УДК 669.017.165
doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-6

Исследование влияния температуры деформации на механическое поведение и особенности разрушения литого сплава TNM-B1

Соколовский Виталий Сергеевич*, кандидат технических наук,
научный сотрудник лаборатории объемных наноструктурных материалов
Салищев Геннадий Алексеевич[1], доктор технических наук, профессор,
заведующий лабораторией объемных наноструктурных материалов
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород (Россия)

***E-mail:** sokolovskiy@bsuedu.ru [1]ORCID: https://orcid.org/0000-0002-0815-3525

Поступила в редакцию 07.07.2025 *Пересмотрена 25.07.2025* *Принята к публикации 20.08.2025*

Аннотация: Статья посвящена β-затвердевающим сплавам на основе TiAl, которые являются крайне перспективными для авиационной промышленности материалами с рабочей температурой до 850 °C, обладают высокими удельными прочностными характеристиками. Исследовано влияние температуры деформации при растяжении в интервале *T*=25–1000 °C на механические свойства, фазовый состав и трещинообразование в литом сплаве – β-затвердевающем TNM-B1. Установлено, что литой сплав TNM-B1 характеризуется комплексной микроструктурой, включающей (α_2+γ)-пластинчатые колонии и прослойки β(B2)+ω-фаз, эволюция которых при повышенных температурах деформации определяет поведение материала. Показано, что растворение ω-фазы и выделение дисперсных частиц вторичной β-фазы при *T*>950 °C оказывают существенное влияние на механические характеристики. Установлена выраженная температурная зависимость прочности и пластичности: максимальная прочность наблюдается при 800 °C, в то время как наибольшее относительное удлинение в исследованном интервале температур достигается при 1000 °C. Переход от хрупкого к вязкому характеру разрушения происходит в интервале температур в области 950 °C. Кроме того, выявлена зависимость механизма распространения трещин от ориентации пластинчатых колоний относительно оси деформации: при повышении температуры различия нивелируются, а при 1000 °C наблюдается полное подавление трещинообразования с формированием пор вдоль границ колоний и скоплений частиц вторичной β-фазы. Полученные результаты демонстрируют важную роль микроструктурных превращений в формировании деформационного поведения и механических свойств сплава на основе гамма-алюминида титана TNM-B1, что имеет практическое значение для разработки технологий его термомеханической обработки.

Ключевые слова: литой сплав TNM-B1; механическое поведение; особенности разрушения; сплав типа TNM; микроструктура; хрупко-вязкий переход; прочность; пластичность.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ», https://rscf.ru/prjcard_int?19-79-30066.

Для цитирования: Соколовский В.С., Салищев Г.А. Исследование влияния температуры деформации на механическое поведение и особенности разрушения литого сплава TNM-B1 // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 81–89. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-6.

ВВЕДЕНИЕ

Интерметаллидные сплавы на основе гамма-алюминида титана (γ-TiAl) рассматриваются как перспективные материалы с рабочей температурой до 850 °C для применения в авиационно-космической и энергетической отраслях, где требуется сочетание жаропрочности, низкой плотности и устойчивости к окислению [1–3]. Среди сплавов на основе γ-TiAl особое внимание привлекают β-затвердевающие сплавы, типичным представителем которых является TNM-B1 [4]. Фундаментальным ограничением применения интерметаллидных сплавов на основе γ-TiAl остается склонность к хрупкому разрушению вплоть до *T*=1000 °C [5–7], что обусловлено природой присутствующих в них γ(TiAl-$L1_0$)-, α_2(Ti_3Al-$D0_{19}$)-, β(B2)-фаз, характеризующихся ограниченным количеством активных систем скольжения/двойникования, пониженной диффузией, затрудненной передачей деформации через границы и, соответственно, ярко выраженной локализацией деформации [8; 9]. С ростом температуры выше 650–850 °C увеличивается количество систем скольжения/двойникования, ускоряется диффузия и активизируется переползание дислокаций [10; 11]. Переход из хрупкого состояния в вязкое также приводит к изменению типа разрушения с интеркристаллитного на транскристаллитный в переходном состоянии и ямочный при вязком разрушении [8]. Существенное влияние на развитие разрушения оказывает ориентация пластин относительно оси деформации. Ранее было показано [9; 12], что ориентация пластинчатых колоний относительно внешней нагрузки Φ во многом определяет их механическое поведение. Так, колонии с ориентацией 15<Φ<75° относительно оси нагружения деформируются в первую очередь, в отличие

