



УДК 669.295/71

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЛИТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА TNM-V<sub>1</sub> НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА $\gamma$ -TiAl

А.В. Кузнецов, Г.С. Дьяконов, Г.Д. Шайсултанов,  
В.С. Соколовский, Г.А. Салищев

Лаборатория «Объемные наноструктурные материалы»,  
Белгородский государственный университет,  
ул. Победы, 85, Белгород, 308015, Россия, e-mail: [kuznetsov@bsu.edu.ru](mailto:kuznetsov@bsu.edu.ru)

**Аннотация.** Исследовалась микроструктура, механическое поведение и пористость литого интерметаллидного сплава TNM-V<sub>1</sub> на основе алюминид титана  $\gamma$ -TiAl после осадки при различных температурах. Установлено, что сплав в исходном состоянии характеризуется относительно однородной, мелкозернистой пластинчатой структурой, со средним размером колоний порядка 40 мкм. Механические свойства определялись при испытаниях на сжатие в интервале температур 20-1000°C. При комнатной температуре сплав демонстрирует высокий предел прочности 1880 МПа, который с повышением температуры сохраняется на уровне 1100 МПа вплоть до 800°C. Показано, что в интервале температур между 700 и 800°C в сплаве происходит хрупко-вязкий переход. Горячая деформация приводит к развитию процессов рекристаллизации, в результате чего в исходной литой структуре происходит образование новых равноосных зерен, размер которых не превышает 500 нм. Осадка при высоких температурах приводит к повышению качества литого материала. С ростом температуры деформации после 800°C наблюдается заметное уменьшение объемной доли и размера литейных пор.

**Ключевые слова:** гамма алюминид титана, структура, механические свойства, пористость.

**Введение.** Прогресс в развитии современной техники требует использование новых конструкционных материалов, которые обеспечивали бы более высокий уровень эксплуатационных характеристики по сравнению с существующими материалами. Одним из таких перспективных материалов могут служить легкие сплавы на основе гамма алюминид титана, которые обладают высокими удельными прочностными свойствами, сохраняющимися до высоких температур, отличной жаропрочностью, сопротивлением ползучести [1,2]. Однако, главным их недостатком является низкая пластичность и вязкость разрушения в широком интервале температур. Вследствие этого изготовление изделий из сплавов на основе  $\gamma$ -сплавов является сложной технологической задачей. На сегодняшний день основным способом изготовления изделий из интерметаллидов алюминид титана служат литейные технологии. Наилучшие результаты получаются в случае использования таких методов как центробежное литье, литье под давлением [2-4]. Однако, основной проблемой являются наличие разного рода дефектов таких как поры, трещины, неоднородности, химические ликвации и пр. Для таких хрупких материалов это является критичным, осложняет и удорожает последующую обработку. Кроме того, зачастую имеет место и плохое заполнение формы. В последние годы были сделаны попытки развития методов обработки давлением для обработки интерметаллидных сплавов.

---

Настоящая работа была выполнена в рамках соглашения Министерства Образования и Науки Российской Федерации № 14.А18.21.1556.



Деформационные методы позволяют устранить металлургические дефекты, а также снижают ликвацию легирующих элементов. Реализация изотермических или квазиизотермических условий деформации приводит к развитию процессов динамической рекристаллизации, вследствие чего формируется мелкозернистая структура, обладающая повышенной технологической пластичностью и становится возможным деформировать материал с большими степенями деформации. Формирование измельченной рекристаллизованной структуры имеет еще одно важное преимущество. Проведение последующей термической обработки позволит управлять параметрами финальной измельченной пластинчатой структуры, которая обеспечит повышенный уровень физико-механических свойств. Главным недостатком деформационного подхода, сдерживающим практическое применение, является высокая трудоемкость и как следствие, высокая стоимость процесса.

В работе представлены результаты исследования микроструктуры и механического поведения литого интерметаллидного сплава TNM-B<sub>1</sub> на основе гамма алюминида титана на сжатие в широком интервале температур. Также рассмотрено влияние горячей деформации на пористость исходного слитка. Данный сплав в качестве легирующих элементов помимо алюминия содержит еще ниобий, молибден и бор. Выбор материала для исследований обусловлен тем, что он является одним из перспективных сплавов третьего поколения, которые обладают рядом преимуществ и могут обладать хорошо сбалансированными механическими характеристиками.

**1. Материалы и методики.** В качестве исходного материала была использован слиток диаметром 18 мм, полученный методом литья под давлением. Химический состав слитка представлен в таблице 1.

