

УДК 669.017.165

Н.А. Ночовная<sup>1</sup>, В.И. Иванов<sup>1</sup>, Л.Ю. Авилочев<sup>1</sup>

**ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ СОЕДИНЕНИЕ  $Al_xTi$  – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР (обзор)  
Часть 2. Механические свойства интерметаллида  $Al_2Ti$  и влияние легирования\***

DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-4-32-47

*Интерметаллидные сплавы на основе соединения  $Al_2Ti$  являются наиболее перспективными жаропрочными материалами для будущих энергетических установок. В работе рассмотрены механические свойства интерметаллида  $Al_2Ti$ , двухфазных сплавов на его основе и сплава, легированного ниобием. Для применения при температурах до 950 °С представляют интерес сплавы с фазовым составом  $r-Al_2Ti + \gamma-TiAl$  и пластинчатой микроструктурой с дополнительным легированием тугоплавкими элементами. Использование таких сплавов в двигателях позволит увеличить их весовую отдачу, топливную эффективность и экологические характеристики.*

**Ключевые слова:** интерметаллидные сплавы на основе  $Al_2Ti$ , литье, легирование, термическая обработка, фазовый состав, микроструктура, механические свойства, окисление.

N.A. Nochovnaya<sup>1</sup>, V.I. Ivanov<sup>1</sup>, L.Yu. Avilochev<sup>1</sup>

**INTERMETALLIC COMPOUND  $Al_xTi$  – ARE PROMISING MATERIAL FOR HIGH ELEVATED TEMPERATURES (review)  
Part 2. The mechanical properties of the intermetallic  $Al_2Ti$  compound and the effect of alloying**

*Intermetallide alloys based on the  $Al_2Ti$  compound are the most promising heat-resistant materials for future energy plants. The review examines the mechanical properties of the  $Al_2Ti$  Intermetalide, two-phase alloys based on it and the doped niobium alloy. For use at temperatures of up to 950 °C, alloys with phase composition  $r-Al_2Ti + \gamma-TiAl$  and platemicrostructure with additional doping of refractory elements are of interest.*

**Keywords:** intermetallic  $Al_2Ti$  alloys, casting, alloying, heat treatment, phase composition, microstructure, mechanical properties, oxidation.

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

**Введение**

Для создания перспективных энергетических силовых установок требуются новые материалы, работающие в условиях более высоких температур, повышенных нагрузок и длительного ресурса. С этой точки зрения разработка легких жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов и технологий их производства является главной задачей современного материаловедения, так как ее решение позволит повысить весовую отдачу, топливную эффективность и экологические характеристики силовой установки [1–5].

Многочисленные исследования по изучению структуры и механизмов пластической деформации нелегированного интерметаллида  $Al_2Ti$  не позволили в полной

\*Часть 1 – см. «Труды ВИАМ», № 3 (97), 2021.

мере оценить его перспективность в качестве жаропрочного материала. Этот интерметаллид оказался достаточно сложным для производства и исследования структурных превращений при повышенных температурах, поэтому проведены исследования по изучению влияния составов двойных систем и легированного сплава на механические свойства при комнатной и повышенных температурах.

### Механические свойства двойных сплавов на основе $Al_2Ti$

Ранее проведенные исследования показали, что интерметаллид  $Al_2Ti$ , обладая хорошими теплофизическими и упругими свойствами, имеет сложные фазовые и структурные превращения, существенным образом влияющие на механические свойства при комнатной и повышенных температурах. Для изучения влияния состава и структуры двойных сплавов на основе  $Al_2Ti$  на механические свойства при низких и повышенных температурах в работах [6–22] выполнены исследования, а в работе [19] изучалось также влияние легирования.

В работе [6] исследованы механические свойства образцов из сплава состава  $Al-33,3Ti^*$  на основе  $Al_2Ti$  в состояниях – литое (Л), литое + газоиостатическое пресование (ГИП): при температуре 1150 °С и напряжении 70 МПа в течение 4 ч (Л + ГИП) и металлический порошок (МП) сплава с размером частиц 45 мкм + ГИП: при температуре 1000–1100 °С и напряжении 175 МПа в течение 4 ч (МП+ГИП). Испытания на сжатие проводили на образцах размером 3×3×7 мм при скорости нагружения  $5,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Результаты испытаний представлены в табл. 1.

Таблица 1

#### Свойства при сжатии интерметаллида $Al_2Ti$ в различных состояниях

| Свойства  | Значения свойств для интерметаллида $Al_2Ti$ в состоянии |             |          |
|---|--|-------------|----------|
|   | литом  | литом + ГИП | МП + ГИП |
| Предел текучести $\sigma_{0,2сж}$ , МПа, при температуре, °С: |  |             |          |
| 20  | ~720   | ~680        | 1350     |
| 200   | 620  | 560         | 1170     |
| 400   | 580  | 540         | 980      |
| 600   | 520  | 450         | 700      |
| 800   | 430  | 390         | 450      |
| 1000  | 220  | 220         | ~50      |
| Относительное укорочение, %, при температуре, °С:             |  |             |          |
| 20  | 0,3  | 0,2         | 4,8      |
| 200   | 0,3  | 3           | 4,9      |
| 400   | 2  | 4,5         | 12       |
| 600   | 4  | 8,8         | 30       |
| 800   | 3,8  | 18          | >50      |

При температуре 20 °С наибольшие значения предела текучести показали образцы в состоянии МП + ГИП, средние значения имели образцы в литом состоянии, а наименьшие – после состояния Л + ГИП. Сплав в состоянии МП + ГИП обладал наибольшей пластичностью при температуре 20 °С, однако трещины наблюдались при деформации 3,5 %, а разрушение происходило при деформации 4,5–5 %. Пластичность сплава в состояниях Л и Л + ГИП была низкой и не превышала 0,2–0,3 %.

С повышением температуры в сплавах происходит снижение прочностных и повышение пластических характеристик. Наибольшее снижение прочности и увеличение пластичности имеет материал в состоянии МП + ГИП. Сплавы в литом состоянии и после Л + ГИП показали высокие прочностные свойства при температурах до 1000 °С.

\*Здесь и далее – составы сплавов приведены в % (атомн.).

В работе [7] исследована деформация монокристаллического сплава состава Al–37,5Ti при температурах 800–1200 °С и скоростях нагружения  $1,7(10^{-4}-10^{-1}) \text{ с}^{-1}$ . При испытаниях на растяжение использовали образцы размером  $1 \times 2 \times 5 \text{ мм}$ , на сжатие – размером  $2 \times 2 \times 5 \text{ мм}$ . Нагружение проводили по оси [201] при испытании в вакууме. Результаты испытаний представлены в табл. 2. При температуре 800 °С прочность монокристаллов сплава состава Al–37,5Ti составляла 65 МПа при отсутствии пластичности. С повышением температуры до 1100 °С прочность снизилась до 100–110 МПа, а при температуре 1200 °С составила всего  $\sim(12-18)$  МПа.

Таблица 2

**Напряжения течения при сжатии монокристаллов сплава состава Al–37,5Ti при повышенных температурах**

| Относительное укорочение, % | Напряжения течения*, МПа, при температуре испытания, °С |      |      |      |
|-----------------------------|---|------|------|------|
|                             | 800   | 1000 | 1100 | 1200 |
| $\varepsilon_{2,5}$         | 65<br>Хрупкое разрушение                                | 200  | 110  | 16   |
| $\varepsilon_5$             |   | 215  | 110  | 18   |
| $\varepsilon_{10}$          |   | 220  | 110  | 18   |
| $\varepsilon_{20}$          |   | 230  | 100  | 12   |

\* Скорость нагружения при сжатии  $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ .

В результате испытаний зависимость деформации разрушения при растяжении сплава состава Al–37,5Ti в виде монокристаллов от скорости деформирования при температуре 1200 °С следующие:

|  |                     |                     |                     |                     |
|--|---------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
| Скорость деформирования, $\text{с}^{-1}$ | $1,7 \cdot 10^{-1}$ | $1,7 \cdot 10^{-2}$ | $1,7 \cdot 10^{-3}$ | $1,7 \cdot 10^{-4}$ |
| Деформация до разрушения, %              | 0                   | 62                  | 232                 | 185                 |

Видно, что при температуре 800 °С и скоростях нагружения  $1,7(10^{-4}-10^{-1}) \text{ с}^{-1}$  образцы показали хрупкое разрушение. При температурах  $>1000 \text{ °С}$  и скорости нагружения  $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  пластичность увеличивалась до 20 % и при температуре 1200 °С составила 185 %. При температуре 1200 °С и скорости нагружения  $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  деформация составила 62 %, а скорость нагружения  $1,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  обеспечила пластичность до 235 %, но при скорости нагружения  $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  она уменьшилась до 185 %, что, по-видимому, обусловлено процессами динамической рекристаллизации.

Значения предела текучести и относительного удлинения при растяжении монокристаллов сплава состава Al–37,5Ti в зависимости от температуры представлены в табл. 3.

Таблица 3

**Механические свойства при растяжении монокристаллов сплава состава Al–37,5Ti при повышенных температурах и скорости нагружения  $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$**

| Свойства                              | Значения свойств при температуре испытания, °С |      |      |      |      |
|---------------------------------------|--|------|------|------|------|
|                                       | 800  | 900  | 1000 | 1100 | 1200 |
| Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа | 550*   | 300  | 150  | 80   | 5    |
| Относительное удлинение $\delta$ , %  | –  | 50   | 75   | 80   | 185  |
| Коэффициент сверхпластичности         | 0,08   | 0,16 | 0,2  | 0,22 | 0,4  |

\*Напряжения течения при температуре 800 °С при сжатии.

Исследование температурно-скоростных характеристик монокристаллов сплава состава Al–37,5Ti показало, что он имеет повышенную чувствительность к скорости деформирования при повышенной температуре. Высокая скорость деформирования

сплава, равная  $1,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ , независимо от температуры приводила к тому, что выделения фазы  $r\text{-Al}_2\text{Ti}$  тормозили движение восходящих дислокаций, что повышало предел текучести и вызывало хрупкое разрушение при температуре  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ . При температуре испытания  $900 \text{ }^\circ\text{C}$  и малой скорости нагружения происходили снижение предела текучести и рост пластичности материала. При температурах  $>1000 \text{ }^\circ\text{C}$  объемная доля выделений фазы  $r\text{-Al}_2\text{Ti}$  уменьшалась и увеличивалось количество фазы  $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ . Пластинчатые выделения фазы  $h\text{-Al}_2\text{Ti}$  не тормозили движение дислокаций и обеспечивали релаксацию напряжений. При температуре  $1200 \text{ }^\circ\text{C}$  структурные изменения в сплаве вызывали разупрочнение за счет множества восходящих дислокаций и незначительного упрочнения выделениями фазы  $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ , что приводило к стабильной деформации и большей пластичности, обеспечивающей повышенный коэффициент сверхпластичности для интерметаллидных сплавов.

Низкая технологичность литого сплава на основе  $\text{Al}_2\text{Ti}$  и отсутствие режимов горячей деформации этого материала способствовали разработке технологии литья и изучению структуры и механических свойств литых сплавов. Для этих целей использовали индукционную плавку с центробежной заливкой расплава в металлические формы [8–10]. При разработке технологии получения отливок из сплавов на основе  $\text{Al}_2\text{Ti}$  установлено, что кристаллизация заготовок с высокой скоростью охлаждения приводила к появлению усадочных раковин, пор и склонности отливок к разрушению из-за высоких термических напряжений.

Отработку технологии литья заготовок проверяли на сплаве состава  $\text{Al-40Ti}$  с поликристаллической направленной структурой из фаз  $r\text{-Al}_2\text{Ti} + \gamma\text{-TiAl}$  [9, 10]. Такую структуру получали направленной кристаллизацией с градиентом кристаллизации  $6,4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мм}$  в образцах (диаметр/длина) размером  $6,5 \times (80\text{--}90) \text{ мм}$ . Кристаллизация расплава с таким температурным градиентом снижала термические напряжения в литых образцах, что исключало их растрескивание. Литые заготовки имели почти однофазную микроструктуру и содержали преимущественно фазу  $\gamma\text{-TiAl}$ . Отжиг при температуре  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 200 ч не оказал влияния на размеры зерен, которые изменялись от 20 до 45 мкм (рис. 1). После такой термической обработки образцы имели и пластинчатую микроструктуру из фаз  $\gamma\text{-TiAl} + r\text{-Al}_2\text{Ti}$ .

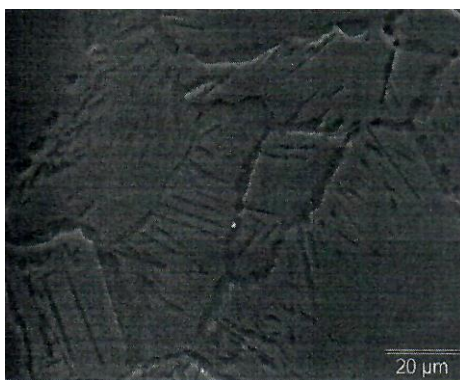


Рис. 1. Микроструктура сплава состава  $\text{Al-40Ti}$  после отжига при температуре  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 200 ч

Механические свойства литых образцов из сплава состава  $\text{Al-40Ti}$  определяли при трехточечном изгибе на образцах размером  $3,1 \times 3,8 \times 51 \text{ мм}$  и расстоянием между опорами 40 мм, а испытания на сжатие проводили на образцах размером  $3,1 \times 3,8 \times 45 \text{ мм}$  при скорости нагружения  $0,01 \text{ мм}/\text{мин}$ , температурах  $900\text{--}1000 \text{ }^\circ\text{C}$  в воздушной среде [10]. Полученные результаты представлены в табл. 4.

**Разрушающие напряжения при испытаниях на изгиб и сжатие  
литых образцов из сплава состава Al–40Ti**

| Вид испытания | Максимальные разрушающие напряжения, МПа,<br>при температуре испытания, °С |     |      |
|---------------|--|-----|------|
|               | 900  | 950 | 1000 |
| На изгиб      | 207  | 122 | 58   |
| На сжатие     | 385  | 243 | 150  |

Испытания показали, что литой материал имел большую прочность на сжатие по сравнению с испытаниями на изгиб, при этом до температуры 900 °С образцы не имели пластичности. Ограниченная пластичность наблюдается при температурах >900 °С, что свидетельствует о температуре хрупкопластичного перехода. При температурах >950 °С образцы показали пластичность >4 %. Сравнение разрушающих напряжений в литом состоянии и после термической обработки при 950 °С (выдержка 2 ч, закалка в воде) показало, что литой материал с направленной микроструктурой после термической обработки обладал прочностью 100 МПа, а с равноосной литой структурой имел прочность 200 МПа. При температуре 900 °С прочность литого материала с равноосной микроструктурой увеличилась до 207 МПа, а термически обработанного – до 385 МПа. При температурах >950 °С литые образцы показали вдвое большую прочность при сжатии и имели межзеренное разрушение с небольшой долей разрушения внутри зерна.

Для оценки характеристик жаропрочности сплава состава Al–40Ti проводили испытания на ползучесть при сжатии и постоянных уровнях напряжений на стадии установившейся ползучести на образцах размером 3,1×3,8×5,1 мм при скоростях нагружения от 10<sup>-3</sup> до 10<sup>-5</sup> с<sup>-1</sup>, температурах 900, 950 и 1000 °С в воздушной среде.

Истинные скорости ползучести для сплава состава Al–40Ti при испытании на сжатие при повышенных температурах и напряжении 150 МПа составили:

|   |                  |                  |                  |
|---|------------------|------------------|------------------|
| Температура испытания, °С                     | 900              | 950              | 1000             |
| Истинная скорость ползучести, с <sup>-1</sup> | 10 <sup>-5</sup> | 10 <sup>-4</sup> | 10 <sup>-3</sup> |

Испытания показали, что сплав состава Al–40Ti при температурах >1000 °С начинает разупрочняться, что, по-видимому, связано с активностью восходящих дислокаций.