© Соколовский В.С., Салищев Г.А., 2025

от колоний с Ф<15° и Ф>75°, в которых для активации систем скольжения/двойникования необходимы существенно большие напряжения [12]. Данная особенность должна непосредственно влиять на распространение трещин в колониях с разной ориентацией относительно оси деформации в сплавах с пластинчатым типом структуры. Между тем влияние ориентации пластинчатых колоний на развитие разрушения в интервале температур хрупко-вязкого перехода (ХВП) в литературе подробно не рассматривалось. Стоит отметить, что в сплавах типа TNM помимо перечисленных выше фаз также могут присутствовать частицы ω(Ti_4Nb_3Al-$B8_2$)-фазы, формирующиеся в прослойках β-фазы при медленном охлаждении или выдержке ниже *T*=850 °C [13]. При последующем нагреве происходят растворение этих частиц, рост доли β-фазы, а также растворение/сфероидизация частиц γ-фазы, что может существенно повлиять на особенности разрушения в интервале температур, соответствующих ХВП. Но оценке этого воздействия в литературе не уделено должного внимания [1–3].

Цель работы – исследование влияния температуры деформации литого β-затвердевающего сплава TNM-B1 с пластинчатым типом структуры на его механические свойства, фазовый состав и особенности разрушения в колониях с различной ориентацией относительно оси деформации.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходного материала был использован интерметаллидный сплав TNM-B1 на основе гамма-алюминида титана с номинальным составом Ti–43,5Al–4Nb–1Mo–0,1B. Слиток диаметром 18 мм и длиной 90 мм был получен методом литья под давлением. Химический состав слитка сплава представлен в таблице 1.

Образцы литого сплава для испытаний на механические свойства после механической шлифовки дополнительно подвергались электролитической полировке. Использовался электролит 95 % C_2H_5OH + 5 % HCl, температура электролитической полировки −35 °C, плотность тока 0,1 А/м^2.

Для определения механических свойств проводились испытания на растяжение. Была использована универсальная электромеханическая испытательная машина Instron 5882 (США), оборудованная печью с максимальной температурой нагрева 1200 °C. Испытания проводились в интервале температур от 25 до 1000 °C. Скорость деформирования составляла 0,96 мм/мин, начальная скорость деформации 10^{-3} с$^{-1}$. Использовались плоские образцы с длиной рабочей части 16 мм и поперечным сечением 1,5×3 мм. Для испытаний на растяжение отбирались только образцы, на поверхности которых визуально не были обнаружены поры.

Анализ микроструктуры проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа FEI Quanta 600 (США) в режиме дифракции обратно отраженных электронов и вторично отраженных электронов при ускоряющем напряжении 30 кВ. Исследование тонкой структуры сплава проведено с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100 (Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ. Для исследований были изготовлены фольги с Ø3×0,1 мм, которые подверглись электролитическому утонению на приборе TenuPol-5 (Дания), при этом использовался электролит A2 фирмы Struers (Дания), температура составляла −32 °C, напряжение – 27 В.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходная микроструктура

В результате исследований методом СЭМ в режиме обратно рассеянных электронов получены изображения микроструктуры литого сплава Ti–43,5Al–4,0Nb–1,0Mo–0,1B (TNM-B1), контраст изображения тем больше, чем больше атомный номер элементов, входящих в состав фаз (рис. 1). Видно, что она в основном представлена (α_2+γ)-пластинчатыми колониями, доля которых составляет 85 %, а их средний размер равен 30 мкм (рис. 1 a). Анализ тонкой структуры позволил установить среднее межпластинчатое расстояние, равное 120 нм (рис. 1 b). По границам колоний располагались темные частицы γ-фазы и светлые прослойки смеси β(B2)- и ω-фаз, что подтверждается расшифровкой электронограмм из областей соответствующих частиц (рис. 1 b, c). Суммарная объемная доля β(B2)+ω-фаз составляет 10 %, γ-фазы – 5 %, средний размер частиц равен 2 и 4 мкм соответственно (рис. 1 a, b). Частицы боридов в виде усов преимущественно располагаются по границам колоний и имеют среднюю длину около 15 мкм с диаметром 0,2 мкм и объемной долей менее 0,1 % (рис. 1 a). Стоит отметить наличие в сплаве усадочных пор с размером от 1–10 до 50–100 мкм с объемной долей 9 % и темных зон, свидетельствующих о наличии ликвации с меньшим содержанием тугоплавких элементов (Nb, Mo), расположенных преимущественно в области литейных пор (рис. 1 a).