*Таблица 1*

Химический состав изучаемого сплава TNM-B<sub>1</sub>

	Al	Nb	Mo	B	Ti
атомные %	45,64	3,65	1,27	0,1	ост.

Для структурных исследований образцы после вырезки шлифовали на наждачной бумаге с постепенным уменьшением зернистости, а затем полировали с использованием сукна и коллоидно-кремниевой суспензии OP-S с размером абразивных частиц 0,04 мкм. Металлографические исследования проводили на оптическом инвертированном микроскопе «Olympus GX41». Сканирующую электронную микроскопию в режиме обратно отраженных электронов проводили с использованием растровых электронного микроскопа Quanta 600 оснащенного приставкой энергодисперсионного анализа фирмы EDAX. Для наблюдения тонкой структуры использовали просвечивающей электронный микроскоп JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ и оснащенный приставкой для локального химического анализа. Тонкие фольги для просвечивающей электронной микроскопии были получены методом электролитической полировки. Механические испытания на сжатие проводили с помощью испытательной машины Instron 300LX усилием 30 тонн, оснащенного печью для нагрева до 1200°C. Из исходного слитка были вырезаны образцы размерами 8×8×12 мм, которые деформировали до степени 65%. Деформацию осуществляли на воздухе в интервале температур 20-1000°C, начальная скорость деформации составляла  $\dot{\epsilon}=10^{-3} \text{ c}^{-1}$ .

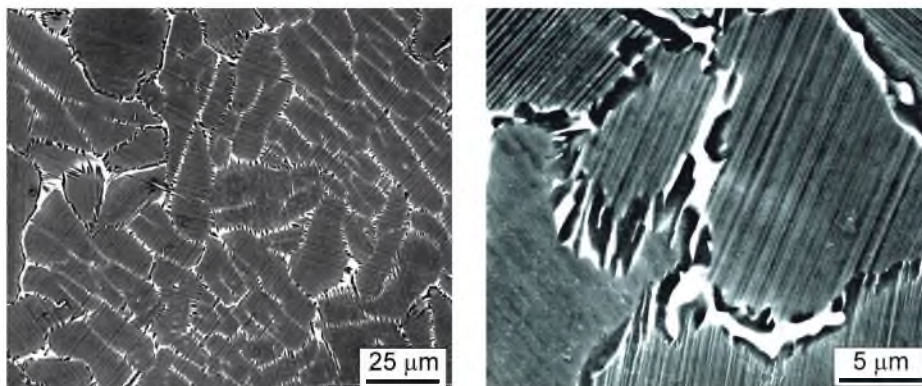


Рис. 1. Микроструктура сплава TNM-B<sub>1</sub> в исходном литом состоянии.

## 2. Результаты.

**Микроструктура исходного сплава.** На рис. 1 представлена типичная микроструктура сплава в литом состоянии. Слиток имеет характерную для литых ( $\gamma+\alpha_2$ )-сплавов пластинчатую микроструктуру, которая состоит из чередующихся пластин  $\gamma$ - и  $\alpha_2$ -фаз. Структура содержит вытянутые колонии длиной и шириной  $d=20-40$  мкм и  $10-17$  мкм, соответственно. Среднее межпластинчатое расстояние составляло  $\lambda=47$  нм.

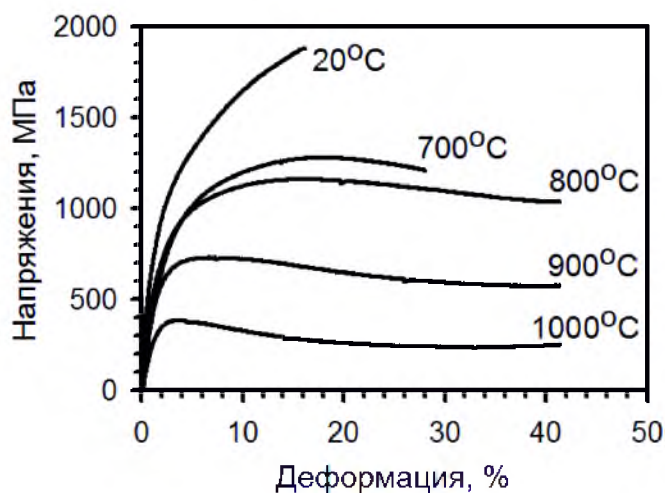


Рис. 2. Кривые истинное напряжение — деформация  $\sigma$ - $\varepsilon$ , полученные для различных температур испытания на сжатие сплава TNM-B<sub>1</sub> в литом состоянии ( $\dot{\varepsilon}=10^{-3}c^{-1}$ ).

