3. *Ночовная Н.А., Рябчиков А.И.* Влияние дозы облучения при имплантации ионов гафния на физико-химическое состояние поверхностных слоев и механические свойства жаропрочных титановых сплавов // Поверхность. Физика, химия, механика. 1993. № 5. С. 132–136.
4. *Nochovnaya N., Shulov V., Remnev G.* Modification of the properties of aircraft engine compressor blades by uninterrupted and pulse-ion beams // Surface and coatings technology. 1997. SCT-3306. P. 1–6.
5. *Хорев А.И.* Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов: Учеб. пособие. М.: Машиностроение. 1979. 228 с.
6. *Хорев А.И.* Разработка теоретических и практических основ повышения конструкционной прочности титановых сплавов путем комплексного легирования и микролегирования / В сб.: Ti-2007 в СНГ. 2007. С. 226–234.
7. *Хорев А.И.* Теория и практика разработки композиционных слоистых материалов из титановых сплавов / В сб.: Ti-2006 в СНГ. 2006. С. 336–341.
8. *Хорев А.И.* Разработка теоретических и практических основ повышения конструкционной прочности титановых сплавов термической, термомеханической обработкой и текстурным упрочнением / В сб. Ti-2007 в СНГ. 2007. С. 423–430.
9. *Хорев А.И.* Теория и практика создания современных комплексно-легированных титановых сплавов / В сб.: Ti-2009 в СНГ. 2009. С. 288–302.
10. *Хорев А.И.* Создание теоретических и практических основ получения высокой и сверхвысокой конструкционной прочности перспективных титановых сплавов / В сб.: Ti-2009 в СНГ. 2009. С. 302–315.
11. *Хорев А.И.* Теоретические и практические основы создания современных конструкционных титановых сплавов и технологий для авиакосмической и ракетной техники // Авиационные материалы и технологии. Вып. «Перспективы развития и применения титановых сплавов для самолетов, ракет, двигателей и судов: Сб. докл. 2007. С. 23–40.

*И.С. КОРНЫШЕВА, Е.Ф. ВОЛКОВА,  
Е.С. ГОНЧАРЕНКО, И.Ю. МУХИНА*

### ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ МАГНИЕВЫХ И ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

В настоящее время магниевые сплавы вызывают у конструкторов авиационной и космической техники особый интерес. За последние 15–20 лет производство первичного магния в мире практически удвоилось и достигло 500–550 тыс. тонн в год. Магниевые сплавы являются не только самым легким конструкционным металлом, но и остаются единственным конкурентом конструкционных пластмасс по весовым характеристикам, обладая при этом существенными преимуществами.

*Деформируемые магниевые сплавы* – в настоящее время наиболее легкие конструкционные материалы на металлической основе, обладаю-