Механические свойства

Результаты проведения механических испытаний на растяжение в интервале температур 25–1000 °C с начальной скоростью деформации $\dot{\varepsilon}=10^{-3}$ с$^{-1}$ представлены на рис. 2, 3. Видно, что при *T*=25 °C литой сплав разрушается в упругой области. С ростом температуры до 700–800 °C наблюдается рост прочности и некоторое повышение пластичности до δ=0,4 %. При *T*=900 °C существенно снижается прочность, при этом относительное

Таблица 1. *Химический состав сплава TNM-B1, ат. %*
Table 1. *Chemical composition of TNM-B1 alloy, at. %*

Ti	Al	Nb	Mo	B
51,5	43,6	3,6	1,2	0,1

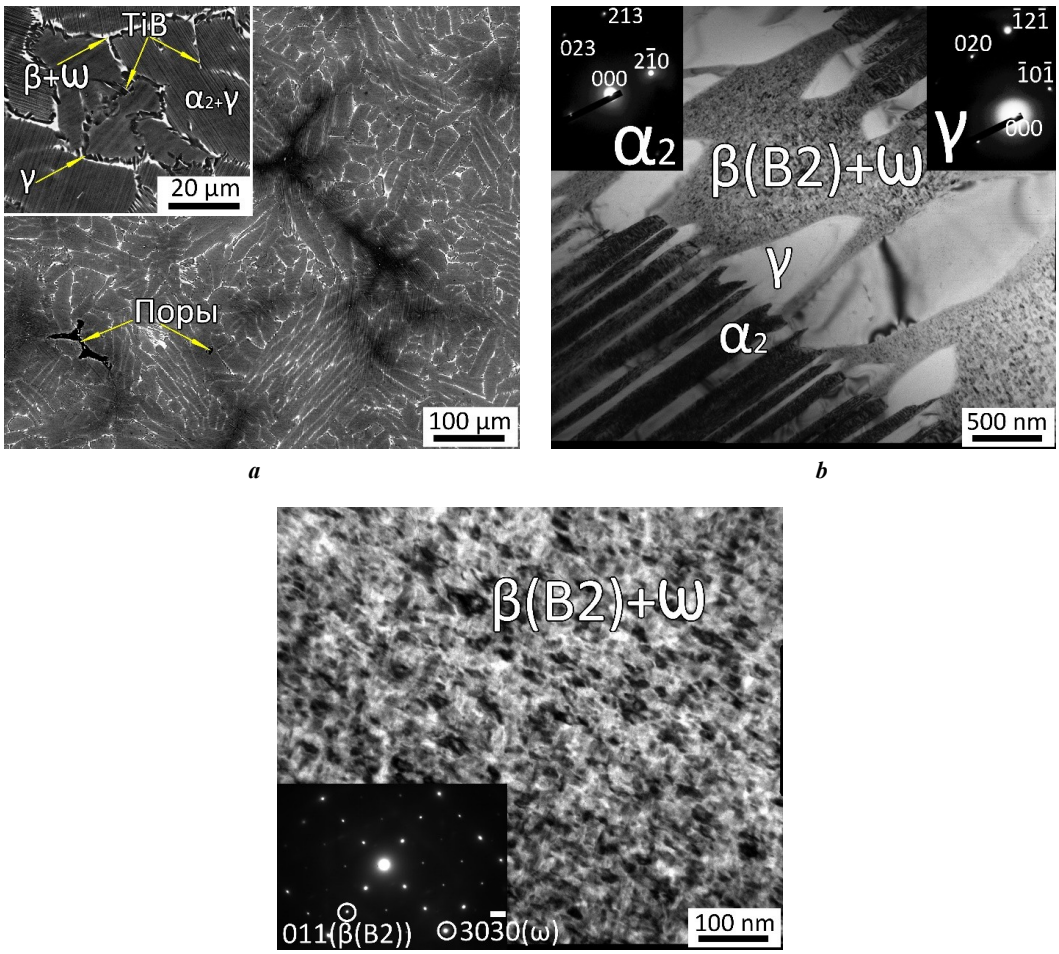

Рис. 1. *Микроструктура сплава TNM-B$_1$ в литом состоянии: обзорный снимок и вставка с большим увеличением (**a**), граница пластинчатых колоний (**b**), смесь β(B2)+ω-фаз (**c**).*
a *– СЭМ;* ***b***, ***c*** *– ПЭМ со вставками электронограмм соответствующих фаз.*
Стрелками обозначены соответствующие фазы и структурные элементы
Fig. 1. *Microstructure of the TNM-B1 alloy in the as-cast state: overview image and insert with high magnification (**a**), boundary of lamellar colonies (**b**), mixture of β(B2)+ω-phases (**c**).*
a *– SEM;* ***b***, ***c*** *– TEM with inserts of electron diffraction patterns of the corresponding phases.*
Arrows indicate the corresponding phases and structural elements