В микроструктуре наблюдаются светлые прослойки, образующие сетку и проходящие внутри колоний. Исходя из результатов энергодисперсионного анализа и литературных данных они обогащены ниобием и молибденом и являются  $\beta$ (B2)-фазой. Также в исходной литой структуре наряду с пластинчатыми ( $\gamma+\alpha_2$ )-колониями содержатся прослойки и  $\beta$ (B2)- и  $\gamma$ -зерен. Первые выглядят как светлые равноосные зерна по границам колоний, а вторые как темные равноосные зерна (см. рис. 1).



Механические свойства на сжатие. На рис. 2 представлены кривые истинное напряжение-деформация для различных температур деформации (при  $\dot{\epsilon}=10^{-3}c^{-1}$ ). Значения предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , предела прочности  $\sigma_B$ , и относительного укорочения  $\epsilon$ , полученные в результате испытаний приведены в таблице 2.



Рис. 3. Внешний вид образцов после осадки литого сплава TNM-B<sub>1</sub> при разных температурах ( $\dot{\epsilon}=10^{-3}c^{-1}$ ).

При комнатной температуре происходит хрупкое разрушение, упрочнение превалирует над разупрочнением и кривые обрываются на стадии упрочнения. С ростом температуры тип кривых напряжение-деформация меняется: выше 700°C после достижения пика напряжения течения наблюдается протяженная стадия разупрочнения. Такое поведение характерно для сплавов, в которых при высокотемпературной деформации протекает динамическая рекристаллизация. С увеличением температуры деформации наблюдается уменьшение напряжений течения. При температуре 20°C сплав демонстрирует относительно высокий предел прочности (1880 МПа), который хотя и снижается, но остается на уровне 1100 МПа вплоть до 800°C. Дальнейшее повышение температуры приводит к дальнейшему разупрочнению до  $\sigma_B=385$  МПа при 1000°C. При комнатной температуре сплав хрупко разрушается при  $\epsilon=12,5\%$ . Увеличение температуры способствует повышению пластичности литого материала. Наиболее заметное увеличение  $\epsilon$  (с 25% до 54%) происходит в интервале температур 700-800°C.

Таблица 2

Температурная зависимость напряжений течения  $\sigma_{0,2}$ , предела прочности  $\sigma_B$  и относительной деформации  $\epsilon$  при осадке образцов литого сплава TNM-B<sub>1</sub> ( $\dot{\epsilon}=10^{-3}c^{-1}$ )

Температура, °C	20	700	800	900	1000
$\sigma_{0,2}$ , МПа	850	700	640	560	305
$\sigma_B$ , МПа	1881	1280	1161	728	385
$\epsilon$ , %	12,5	25	54	66,4	66,4
боковые трещины	+	+	+	+	-

Однако, несмотря на высокие температуры деформации анализ внешнего вида образцов (см. рис. 3 и табл. 2) показывает, что вплоть до температур 900°C деформация сплава сопровождается образованием боковых трещин на образцах. Материал становится полностью пластичным лишь при достижении 1000°C.