По заключению авторов работ [8–10], сплав состава Al–40Ti имеет значительные преимущества перед интерметаллидными двухфазными ( $\gamma$ -TiAl +  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al) сплавами, поскольку обладает достаточной технологичностью при изготовлении литых заготовок, высоким сопротивлением ползучести и лучшей стойкостью к окислению. Это дало основание утверждать, что низкие прочностные и пластические характеристики сплава не являются препятствием для использования его в качестве перспективного жаропрочного материала. Это утверждение явилось важным доводом для дальнейших исследований сплавов состава Al–40Ti.

В работе [11] проведено исследование отливок из сплавов состава Al–40Ti, полученных в индукционной печи с холодным тиглем и центробежной заливкой расплава. Литую структуру образцов изучали современными методами исследования. Испытания на ползучесть при сжатии проводили при температурах 900–1050 °С на полированных образцах размером 3,1×3,8×5,5 мм.

Типичные микроструктуры отливок представлены на рис. 2. Исходная литая структура имела почти однофазную микроструктуру фазы  $\gamma$ -TiAl, что свидетельствовало

о нестабильном состоянии литого материала. Тонкие исследования структуры выявили в матрице  $\gamma$ -TiAl домены метастабильной фазы  $Al_5Ti_3$  с размерами 5–10 нм. После отжига при температуре 1050 °С в течение 200 ч и закалки в воде структура становится почти пластинчатой, при этом размер зерен остается практически неизменным и составляет ~45 мкм (рис. 2, б).

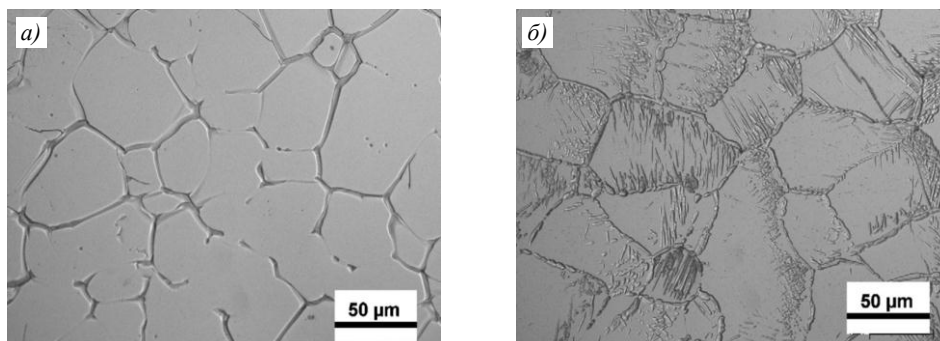


Рис. 2. Микроструктура сплава состава Al–40Ti в литом состоянии (а) и после термической обработки (б) при температуре 1050 °С в течение 200 ч (закалка в воде)

Испытания на сжатие литых образцов при постоянных напряжениях 150, 120 и 80 МПа в виде кривых зависимости «истинная деформация–истинная скорость ползучести» при температуре 900 °С показаны на рис. 3.

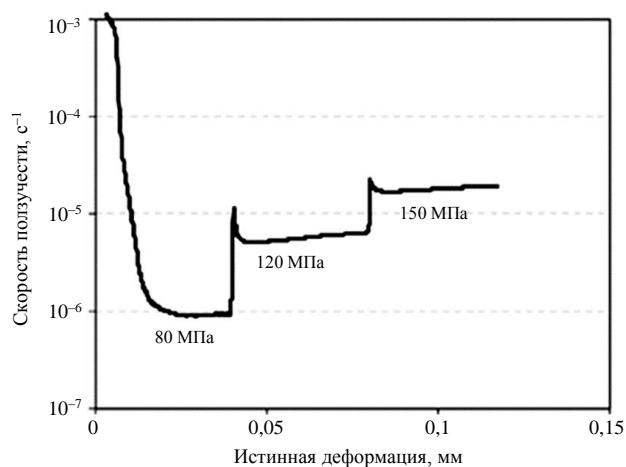


Рис. 3. Истинные скорости ползучести и деформации при постоянных напряжениях при испытании на сжатие литого сплава состава Al–40Ti при температуре 900 °С

При температуре 900 °С литой сплав состава Al–40Ti обладал стойкостью к ползучести: при напряжении  $\sigma = 150$  МПа скорость ползучести составляла  $\sim 2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ , при  $\sigma = 120$  МПа – равнялась  $\sim 7 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ . При снижении напряжений до  $\sigma = 80$  МПа скорость ползучести не превышала  $\sim 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ . Изучена зависимость скорости ползучести на второй стадии ползучести от напряжений для сплава состава Al–40Ti в литом состоянии и после термической обработки при температуре 950 °С с закалкой в воде, а также для сплава состава Al–57Ti на основе  $\gamma$ -TiAl. Результаты представлены на рис. 4.

Испытания при температурах 900 и 1050 °С (рис. 4) показали, что литой и термообработанный сплав состава Al–40Ti имеет практически одинаковые кривые ползучести, что свидетельствует о незначительном влиянии микроструктуры. При

испытании при температуре 1050 °С отмечен следующий эффект: если перед испытаниями образцы предварительно подвергали нагрузке 5 МПа в течение 40 ч, то скорость ползучести при испытаниях под нагрузкой 100 МПа уменьшалась с величины  $\sim 10^{-3}$  до  $3,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  (т. е. свыше двух порядков), что не нашло объяснения.

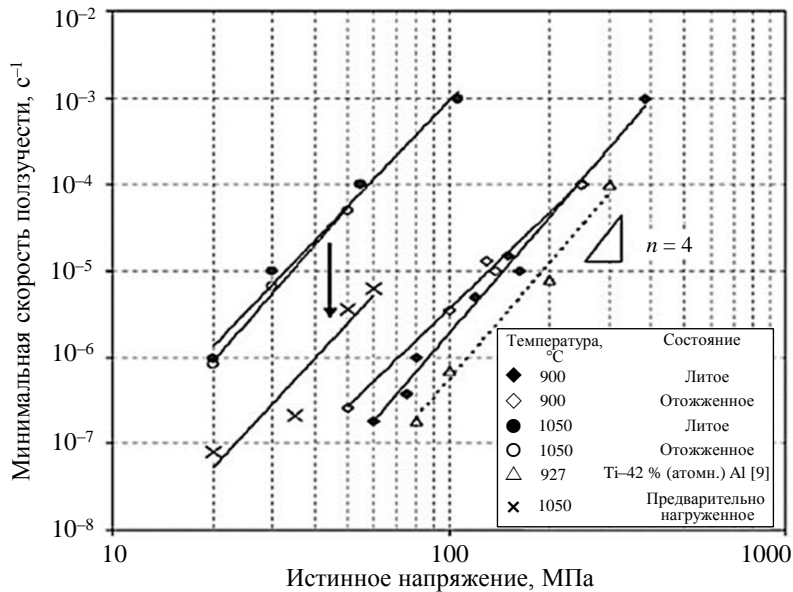


Рис. 4. Зависимости скорости ползучести на второй стадии ползучести от напряжений для литого сплава состава Al-40Ti (темные символы) и после термической обработки при температуре 950 °С в течение 200 ч с закалкой в воде (светлые символы) [10] и для сплава состава  $\gamma$ -Ti-43Al с пластинчатой структурой [12]

Поскольку исходная литая структура состояла из матричной фазы  $\gamma$ -TiAl, в которой присутствовали метастабильные домены фазы  $Al_5Ti_3$ , то при испытании при температуре 1050 °С они превращались в стабильные фазы  $\gamma$ -TiAl и  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti. Образование стабильной фазы  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti в виде тонких дисперсных частиц (или пластинок) с небольшими межпластинчатыми расстояниями обеспечивало сплаву низкую скорость ползучести.