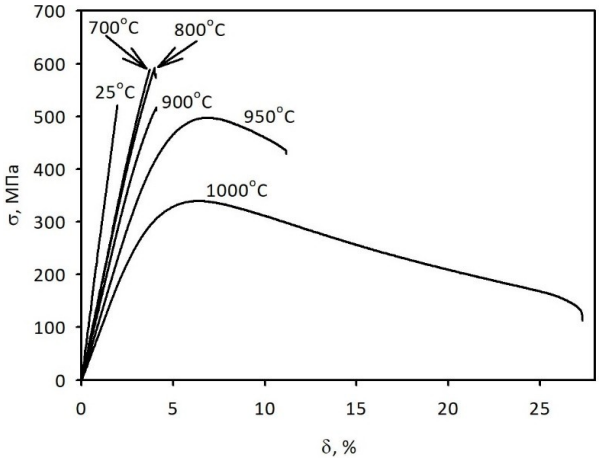

Рис. 2. *Кривые «напряжение – деформация», полученные при испытании на растяжение сплава TNM-B1 в интервале температур 25–1000 °C ($\dot{\varepsilon}=10^{-3}$ с$^{-1}$)*
Fig. 2. *Stress-strain curves obtained during tensile testing of TNM-B1 alloy in the temperature range of 25–1000 °C ($\dot{\varepsilon}=10^{-3}$ s^{-1})*

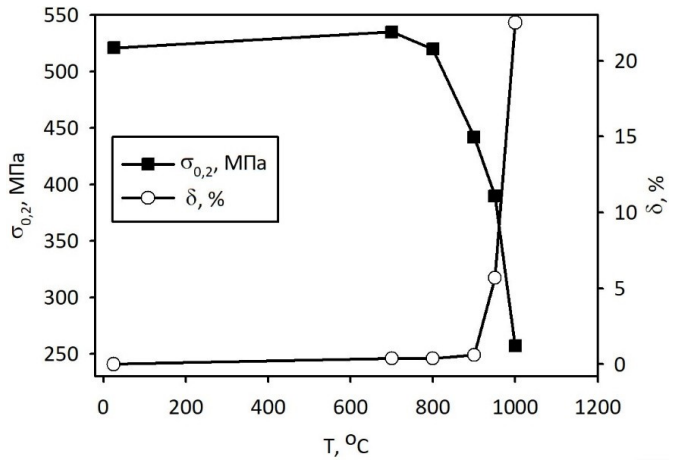

Рис. 3. *Зависимости предела прочности и относительного удлинения литого сплава TNM-B1 от температуры*
Fig. 3. *Dependences of the ultimate strength and relative elongation of cast TNM-B1 alloy on temperature*

удлинение достигает только 0,6 %. Повышение температуры до 950 °C приводит к снижению предела текучести и существенному росту пластичности до δ=5,7 %. Увеличение температуры деформации до 1000 °C сопровождается значительным разупрочнением и ростом относительного удлинения до 22,5 %. Таким образом, можно сказать, что растяжение при температуре 1000 °C соответствует вязкому интервалу температур, 950 °C – переходному, а 25–900 °C – хрупкому (рис. 3).

Фрактография

После испытаний на растяжение были исследованы изломы образцов при температурах, соответствующих хрупкому (700 °C), переходному (950 °C) и вязкому (1000 °C) интервалу. После растяжения при *T*=700 °C излом является преимущественно интеркристаллитным (рис. 4 a). Поверхность излома преимущественно представлена плоскими фасетками скола по межфазным границам α_2/γ с ориентацией, близкой к 75–90° относительно оси растяжения, а также по границам колоний (рис. 4 a). После испытаний при *T*=950 °C на изломе видны следы распространения извилистых трещин, излом становится транскристаллитным, увеличивается количество вторичных трещин (рис. 4 b). Фасетки перестают быть абсолютно гладкими, при этом основная площадь излома по-прежнему представлена хрупко сколотыми участками по межфазным границам. Стоит отметить отсутствие участков, свидетельствующих о разрушении вдоль межфазных границ α_2/γ, что указывает на ветвление магистральной трещины внутри колоний. Кардинальные изменения происходят при температуре 1000 °C (рис. 4 c). При низком увеличении излом выглядит как ямочный, более подробное исследование поверхности излома подтверждает наличие ямок. Стоит отметить, что на поверхности излома наблюдаются сферические образования, возникающие при локализации деформации и динамической рекристаллизации/сфероидизации на поверхности излома (рис. 4 c). Окисление при *T*=1000 °C краев ямок, характерных для вязкого типа разрушения, может приводить к образованию окисленных сферических образований (рис. 4 c). Доля вязкой составляющей излома составила 70 % (рис. 4 c).