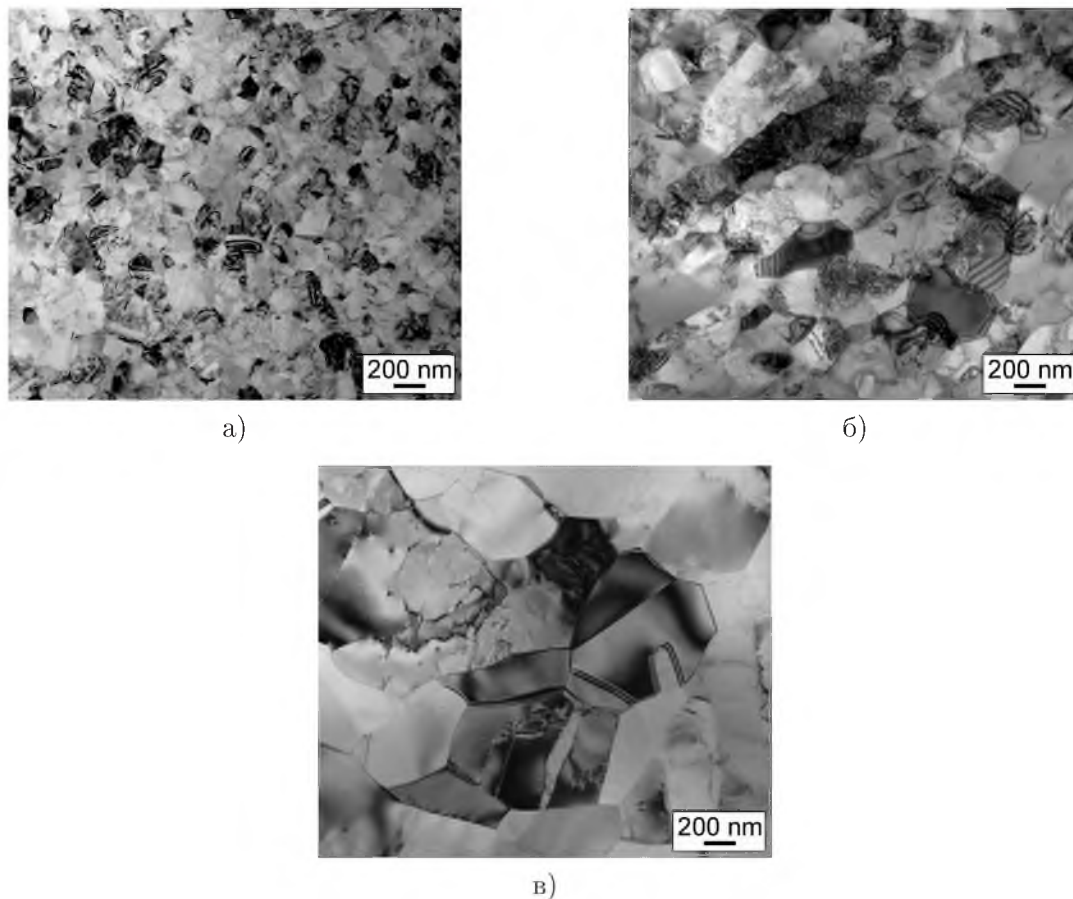


Рис. 4. Тонкая структура литого сплава TNM-B<sub>1</sub> после осадки при разных температурах: а - 800°C; б - 900°C; в - 1000°C ( $\epsilon \sim 60\%$ ,  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} c^{-1}$ ).

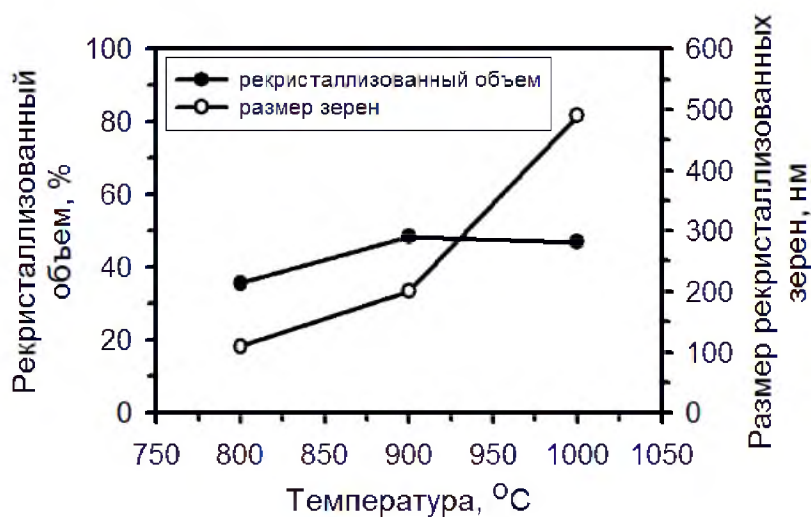


Рис. 5. Зависимость объема рекристаллизованных зерен и среднего размера рекристаллизованных зерен от температуры деформации при осадке ( $\epsilon \sim 60\%$ ) литого сплава TNM-B<sub>1</sub> ( $\dot{\epsilon} = 10^{-3} c^{-1}$ ).

**Эволюция структуры после деформации.** Металлографический анализ микроструктуры сплава после деформации показывает, что наряду с пластинчатыми колониями и крупными  $\beta$ (B2)- и  $\gamma$ -зернами в центре образца формируются мелкие равноосные зерна. Электронно-микроскопические исследования показывают (рис. 4), что средний размер новых зерен составляет 110, 200 и 490 нм при 800, 900 и 1000°C, соответственно (см. рис. 5). Преимущественно образование равноосных мелких зерен происходит вдоль границ пластинчатых колоний.

Рисунок 5 демонстрирует зависимость объемной доли рекристаллизованной структуры от температуры осадки. Видно, что процессы рекристаллизации развиваются сильнее при увеличении температуры до 900°C, после чего остаются на том же уровне. При этом доля рекристаллизованного объема достигает практически 50%.