Изучению сопротивления ползучести поликристаллических, направленно закристаллизованных сплавов (составы Al-40Ti и Al-38Ti) посвящены работы [13, 19]. Сплавы изготавливали методом индукционной плавки с последующей центробежной заливкой в формы. Монокристаллы образцов выращивали из поликристаллических заготовок методом перемещающейся зоны плавления в печи с радиационным нагревом. Структура поликристаллических образцов после отжига при температуре 950 °С в течение 50 ч состояла из пластинчатых фаз  $\gamma$ -TiAl +  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti с объемной долей каждой фазы  $\sim 50\%$  (рис. 5), которая практически не изменялась при увеличении содержания Al. Испытания на ползучесть при сжатии проводили на образцах кубической формы при температурах 900–1050 °С в воздушной среде. Установлено, что поликристаллический сплав состава Al-38Ti после отжига более стоек к ползучести при температуре 900 °С, чем сплавы составов Al-40Ti и Al-52Ti ( $\gamma$ -TiAl), а сплав состава Al-40Ti в монокристаллическом состоянии показал большую экспоненту напряжений и высокую стойкость к ползучести при температуре 1050 °С (рис. 6). Повышенная стойкость к ползучести монокристаллических сплавов, по сравнению с поликристаллическими сплавами, связана с отсутствием слабых структурных элементов на границах зерен.

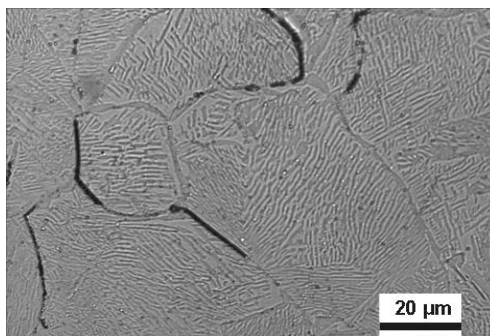


Рис. 5. Микроструктура литого сплава состава Al–38Ti с двухфазной структурой из фаз  $\gamma$ -TiAl +  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti после отжига при температуре 900 °C в течение 50 ч

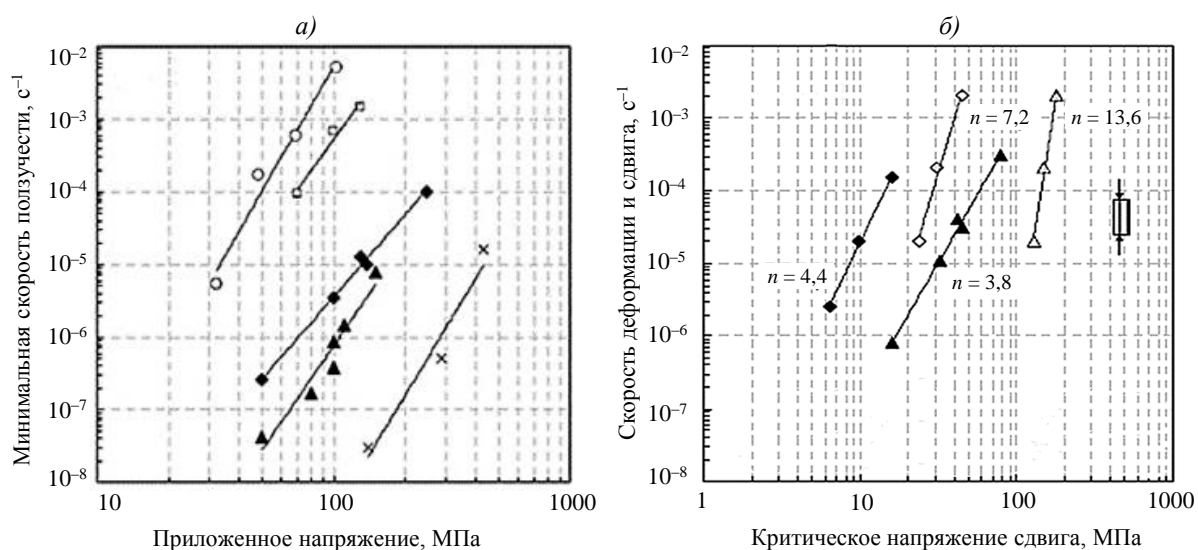


Рис. 6. Зависимости установившейся ползучести от напряжений (*a*) для интерметаллидов составов TiAl ( $\circ$  – [14],  $\square$  – [15],  $\times$  – [16]), Al–40Ti ( $\blacktriangle$ ), Al–38Ti ( $\blacklozenge$ ), а также скорости деформации сдвига от критических напряжений (*б*) для сплава состава Al–40Ti при температурах 900 ( $\triangle$  – монокристаллы,  $\blacktriangle$  – поликристаллы) и 1050 °C ( $\diamond$  – монокристаллы,  $\blacklozenge$  – поликристаллы). Скорость деформации и напряжения рассчитаны в соответствии с уравнениями Шмидта и Тейлора

На рис. 7 представлены зависимости скорости ползучести от приложенных напряжений при сжатии монокристаллических образцов с ориентациями (100) и  $(\bar{3}01)$ , испытанных при температуре 900 °C. Полученные результаты и расчеты показали, что при нагружении перпендикулярно плоскости (100) и параллельно плоскости  $(\bar{3}01)$  факторы Шмидта оказались равными 0,408 и 0,49 соответственно. В образцах, нагруженных перпендикулярно плоскости (100), деформация протекала неоднородно и приводила к значительному изгибу образцов. В то время, как образцы, нагруженные параллельно оси  $(\bar{3}01)$ , интенсивно растрескивались по боковым сторонам после пластической деформации >8 %. Двухфазные пластинчатые структуры сплавов с фазами  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti +  $\gamma$ -TiAl при температурах до 900 °C стабильны, а укрупнение фазы  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti наблюдалось только при температуре 1050 °C. Отмечены и другие особенности поведения сплава – снижение стойкости к ползучести при приближении к однофазной области  $\gamma$ -TiAl, хрупкость монокристаллического материала и ослабленные границы зерен у поликристаллического материала. Кроме этого, отмечено, что сплав состава Al–40Ti

имеет ограничения по верхнему температурному пределу, что связано с укрупнением и растворением пластин фазы  $r\text{-Al}_2\text{Ti}$  при температурах  $>1050\text{ }^\circ\text{C}$ , а также со слабым влиянием субзеренных границ в поликристаллической структуре.

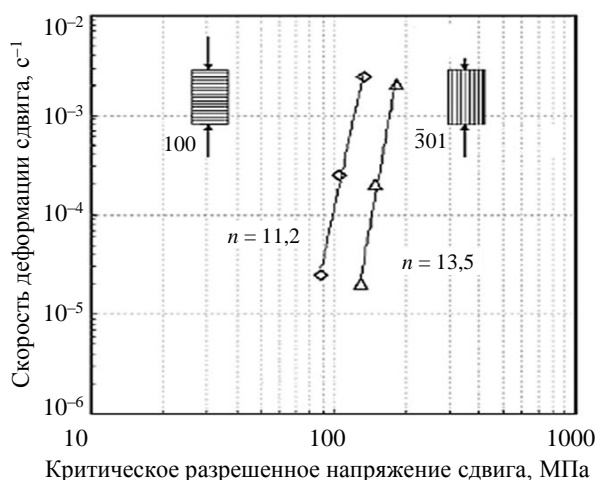


Рис. 7. Зависимости скорости деформации на второй стадии ползучести от критических напряжений сдвига при температуре  $900\text{ }^\circ\text{C}$  для монокристаллов сплава состава Al–40Ti:  $\diamond$  – нагружение перпендикулярно плоскости (100);  $\triangle$  – нагружение параллельно плоскости ( $\bar{3}01$ )

Однако проведенные исследования не дают полного понимания влияния структурных параметров на стойкость к ползучести сплавов составов Al–40Ti и Al–38Ti, поэтому для выяснения этих закономерностей необходимо проведение дальнейших исследований.

В работах [17–19] продолжены исследования характеристик стойкости к ползучести при температурах  $900\text{--}1050\text{ }^\circ\text{C}$  сплавов составов Al–40Ti и Al–38Ti в литом состоянии и после термической обработки. Литые образцы изготавливали индукционной плавкой с последующей заливкой расплава в формы [19]. Механические испытания на сжатие проводили на полированных образцах размером  $3,1 \times 3,8 \times 5,5$  мм при температурах  $900\text{--}1050\text{ }^\circ\text{C}$ .