Изменения микроструктуры после деформации в зоне разрушения

С целью более детального исследования распространения трещин и эволюции микроструктуры в ходе испытаний были изучены полированные боковые поверхности образцов в зонах разрушения после растяжения (рис. 5). При *T*=700 °C наблюдается распространение магистральной и вторичных трещин как вдоль границ колоний, так и вдоль межфазных границ α_2/γ (рис. 5 a). Протяженность вторичных трещин не превышает 100 мкм. Отчетливо видны признаки затрудненного движения вторичных трещин в благоприятно ориентированных (15<Ф<75°) пластинчатых колониях, вызывающего образование перемычек в теле колоний (рис. 5 a) или образование новых трещин по границам колоний, где их распространение менее затруднено (рис. 5 a). Неблагоприятно ориентированные (Ф<15° и Ф>75°) колонии существенно меньше вовлечены в пластическую деформацию; трещины распространяются вдоль границ α_2/γ или вдоль границ колоний (рис. 5 a). Увеличение температуры деформации до 950 °C приводит к более активному формированию вторичных трещин и образованию перемычек даже в случае неблагоприятно ориентированных колоний (рис. 5 b). Стоит отметить полное растворение частиц ω-фазы при температуре 950 °C и рост объемной доли β-фазы до 15 % за счет образования частиц размером 0,1–3 мкм в теле пластинчатых колоний (рис. 5 b). Принципиальные изменения отмечаются при достижении температуры 1000 °C (рис. 5 c). Наблюдается активное формирование новых пор в основном по границам колоний, при этом в неблагоприятно ориентированных колониях образуются трещины вдоль межфазных границ α_2/γ, а в случае благоприятно ориентированных колоний имеет место изгиб пластин (рис. 5 c). Преимущественно по границам колоний располагаются сферические/полигональные частицы $\gamma/\alpha_2/\beta$-фаз размером 0,1–3 мкм (рис. 5 c). Видно, что мелкие поры формируются по границам и в теле колоний вдоль цепочек частиц β-фазы (рис. 5 c). Кроме того, крупные поры преимущественно расположены на границах благоприятно и неблагоприятно ориентированных колоний (рис. 5 c). Объемная доля пор вблизи зоны разрушения достигает 12 % (рис. 5 c).