**Пористость.** В исходном литом состоянии сплав содержит большое количество литейных пор, особенно в центральной части слитка (рис. 6а,б). Объемная доля пор достигает порядка 9%. Большинство пор имеют равноосную форму и располагается преимущественно по границам пластинчатых колоний. При этом размер пор варьируется в широких пределах, от нескольких микрон до нескольких сотен микрон. Средний же размер пор составляет 59 мкм.

Исследования микроструктуры осаженных образцов показывают, что горячая деформация оказывает заметное влияние на пористость исходного состояния, повышая качество литого материала (рис. 7). Наблюдается заметное уменьшение количества литейных дефектов в деформированном материале, по сравнению с исходным литым состоянием. При этом происходит изменение и формы пор. Первоначальные равноосные поры принимают вытянутую форму, ориентированную вдоль направления действия максимальных касательных напряжений при осадке (см. рис. 7). Как отмечалось ранее, исходно поры размещались по границам пластинчатых колоний, при горячей осадке по этим границам протекают процессы, связанные с рекристаллизацией. В итоге, оставшиеся поры окружены с одной стороны ( $\gamma+\alpha_2$ )-колониями, а с другой новыми равноосными мелкими зернами.

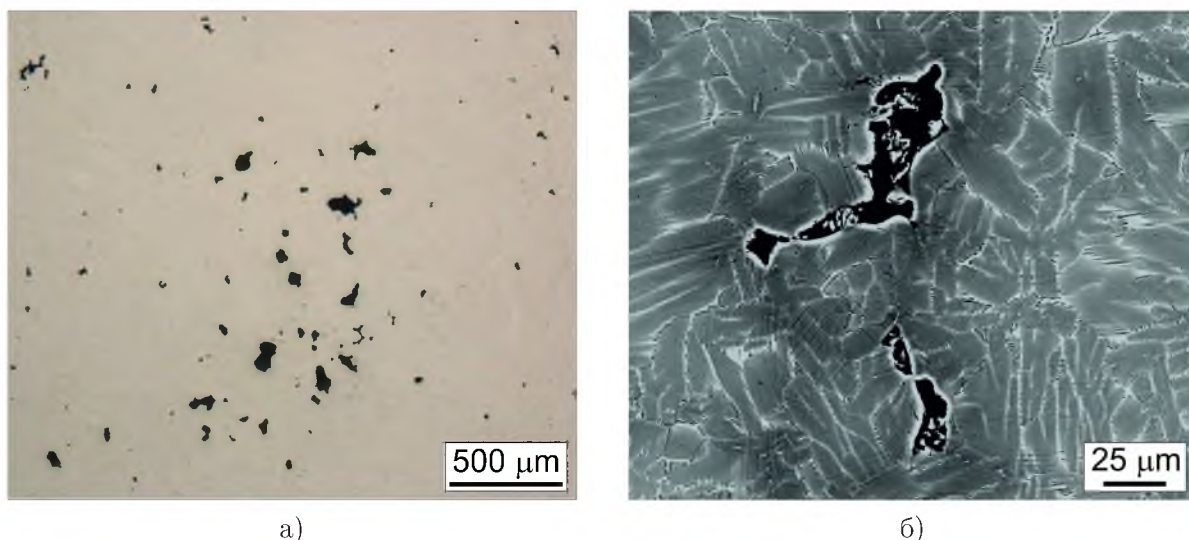


Рис. 6. Пористость в исходном слитке сплава TNM-B<sub>1</sub>:

а — оптическая металлография, б — сканирующая электронная микроскопия.

Качественные микроструктурные исследования подтверждаются количественными измерениями. На рисунке 8 приведена зависимость объемной доли пор для различных состояний.

Можно видеть, что горячая деформация ведет к снижению объемной доли пористости. При этом чем больше температура осадки, тем остается меньшее количество пор. Осадка при  $800^{\circ}\text{C}$  приводит к двукратному снижению пористости (с 9% до 4%). При более высоких температурах, после деформации  $900^{\circ}\text{C}$  и выше, объемная доля пор находится на уровне порядка 1%. Аналогичным образом происходит уменьшение среднего размера пор. Средняя длина пор составляет 7,6 мкм, 3,7 мкм и 2,9 мкм, для  $800$ ,  $900$  и  $1000^{\circ}\text{C}$ , соответственно.