Литые образцы сплавов содержат в основном фазу  $\gamma\text{-TiAl}$  (рис. 8), а также области с множественными доменами фазы  $r\text{-Al}_2\text{Ti}$ , метастабильную фазу  $\text{Al}_5\text{Ti}_3$  размером  $5\text{--}10$  нм и фазу  $h\text{-Al}_2\text{Ti}$ . Присутствие вторичной фазы  $h\text{-Al}_2\text{Ti}$  связано с тем, что матричная фаза  $\gamma\text{-TiAl}$  имеет с метастабильной фазой  $h\text{-TiAl}_2$  следующие ориентационные соответствия:  $[001]_{(\gamma\text{-TiAl})} \parallel [001]_{(h\text{-TiAl}_2)}$  и  $[100]_{(\gamma\text{-TiAl})} \parallel [100]_{(h\text{-TiAl}_2)}$  или  $[100]_{(\gamma\text{-TiAl})} \parallel [010]_{(h\text{-TiAl}_2)}$ . Плоскости фазы  $h\text{-TiAl}_2$  принадлежат семейству плоскостей  $\{301\}$  в то время, как плоскости фазы  $\gamma\text{-TiAl}$  принадлежат семейству  $\{101\}$ . Межфазные поверхности между обеими фазами  $r\text{-Al}_2\text{Ti}$  и  $h\text{-Al}_2\text{Ti}$  являются двойниковыми поверхностями  $\{310\}$ .

В литых образцах сплава состава Al–40Ti после отжига формировалась почти двухфазная структура  $r\text{-Al}_2\text{Ti} + \gamma\text{-TiAl}$  (рис. 8, а), а сплав состава Al–38Ti после отжига содержал тонкую микроструктуру (рис. 8, б). Зависимости скорости ползучести от напряжений для сплавов составов Al–40Ti и Al–38Ti в термически обработанном состоянии при температурах  $1000$  и  $1050\text{ }^\circ\text{C}$  представлены на рис. 9. При сравнении результатов испытаний на стойкость к ползучести сплавов составов Al–40Ti и Al–38Ti с почти пластинчатой структурой отмечено, что при температурах  $1000$  и  $1050\text{ }^\circ\text{C}$  сплавы этих составов имеют лучшую стойкость к ползучести после термической обработки.

Испытания этих сплавов на стойкость к ползучести при температуре 1050 °С выявили отсутствие влияния термической обработки. Сплав состава Al–38Ti в литом состоянии и после термической обработки по сопротивлению ползучести превосходил сплав Al–40Ti при температурах 1000 и 1050 °С.

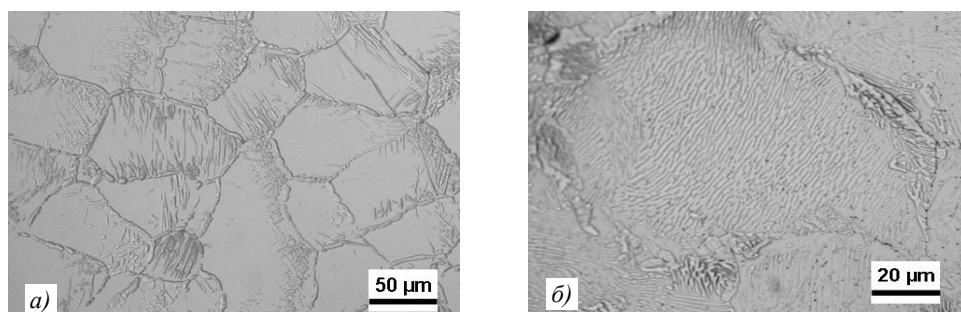


Рис. 8. Микроструктура образцов из сплавов составов Al–40Ti (а) и Al–38Ti (б) в литом состоянии и после термической обработки по режимам: 950 °С в течение 200 (а) и 50 ч (б) при охлаждении в воде [20]

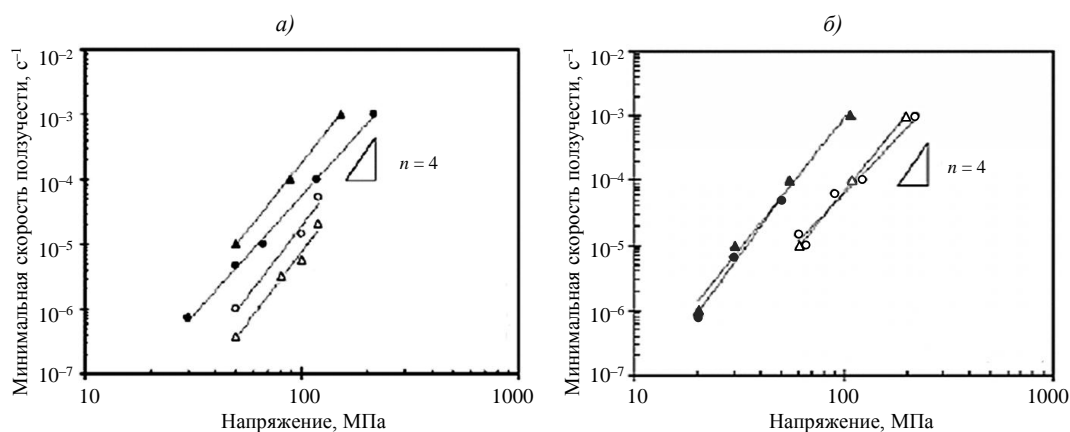


Рис. 9. Сравнение минимальной скорости ползучести на второй стадии при температурах 1000 (а) и 1050 °С (б) сплавов составов Al–40Ti (▲, ●) и Al–38Ti (△, ○) в литом состоянии и после термической обработки [20]

Установлено, что в процессе испытаний на ползучесть происходит превращение фазы  $h\text{-Al}_2\text{Ti}$  в фазу  $r\text{-Al}_2\text{Ti}$  как в литых образцах, так и в образцах после термической обработки.

Проведенные исследования по выявлению влияния температур и уровней напряжений показали, что экспонента напряжений постоянна и равна 4, что подтверждало установленное ранее влияние винтовых дислокаций на сопротивление ползучести интерметаллидных сплавов системы Ti–Al [21, 22].

Изучение влияния температуры, напряжений и модуля упругости на скорость ползучести при температурах 900–1050 °С сплавов составов Al–40Ti и Al–38Ti позволило определить энергию активации ползучести  $Q$  с использованием уравнения

$$\dot{\varepsilon} = A \left( \frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right),$$

где  $\dot{\varepsilon}$  – скорость ползучести;  $A$  – постоянная;  $\sigma$  – напряжение;  $E$  – модуль упругости;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – температура.

Для сплава состава Al–40Ti в литом состоянии энергия активации ползучести составила 550 кДж/моль, а после термической обработки 430 кДж/мол. Для сплава состава Al–38Ti в литом состоянии и после термической обработки энергии активации ползучести имели близкие значения: 385 и 383 кДж/моль соответственно. Полученные значения энергии активации ползучести отличались от научно-технических литературных данных по диффузии элементов в интерметаллиде  $\gamma$ -TiAl [22], которые равны  $Q_{Al} = 356$  кДж/моль и  $Q_{Ti} = 249$  кДж/моль, что свидетельствует о ведущей роли титана в снижении жаропрочности интерметаллидных сплавов системы Ti–Al.

В процессе испытаний на ползучесть отмечались также и другие явления [19]. В сплаве состава Al–38Ti как в литом, так и в термообработанном состояниях происходили структурные изменения – образование протяженных малоугловых границ, дислокаций в глобулярных фазах  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti и  $\gamma$ -TiAl, а также в зонах с пластинчатой ( $r$ -Al<sub>2</sub>Ti +  $\gamma$ -TiAl) структурой, где дислокации присутствовали преимущественно в фазе  $\gamma$ -TiAl. Обнаруженные явления являются важными, поскольку могут влиять на температуру и продолжительность эксплуатации этих сплавов.