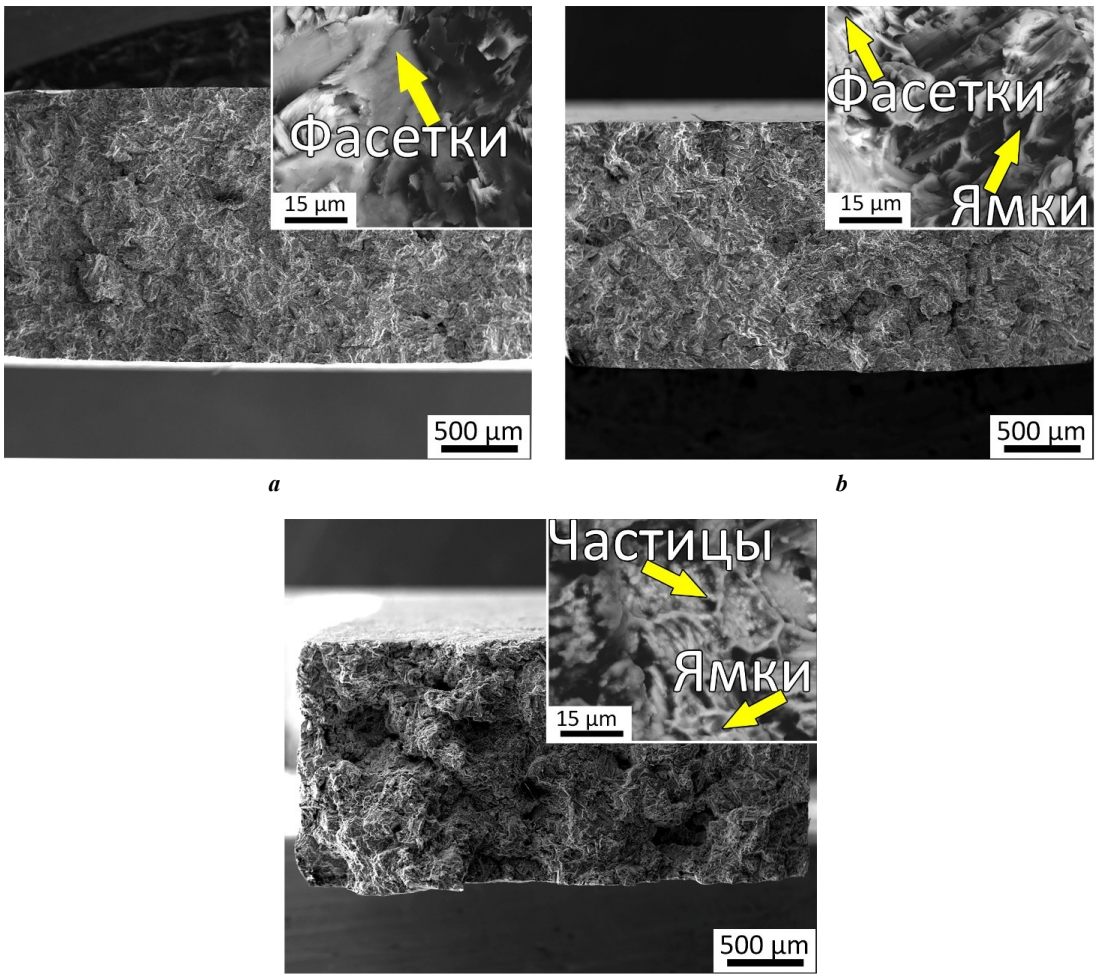

Рис. 4. *Изломы образцов после испытаний на растяжение литого сплава TNM-B1:*
a *– 700 °C;* ***b*** *– 950 °C;* ***c*** *– 1000 °C.*
На увеличенных участках изломов видны фасетки, ямки и частицы
Fig. 4. *Fractures of samples after tensile tests of cast TNM-B1 alloy:*
a *– 700 °C;* ***b*** *– 950 °C;* ***c*** *– 1000 °C.*
In the enlarged areas of the fractures, facets, dimples and particles are visible

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты показали существенное влияние температуры на механические свойства сплава TNM-B1, его фазовый состав и изменение в характере разрушения в колониях с различной ориентацией относительно оси деформации. Обнаружены три интервала температур, соответствующие хрупкому (25–900 °C), переходному (950 °C) и вязкому (1000 °C) поведению сплава. Пластинчатый тип микроструктуры, присутствие частиц γ-фазы, прослоек β(B2)+ω-фаз и боридов по границам колоний сильно ограничивали пластичность сплава в широком интервале температур. По данным [13], при температурах выше 850 °C происходит растворение частиц ω-фазы, что не оказало заметного влияния на уровень пластичности, в результате чего характер изломов имел преимущественно интеркристаллитный тип разрушения. Пластическая деформация носила локализованный характер и выражалась в формировании перемычек в благоприятно ориентированных колониях ниже температуры ХВП (рис. 5 а), что связано с ограниченной пластичностью только в колониях с ориентацией 15<Ф<75° [12]. В случае неблагоприятно ориентированных колоний уровень напряжений не достигал необходимых для начала пластической деформации значений, что приводило к распространению трещин преимущественно вдоль межфазных границ α_2/γ (рис. 5 а). Такое поведение связано с анизотропией механического поведения колоний с различной ориентацией относительно оси деформации [8; 9; 12]. По данным [10], увеличение температуры деформации до 950 °C приводило к активации множественного скольжения и повышению диффузии, что выражалось в изменении типа излома с интеркристаллитного на транскристаллитный, появлении ямок и формировании перемычек независимо от ориентации колоний относительно оси деформации (рис. 5). С дальнейшим ростом температуры активируется сфероидизация/рекристаллизация, что приводит к разупрочнению и росту пластичности [14]. Образование новых дисперсных частиц β-фазы при нагреве до 950–1000 °C является ожидаемым следствием роста равновесного содержания β-фазы в сплаве [15], что типично для сплавов TNM при