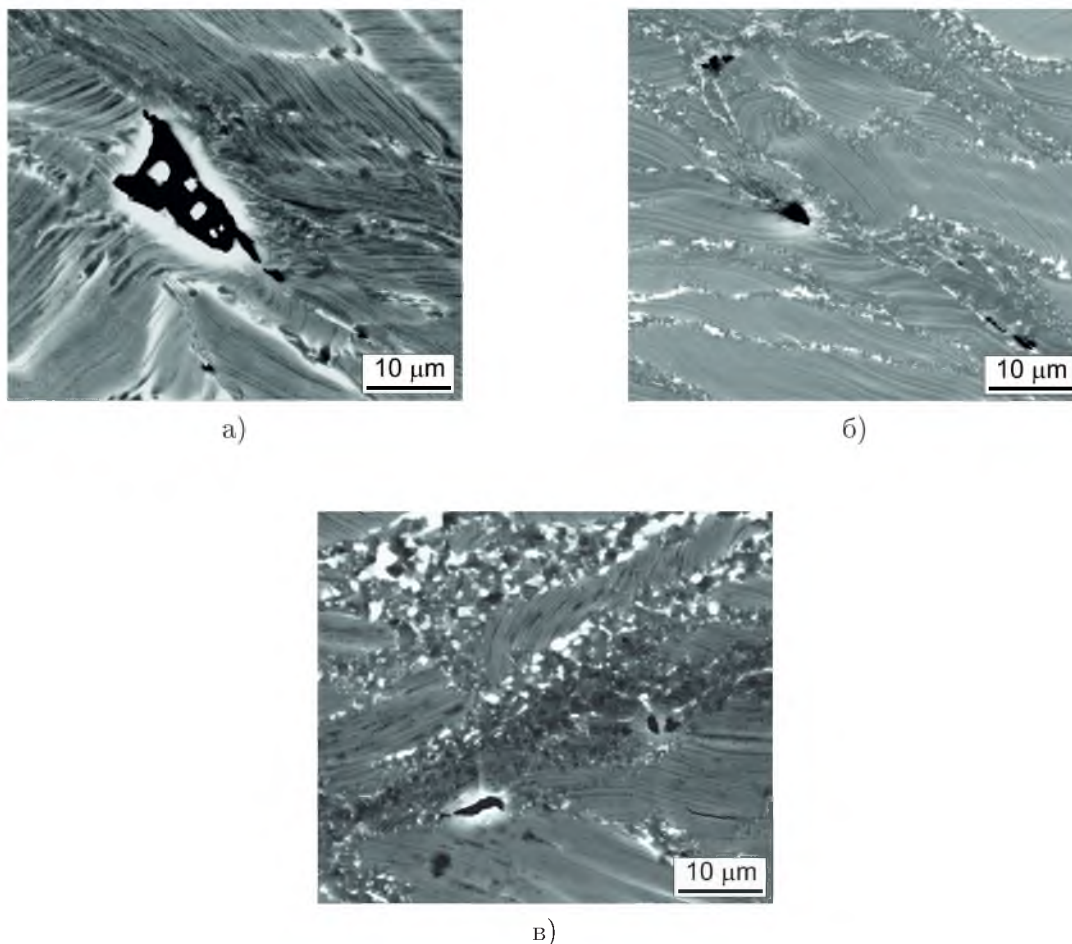


Рис. 7. Пористость в образцах литого сплава TNM-V<sub>1</sub> после осадки при различных температурах ( $\varepsilon \sim 60\%$ ,  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{c}^{-1}$ ): а -  $800^{\circ}\text{C}$ ; б -  $900^{\circ}\text{C}$ ; в -  $1000^{\circ}\text{C}$  (СЭМ).

Стоит отметить, что наряду с залечиванием имеющихся литейных пор после деформации в образцах наблюдается и образование новых трещин. При всех исследуемых температурах, вплоть до  $1000^{\circ}\text{C}$  они появляются в пластинчатых колониях. Трещины образуются вдоль межфазных границ  $\gamma/\alpha_2$ .

**3. Обсуждение.** Представленные результаты позволяют заключить, что горячая деформация оказывает заметное влияние на структуру, механические свойства и пористость исходного литого интерметаллидного сплава на основе гамма алюминиды титана.