Исследования двухфазных сплавов на основе Al<sub>2</sub>Ti показали, что они обладают характерными особенностями механических свойств при комнатной и повышенных температурах.

При комнатной температуре литые сплавы при растяжении имеют низкие прочностные и пластические свойства, а лучшие характеристики получены при испытаниях на сжатие. Наибольшие значения прочности и пластичности обеспечивал порошковый материал после ГИП, что свидетельствовало о значительном влиянии размера зерна на механические свойства. С повышением температуры в сплавах наблюдалось снижение прочностных и повышение пластических характеристик. Наибольшее снижение прочности и повышение пластичности отмечалось в материале МП + ГИП. Сплавы в литом состоянии и после ГИП имели наиболее высокие прочностные свойства при температурах до 950 °С.

Двухфазный сплав состава Al–37,5Ti показал повышенную зависимость деформации от скорости нагружения: при температуре 1200 °С и скорости нагружения  $1,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$  пластичность сплава имеет нулевое значение, скорость нагружения  $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  обеспечила значение деформации 62 %, а при скорости нагружения  $1,7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  наблюдался режим сверхпластичности.

Наименьшая скорость ползучести при изгибе отмечена у сплава состава Al–38Ti с двухфазной структурой ( $r$ -Al<sub>2</sub>Ti +  $\gamma$ -TiAl) в состоянии Л + ГИП, которая при температуре 1000 °С и напряжении 100 МПа составила  $1,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ , а при температуре 1050 °С при том же напряжении скорость ползучести равна  $7 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ , т. е. в 4,5 раза больше.

Многочисленные исследования сплавов с двухфазной ( $r$ -Al<sub>2</sub>Ti +  $\gamma$ -TiAl) структурой (равноосной или пластинчатой) не обеспечили в сплавах требуемой прочности и пластичности, поэтому были сделаны попытки использовать легирование для изменения фазового состава и морфологии структурных составляющих, которые могли бы улучшить указанные характеристики.

### Влияние легирования на свойства Al<sub>2</sub>Ti сплавов

Изучению легирования интерметаллида Al<sub>2</sub>Ti посвящены несколько работ [19, 20, 23], но только в работе [19] представлены исследования механических свойств легированного ниобием сплава – исследован тройной сплав состава Al–36Ti–2Nb. Сплав изготавливали центробежным литьем и подвергали термической обработке для изучения изменений в структуре. Вследствие низких значений свойств при растяжении, испытания проводили при сжатии и трехточечном изгибе, а испытания на скорость ползучести – при постоянных напряжениях на стадии установившейся ползучести при температурах 900 и 1050 °С в воздушной среде.

На рис. 10 представлена микроструктура сплава состава Al–36Ti–2Nb в исходном литом состоянии и после термической обработки. Рентгеновский фазовый анализ литого материала показал, что он представлен в основном однофазной структурой, состоящей из фазы TiAl и небольшого количества фазы  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti. Близкие результаты по определению фазового состава этого сплава в литом состоянии получены в работе [21]. Размер зерен в образцах составлял 20–45 мкм. После термической обработки при температуре 950 °С с выдержкой 50 ч и закалкой в воде фазовый состав сплава изменился (в % (по массе)) до 60TiAl + 40  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti с изменением размеров зерен от 10 до 55 мкм (рис. 10).

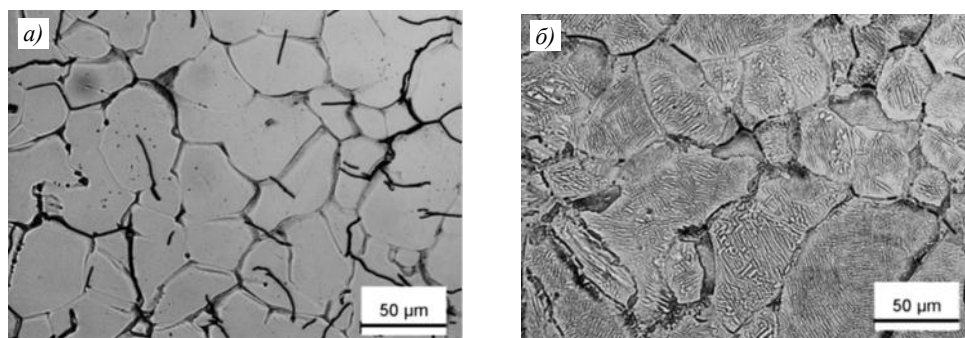


Рис. 10. Микроструктура сплава состава Al–36Ti–2Nb в литом состоянии (а) и после термической обработки при температуре 950 °С в течение 50 ч, охлаждение в воде (б)

Механические свойства образцов из сплавов Al–38Ti–2Nb и Al–38Ti в литом состоянии представлены в табл. 7.

В сплаве состава Al–36Ti–2Nb при температуре 20 °С разрушающие напряжения составили 219 МПа при пластичности 0,04 %. При температуре 900 °С разрушающие напряжения этого сплава увеличились до 285 МПа, а пластичность повысилась до 0,27 %. При температуре 950 °С сплав показал предел прочности  $\sigma_{в.изг} = 179$  МПа и пластичность  $\epsilon > 3$  %, в то время как у сплава состава Al–38Ti предел прочности составил  $\sigma_{в.изг} = 215$  МПа при пластичности 0,3 %. Отсутствие пластичности у сплавов составов Al–38Ti и Al–36Ti–2Nb до температуры 850 °С связано с наличием хрупкопластичного перехода при температурах  $>900$  °С.

Таблица 5

**Механические свойства литых сплавов составов Al–38Ti и Al–36Ti–2Nb при изгибе и различных температурах**

| Свойства                  | Значения свойств при температуре испытания, °С |      |      |     |      |
|---------------------------|--|------|------|-----|------|
|                           | 20   | 800  | 900  | 950 | 1000 |
| Сплав состава Al–38Ti     |  |      |      |     |      |
| $\sigma_{в.изг}$ , МПа    | 147*   | 164* | 255  | 215 | 72   |
| $\epsilon_{изг}$ , %      | 0,02   | 0,11 | 0,3  | 0,3 | >3   |
| Сплав состава Al–36Ti–2Nb |  |      |      |     |      |
| $\sigma_{в.изг}$ , МПа    | 219*   | 239* | 285  | 179 | 67   |
| $\epsilon_{изг}$ , %      | 0,04   | 0,12 | 0,27 | >3  | >3   |

\*Отмечены разрушающие напряжения.

На рис. 11 представлены зависимости минимальных скоростей ползучести от напряжений при температурах 900–1050 °С для сплава состава Al–36Ti–2Nb в состоянии после литья и после термической обработки.

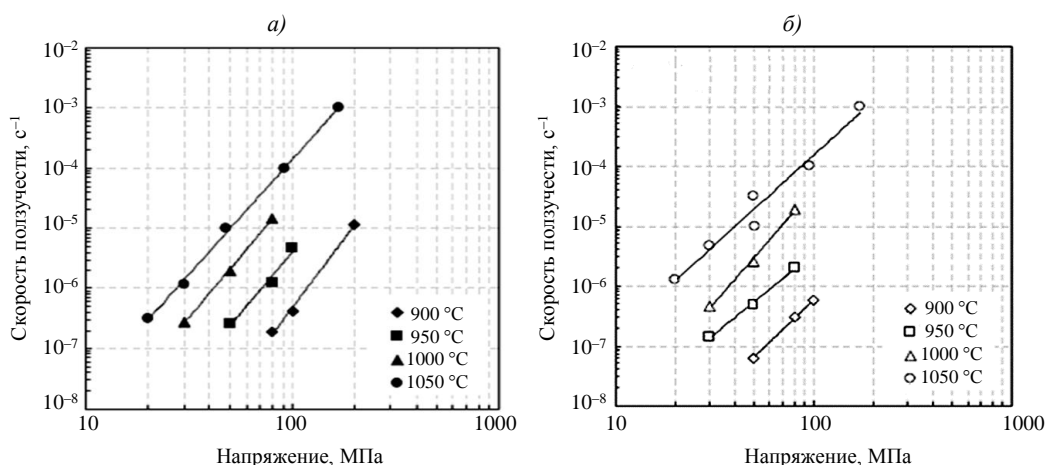


Рис. 11. Зависимости минимальной скорости ползучести от напряжений для сплава состава Al-36Ti-2Nb в состоянии после литья (а) и после термической обработки при температуре 950 °С в течение 50 ч, охлаждение в воде (б)

Для сравнения минимальной скорости ползучести для сплава состава Al-36Ti-2Nb в литом и термообработанном состояниях при температурах 900–1050 °С было выбрано напряжении 100 МПа, полученные результаты представлены в табл. 6.