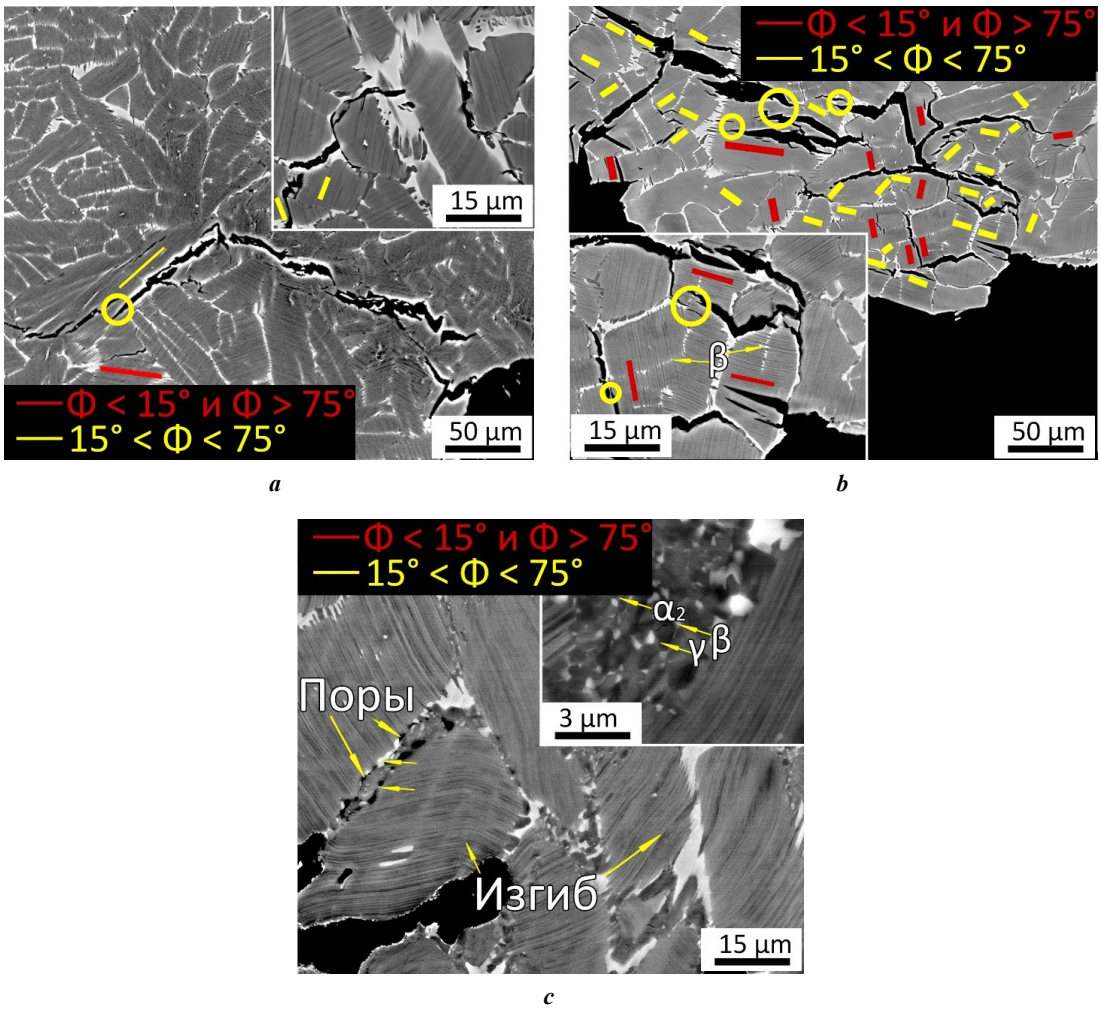

Рис. 5. *Микроструктура образцов после испытаний на растяжение вблизи зоны разрушения:*
a *– 700 °C;* ***b*** *– 950 °C;* ***c*** *– 1000 °C.*
Ось растяжения расположена вертикально. Окружностями обозначены перемычки.
Стрелками обозначены структурные элементы.
Желтыми и красными линиями обозначены благоприятно и неблагоприятно ориентированные относительно оси деформации колонии соответственно
Fig. 5. *Microstructure of samples after tensile tests near the fracture zone:*
a *– 700 °C;* ***b*** *– 950 °C;* ***c*** *– 1000 °C.*
The tensile axis is vertical. The circles indicate the bridges. The arrows indicate the structural elements.
The yellow and red lines indicate the colonies favorably and unfavorably oriented relative to the deformation axis, respectively

выдержке в интервале 900–1100 °C [15]. Как было показано (рис. 5), мелкие поры преимущественно образовывались на границах β/γ, что согласуется с данными [16]. Провоцировать их образование может более высокий коэффициент теплового расширения β-фазы по отношению к γ-фазе, приводящий к локальным термическим напряжениям [17].