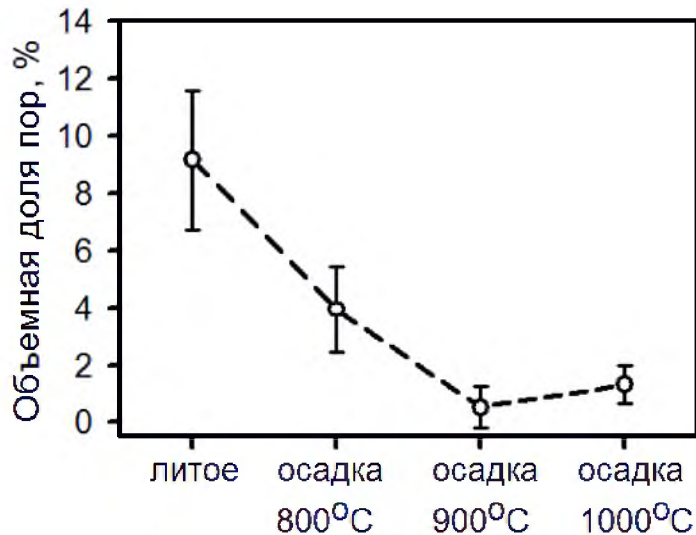


Рис. 8. Объемная доля пор образцов сплава TNM-B<sub>1</sub> в литом и деформированных состояниях ( $\varepsilon \sim 60\%$ ,  $\dot{\varepsilon} \sim 10^{-3} \text{с}^{-1}$ ).

Особенностью исследуемого сплава TNM-B<sub>1</sub> является то, что он кристаллизуется полностью через  $\beta$ -фазу, позволяющую избежать каскада перитектических реакций при охлаждении и, следовательно, повысить химическую однородность. Кроме того, за счет добавок бора происходит повышение скорости гетерогенного зарождения зерен  $\alpha$ -фазы, а за счет легирования ниобием и молибденом снижается их линейная скорость роста [1, 5]. В результате этого возможно получение исходного слитка с малым размером колоний. Такое совокупное влияние легирующих элементов позволило получить измельченную структуру в слитке, размер пластинчатых колоний не превышает 40 мкм.

Литой сплав демонстрирует высокий уровень прочностных свойств, как при комнатной, так и при повышенных температурах. Это обусловлено тем, что для пластинчатых структур в  $(\gamma + \alpha_2)$ -сплавах их прочностные свойства в значительной степени определяются размером колоний и межпластинчатым расстоянием [1,2]. В частности, считалось, что для достижения максимальных прочностных характеристик требуется получение межпластинчатого расстояния не превышающее  $\lambda = 100$  нм [6]. Повышенная прочность исследуемого материала может быть объяснена тем, что благодаря выбору легирующих элементов в исходной литой структуре среднее межпластинчатое расстояние составляет всего  $\lambda = 47$  нм, а средний размер колоний 40 мкм. Наряду с повышенной прочностью такая мелкая пластинчатая структура обладает некоторой пластичностью в области низких температур,  $\varepsilon = 12,5\%$  при комнатной температуре. Хотя вследствие характерных особенностей присущих интерметаллидным сплавам на основе гамма алюминиды титана, таким как: ограниченность систем скольжения, затрудненность поперечного скольжения и эстафетной передачи от колонии к колонии или пластины к пластине, образования специфических для упорядоченных сплавов дислокационных барьеров [2], материал при низких температурах демонстрирует хрупкое разрушение. Высокая стабильность литой пластинчатой структуры приводит к тому, что температура вязко-хрупкого перехода остается довольно высокой, выше 700°C. Только при деформации выше этой температуры вследствие активизации дополнительных систем скольжения, облегчению поперечного скольжения и эстафетной передачи деформации от зерна к зерну, развитию процессов динамической





рекристаллизации пластичность упорядоченных сплавов обычно возрастает. Однако, этой пластичности недостаточно для релаксации напряжений на боковых поверхностях образца, где происходит увеличение растягивающих напряжений вследствие неоднородности деформации, вызванной наличием контактного трения. Вследствие чего наблюдается формирование боковых поверхностных трещин даже при 900°C.

Анализ механического поведения при горячей деформации и исследования тонкой структуры наглядно демонстрируют, что в сплаве наблюдается протекание динамической рекристаллизации. Об этом свидетельствует стадия разупрочнения на кривых напряжение-деформация и образование мелких равноосных зерен, свободных от дислокаций. Стоит отметить, что динамическая рекристаллизация протекает локализовано, преимущественно по границам колоний, подобно как это наблюдалось в бинарных сплавах [7]. Малый размер колоний и малое межпластинчатое расстояние способствуют получению довольно мелкозернистой рекристаллизованной структуры, даже при температуре осадки 1000°C средний размер образовавшихся зерен составляет всего 490 нм. Исследование процессов измельчения структуры при горячей деформации важно с точки зрения улучшения технологических свойств материала. В этом случае возможно использование методов деформационной обработки для изготовления таких ответственных деталей как лопатки ГТД, например, с помощью закрытой изотермической штамповки.