Таблица 6

**Сравнение минимальной скорости ползучести при изгибе сплава состава Al-38Ti-2Nb в литом состоянии и после термической обработки при повышенных температурах и напряжении 100 МПа**

| Состояние сплава       | Минимальная скорость ползучести, с <sup>-1</sup> , при $\sigma = 100$ МПа и при температуре испытания, °С |                   |                   |                     |
|------------------------|---|-------------------|-------------------|---------------------|
|                        | 900   | 950               | 1000              | 1050                |
| Литое                  | $6 \cdot 10^{-7}$   | $6 \cdot 10^{-6}$ | $4 \cdot 10^{-5}$ | $1,2 \cdot 10^{-4}$ |
| Литое + термообработка | $7 \cdot 10^{-7}$   | $2 \cdot 10^{-6}$ | $4 \cdot 10^{-5}$ | $1,5 \cdot 10^{-4}$ |

Проведенные испытания показали преимущества литого и термически обработанного сплава состава Al-38Ti-2Nb при температурах до 950 °С. При температурах >1000 °С сопротивление ползучести литого и термически обработанного сплава имеют близкие значение. Такое поведение сплава связано с большей прочностью термически обработанного сплава до температуры 950 °С, выше которой преимущества по прочности имеет сплав в литом состоянии.

Для жаропрочного применения сплавов большое значение имеет их стойкость к температурной газовой коррозии, поскольку образующийся малопластичный газонасыщенный слой ухудшает механические свойства сплавов. Для изучения этого явления выполнены исследования по циклическому окислению некоторых интерметаллидных сплавов по режиму: нагрев до 900 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе до 20 °С с последующими повторениями цикла. Суммарная выдержка образцов при температуре 900 °С составляла 100 ч. Результаты экспериментов для сплава на основе интерметаллида  $\gamma$ -TiAl, двухфазного сплава состава Al-38Ti и легированного сплава состава Al-36Ti-2Nb представлены на рис. 12.

По стойкости к циклическому окислению составы сплавов располагались в ряд: Al-36Ti-2Nb → Al-38Ti >  $\gamma$ -TiAl. Стойкость к окислению сплава состава Al-36Ti-2Nb обеспечивалась низким значением константы реакции окисления и высокими – для других составов сплавов: 0,243 мг/(см·ч) – для интерметаллида  $\gamma$ -TiAl; 0,028 мг/(см·ч) –

для Al–38Ti; 0,001 мг/(см·ч) – для Al–38Ti–2Nb. Повышенная стойкость к окислению сплава состава Al–38Ti–2Nb связана с образованием наружного слоя из плотного оксида алюминия, промежуточного слоя из оксидов алюминия и титана. Образование такого комбинированного слоя затрудняет подвод кислорода к границе раздела «газ–металл» и тормозит образование и рост защитной оксидной пленки.

Исследование сплава состава Al–36Ti–2Nb в литом состоянии показало, что при комнатной температуре он имеет в литом состоянии пониженные механические свойства при изгибе – предел прочности и пластичность. Наличие таких свойств связано с двумя обстоятельствами – образованием неравновесной структуры, состоящей из фаз  $\gamma$ -TiAl и  $h$ -Al<sub>2</sub>Ti(Al<sub>5</sub>Ti<sub>3</sub>), при изготовлении заготовок и наличие интервала хрупкопластичного перехода из-за присутствия в структуре упорядоченных фаз. Термическая обработка сплава в двухфазной ( $\gamma$ -TiAl +  $r$ -Al<sub>2</sub>Ti) области стабилизировало микроструктуру сплава, что привело к увеличению предела прочности и пластичности при повышенных температурах:

– при 900 °С – предел прочности при изгибе равнялся 285 МПа при пластичности 0,27 %, а скорость ползучести при напряжении 100 МПа составила  $6 \cdot 10^{-7} \text{ с}^{-1}$ ;

– при 950 °С – предел прочности составил 170 МПа и пластичность >3 %, а скорость ползучести при том же напряжении равнялась  $2 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$ .

По характеристикам скорости ползучести сплав состава Al–36Ti–2Nb превосходил сплавы с двухфазной структурой ( $\gamma$ -TiAl +  $\alpha_2$ -TiAl) на 53 °С. Кроме того, этот сплав обладал повышенной циклической жаростойкостью при температуре 900 °С за время 100 ч в сравнении со сплавом состава Al–38Ti и в особенности интерметаллида  $\gamma$ -TiAl [19, 24].

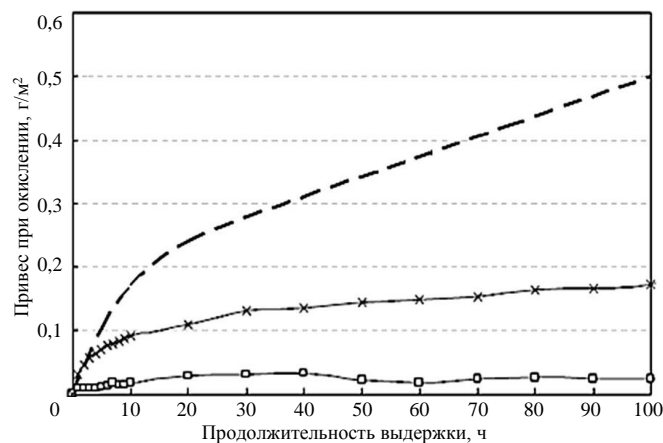


Рис. 12. Кривые циклического окисления сплавов составов  $\gamma$ -TiAl (- - -), Al–38Ti (×) и Al–36Ti–2Nb (□) при температуре 900 °С за время 100 ч в воздушной среде [19]

Проведенные исследования по изучению свойств двойных сплавов на основе интерметаллида Al<sub>2</sub>Ti и легированного сплава состава Al–36Ti–2Nb показали, что, несмотря на низкие прочностные и пластические свойства сплавов при комнатной температуре, полученные результаты испытаний на жаропрочность (скорость ползучести на второй стадии) и стойкость к окислению дают основу для будущих разработок легких жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе Al<sub>x</sub>Ti.

Как отмечалось в работах [24–26], для этих целей необходимо проведение дальнейших работ по изучению влияния легирования активными переходными и редкоземельными элементами, а также неметаллическими элементами, для модифицирования литой структуры. Использование перечисленных элементов будет способствовать формированию стабильного фазового состава сплавов, очистке сплавов от

примесей, а также получению более мелкозернистой исходной структуры. Дополнительно к этому использование термомеханической и/или термической обработок будет способствовать формированию оптимальной низкотемпературной и термически стойкой микроструктуры. Сочетание этих воздействий позволит разработать сплавы с улучшенными механическими характеристиками.

### Заключения

Литые сплавы на основе интерметаллида  $Al_2Ti$  при комнатной температуре и испытаниях на растяжение обладают низкими механическими свойствами – прочностью и пластичностью, но лучшими характеристиками при сжатии. Наибольшие значения прочности и пластичности имеет материал, изготовленный по схеме МП + ГИП.

С повышением температуры в сплавах происходит снижение прочностных и повышение пластических характеристик. Наибольшее снижение прочности и повышение пластичности имеет материал, изготовленный по схеме МП + ГИП. Сплавы в литом и литом + ГИП состояниях показали высокие прочностные свойства при температурах до  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ .

Двойные сплавы на основе интерметаллида  $Al_2Ti$  чувствительны к скорости нагружения: при температуре  $1200\text{ }^\circ\text{C}$  и скорости нагружения  $1,7 \cdot 10^{-1}\text{ c}^{-1}$  сплав имеет нулевые значения пластичности, скорость нагружения  $1,7 \cdot 10^{-2}\text{ c}^{-1}$  обеспечивает деформацию 62 %, а при скорости нагружения  $1,7 \cdot 10^{-4}\text{ c}^{-1}$  возникает режим сверхпластичности с коэффициентом 0,4.

Двойной сплав состава  $Al-38Ti$  в литом состоянии и после термической обработки показал следующие механические свойства при изгибе при температуре  $900\text{ }^\circ\text{C}$ :  $\sigma_{в.изг} = 255\text{ МПа}$ ,  $\varepsilon = 0,3\text{ }%$  и скорость ползучести при напряжении  $100\text{ МПа}$  равна  $6 \cdot 10^{-6}\text{ c}^{-1}$ .

Сплав состава  $Al-36Ti-2Nb$  в литом и термообработанном состоянии обеспечивает при изгибе при температуре испытания  $900\text{ }^\circ\text{C}$  следующие свойства:  $\sigma_{в.изг} = 285\text{ МПа}$ ,  $\varepsilon = 0,27\text{ }%$  и скорость ползучести при напряжении  $100\text{ МПа}$  равна  $6 \cdot 10^{-7}\text{ c}^{-1}$ .

Сплав состава  $Al-36Ti-2Nb$  обладает повышенной циклической жаростойкостью при температурах  $20 \text{ } \geq 900\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 100 ч, равной  $3\text{ г/м}^2$ , сплав на основе  $\gamma-TiAl$  в этих условиях показал значение  $50\text{ г/м}^2$ .

Дальнейшие работы по изучению сплавов на основе интерметаллида  $Al_2Ti$  необходимо проводить в направлении комплексного легирования, использования термомеханической и термической обработок для измельчения и формирования оптимальной микроструктуры, которая будет обеспечивать лучший комплекс механических свойств.

### Библиографический список

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.
2. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14 // Крылья Родины. 2019. № 7–8. С. 54–58.
3. Каблов Е.Н., Бондаренко Ю.А., Колодяжный М.Ю., Сулова В.А., Нарский А.Р. Перспективы создания высокотемпературных жаропрочных сплавов на основе тугоплавких матриц и естественных композитов // Вопросы материаловедения. 2020. № 4 (104). С. 64–78.
4. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2018. 318 с.
5. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
6. Benci J.E., Maa J.C., Feistb T.P. Evaluation of the intermetallic compound  $Al_2Ti$  for elevated temperature applications // Journal of Materials Science and Engineering A. 1995. Vol. 192/193. P. 38–44.

7. Umakoshi Y., Nakano T., Ashida K. High Temperature Deformation in Ti–62,5 at. % Al Single Crystals Containing Small Al<sub>2</sub>Ti-type Precipitates // *Journal of Materials Science Forum*. 1999. Vol. 304–306. P. 163–168.
8. Blum M., Jarczyk G., Scholz H., Plier S. et al. Prototype plant for economical mass production of TiAl-vales // *Journal of Materials Science and Engineering A*. 2002. Vol. 329–331. P. 616–620.
9. Zhang W.J., Reddy B.V., Deeve S.C. Physical properties of TiAl alloys // *Journal of Scripta Materialia*. 2001. Vol. 45. No. 6. P. 645–651.
10. Pininsky M., Drevermann A., Schmitz G.J., Palm M. et al. Casting and properties of Al-rich Ti–Al alloys // *Proceedings International Conference «Ti-2007. Science and Technology»* / ed. by M. Ninomi, S. Akiyama, M. Ikeda, M. Hagiwara, K. Maruyama. The Japan Institute of Metals, 2007. P. 1059–1062.
11. Sturm D., Heilmaier M., Saage H., Pininsky M. et al. Creep strength of centrifugally cast Al-rich TiAl alloys // *Journal of Materials Science and Engineering A*. 2009. Vol. 510–511. P. 373–376.
12. Ymamoto R., Mizogicni K., Wegman G., Maruyama K. Effect of discontinuour coarsening of lamellae on creep strength of fully lamellar TiAl alloys // *Journal of Intermetallics*. 1998. Vol. 5. P. 699–702.
13. Sturm D., Heilmaier M., Naumenko K., Rozhar S., Kruger M. Creep deformation characteristics of Al-rich Ti–Al alloys // *Proceedings International Conference «Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures»* (Kyoto, May 27–31, 2012). URL: [https://www.researchgate.net/publication/277455436\\_Creep\\_deformation\\_characteristics\\_of\\_Al-rich\\_Ti-Al\\_alloys](https://www.researchgate.net/publication/277455436_Creep_deformation_characteristics_of_Al-rich_Ti-Al_alloys) (дата обращения: 14.01.2021).
14. Hayes R.W., Martin P.L. Tension creep wrought single phase  $\gamma$  TiAl // *Journal of Acta Metalurgica et Materialia*. 1995. Vol. 43. No. 7. P. 2761–2772.
15. Kim S., Cho W., Hong C.P. Creep behavior of cast TiAl based intermetallics // *Journal of Materials Science and Technology*. 1995. Vol. 11. No 5. P. 1147–1155.
16. Jimenez J.A., Carsi M., Frommeyer G., Knipperscher S. et al. The effect microstructure on the creep behavior of the Ti–46Al–1Mo–0,2Si alloy // *Journal of Intermetallics*. 2005. Vol. 13. No. 11. P. 1021–1029.
17. Sturm D., Heilmaier M., Saage H., Agular J. et al. High temperature creep behavior of Al-rich Ti–Al alloys // *Journal of Physics*. 2010. Conference Series 240. No 1. P. 012084. DOI: 10.1088/1742-6596/240/1/012084.
18. Sturm D., Heilmaier M., Saage H., Agular J. et al. Creep strength of binary Al<sub>62</sub>Ti<sub>38</sub> alloy // *International Journal of Materials Research*. 2010. Vol. 101. No. 5. P. 676–679.
19. Sturm D. Herstellung und Eigenschaften Al-reicher TiAl Legierungen: dis. zur Erlangung des akademischen Grades. Magdeburg: Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 2010. 118 s.
20. Palm M., Zhangl L.C., Stein F., Sauthoff G. Phases and phase equilibria in the Al-rich part of the Al–Ti system above 900 °C // *Journal of Intermetallics*. 2002. Vol. 10. No. 6. P. 523–540.
21. Karthikeyan S., Visvanathan G.B. Evaluation of the jogged-screw model of creep in equiaxed  $\gamma$ -TiAl: identification of the key substructural parameters // *Journal of Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. No. 9. P. 2577–2589.
22. Mishin Y., Herzig C. Diffusion in the Ti–Al system // *Journal of Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. No. 3. P. 589–623.
23. Chakravadhanula V.S.K., Kelm K., Kienle L., Duppel V. et al. TEM studies of the ternary Ti<sub>36</sub>Al<sub>62</sub>Nb<sub>2</sub> alloy // *Material Research Society Symposium. Proceeding*. 2011. Vol. 1295. DOI: 10.1557/opl.2011.181.
24. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Новак А.В., Панин П.В. Деформируемый интерметаллидный титановый орто-сплав, легированный иттрием. Часть 1. Исследование микроструктуры слитка и построение реологических кривых // *Труды ВИАМ*. 2018. № 6 (66). Ст. 02. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.01.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-12-21.
25. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Новак А.В., Панин П.В. Деформируемый интерметаллидный титановый орто-сплав, легированный иттрием. Часть 2. Исследование влияния термической обработки на микроструктуру и механические свойства катаной плиты // *Труды ВИАМ*. 2018. № 12 (72). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.01.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-12-37-45.
26. Новак А.В., Алексеев Е.Б., Иванов В.И., Дзунович Д.А. Изучение влияния параметров закалки на структуру и твердость интерметаллидного титанового орто-сплава ВТИ-4 // *Труды ВИАМ*. 2018. No. 2 (62). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 14.01.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-5-5.