Результаты работы показывают справедливость подхода к улучшению качества материала за счет горячей деформации. После осадки при высоких температурах наблюдается явное уменьшение количества литейных пор и их размеров в образцах после горячей осадки. Чем выше температура деформации, тем меньше пор наблюдается в осаженных образцах и сами оставшиеся поры имеют гораздо меньший размер. При высоких температурах возможно вследствие повышенной диффузионной активности протекают процессы аналогичные диффузионной сварке, которые способствуют завариванию исходных дефектов. Изменение формы пор от равноосной к вытянутой также облегчает процессы сварки. Тем не менее, для более полного понимания протекающих процессов сварки и для выбора оптимальных режимов обработки давлением требуются дополнительные исследования.

**4. Заключение.** Исследована микроструктура и механическое поведение литого интерметаллидного сплава TiNi-V<sub>1</sub> после осадки при различных температурах. Установлено, что в литом состоянии сплав характеризуется однородной, пластинчатой структурой с малым размером колоний и наноразмерным межпластинчатым расстоянием. Сплав сохраняет предел прочности выше 1100 МПа вплоть до температуры 800°C. После горячей деформации в сплаве протекает динамическая рекристаллизация, позволяющая получать мелкозернистую равноосную структуру, средний размер которой не превышает 500 нм даже при осадке при 1000°C. Увеличение температуры осадки не только повышает способность сплава деформироваться без разрушения, но и способствует завариванию исходных литейный пор и повышению качества материала.

#### Литература

1. Clemens H., Mayer S. Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys // Advanced Engineering Materials. – 2013. – 15; №4. – P.191-215.
2. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / Wiley-V.C.H, ISBN: 978-3-527-31525-3, 2011. – 744 p.



3. Austin C.M., Kelly T.J., McAllister K.G., Chesnutt J.C. Aircraft Engine Applications for Gamma Titanium Aluminide // in M.V. Nathal, et.al., eds., Structural Intermetallics, Warrendale, PA: TMS, 1997. – P.413-425.
4. Austin C.M., Kelly T.J. Progress in Implementation of Cast Gamma Titanium Aluminide // in Y.-W. Kim, et al., eds., Gamma Titanium Aluminides (Warrendale, PA: TMS, 1995). – P.21-32.
5. Imayev R.M., Imayev V.M., et al. Novel concept of designing of  $\gamma$ -TiAl+ $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al alloys // Reviews on Advanced Materials Science. – 2006. – 11. – P.99-108.
6. Kim Y.-W., Dimiduk D.M. Designing Gamma TiAl Alloys: Fundamentals, Strategy and Production // in M.V. Nathal, et.al., eds., Structural Intermetallics (Warrendale, PA: TMS, 1997), – P.531-543.
7. Имаев В.М., Имаев Р.М., Кузнецов А.В. и др. Новые подходы к деформационно-термической обработке литых интерметаллидных сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl+ $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al // ФММ. – 2005. – 100. – С.51-62.

**EFFECT OF DEFORMATION TEMPERATURE ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL BEHAVIOR OF TNM-B<sub>1</sub> AS-CAST INTERMETALLIC ALLOY BASED ON TITANIUM ALUMINIDE  $\gamma$ -TiAl**

**A.V. Kuznetsov, G.S. Dyakonov, D.G. Shaysultanov,  
V.S. Sokolovsky, G.A. Salishchev**

Laboratory of Bulk Nanostructured Materials,  
Belgorod State University,  
Pobedy St., 85, Belgorod, 308015, Russia, e-mail: [kuznetsov@bsu.edu.ru](mailto:kuznetsov@bsu.edu.ru)

**Abstract.** Microstructure, mechanical behavior and porosity of as-cast intermetallic alloy TNM-B<sub>1</sub> based on  $\gamma$ -titanium aluminide after compression testing at different temperatures were studied. It was shown that in as-cast state the alloy had relatively homogenous lamellar microstructure with fine average colony size of 40  $\mu$ m. Mechanical properties were determined by compression testing at temperatures in range of 20-1000°C. At room temperature alloy exhibited high ultimate stress of 1880 MPa; it retained as high as 1100 MPa at 800°C. It was demonstrated that brittle-to-ductile transaction occurred between 700°C and 800°C. Hot deformation results in development of dynamic recrystallization and thus fine equiaxed grains with average size under 500 nm appear. Compression at high temperatures increases quality of as-cast material. At temperatures of 800°C and higher size and volume fraction of pores diminishes.

**Keywords:** low-temperature superplasticity, multidirectional forging, ultrafine grain structure, microstructure evolution.