Особое внимание следует уделить наблюдаемому механизму образования перемычек в процессе роста трещин. Они формируются в результате пластической деформации между смежными участками, и их наличие коррелирует с вязкостью разрушения, так как она связана с работой пластической деформации в зоне распространения трещины [18]. На образование перемычек в колониях с различной ориентировкой относительно оси деформации могут влиять микроструктурные параметры, как и на вязкость разрушения, что было показано в работе [18]. Вязкость разрушения увеличивается с ростом размера колонии из-за тенденции к образованию перемычек большего размера [19; 20]. Как показано в [21], для колоний размером более 600 мкм наблюдается насыщение, что может быть частично связано с большим размером колонии, поскольку в таких случаях только несколько колоний встречается на пути распространения трещин. Повышение вязкости разрушения при уменьшении межпластинчатого расстояния связано с затруднением трансламеллярного растрескивания, что ведет к увеличению количества перемычек [18], снижение межпластинчатого расстояния менее 100 нм ведет к интеркристаллитному типу разрушения из-за падения пластичности. Наоборот, толстые пластины способствуют трансламеллярному растрескиванию

и облегченному соединению микротрещин с магистральной трещиной, что приводит к образованию меньшего количества более мелких перемычек и снижению вязкости разрушения [18]. Предыдущие результаты [8] подтверждают полученные в данной работе, а именно образование перемычек только в благоприятно ориентированных колониях при комнатной температуре в сплаве с λ~100 нм и снижение их количества при λ~10 нм, а также преобладание трансламеллярного растрескивания при λ~800 нм. Наиболее вероятно, что увеличение размеров колоний не будет приводить к изменению распространения трещин в колониях с отличающейся ориентацией относительно оси растяжения.

Полученные результаты показывают, что повышение температуры приводит к изменению фазового состава, растворению охрупчивающих частиц и развитию сфероидизации/рекристаллизации, что ведет к изменению поведения сплава с хрупкого на вязкое. Ориентация пластин относительно оси растяжения принципиально влияет на распространение трещин. В интервале температур, соответствующем хрупкому разрушению, перемычки образовывались только в случае благоприятной ориентации колоний; при достижении переходного и вязкого разрушения перемычки образовывались независимо от ориентации.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Исследована микроструктура литого сплава TNM-B1, представленная преимущественно (α_2+γ)-пластинчатыми колониями, по границам которых располагаются прослойки смеси β(B2)+ω-фаз. При температурах деформации выше 950 °C обнаружено растворение частиц ω-фазы и выделение дисперсных частиц вторичной β-фазы.

2. Рассмотрено влияние температуры деформации при растяжении на механические свойства. С увеличением температуры деформации наблюдаются непрерывный рост относительного удлинения, достигающий максимума δ=22,5 % при *T*=1000 °C, и нелинейное изменение прочности с максимумом σ_B=592 МПа при *T*=800 °C с последующим ее снижением до σ_B=340 МПа при *T*=1000 °C. Характер изломов имел преимущественно интеркристаллитный тип разрушения в хрупком, транскристаллитный в переходном и ямочный в вязком интервале температур деформации. Хрупко-вязкий переход соответствовал интервалу температур около 950 °C, что соответствовало переходному состоянию сплава.

3. Проведено исследование влияния температуры на распространение трещин в структуре сплава. Установлен отличающийся характер распространения трещин в благоприятно и неблагоприятно ориентированных колониях относительно оси деформации, выражающийся в торможении распространения трещин и образовании перемычек в благоприятно ориентированных колониях, в отличие от неблагоприятно ориентированных. Увеличение температуры до 950 °C приводило к отсутствию разницы в характере распространения трещин в колониях с различной ориентацией относительно оси растяжения. При достижении температуры 1000 °C наблюдалось отсутствие трещин, а также формирование пор по границам колоний и вдоль цепочек частиц вторичной β-фазы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Genc O., Unal R. Development of gamma titanium aluminide (γ-TiAl) alloys: A review // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 929. Article number 167262. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.167262.
2. Duan Baohua, Yang Yuchen, He Shiyu et al. History and development of γ-TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 909. Article number 164811. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.164811.
3. Musi M., Graf G., Clemens H., Spoerk-Erdely P. Alloying elements in intermetallic γ-TiAl based alloys – A review on their influence on phase equilibria and phase transformations // Advanced Engineering Materials. 2024. Vol. 26. № 4. Article number 2300610. DOI: 10.1002/adem.202300610.
4. Tetsui T., Fukuyo T., Mizuta K. Comparison of the impact resistance of TiAl4822 and TNM alloy under expected service conditions of jet engine blades // Intermetallics. 2025. Vol. 183. Article number 108793. DOI: 10.1016/j.intermet.2025.108793.
5. Imayev R.M., Kaibyshev O.A., Salishchev G.A. Mechanical behaviour of fine grained TiAl intermetallic compound II. Ductile-brittle transition // Acta Metallurgica Materialia. 1992. Vol. 40. № 3. P. 589–595. DOI: 10.1016/0956-7151(92)90408-7.
6. Wu Hao, Zhang Yida, Lu Dong, Gong Xiufang, Lei Liming, Zhang Hong, Liu Yongjie, Wang Qingyuan. Exploring the brittle-to-ductile transition and microstructural responses of TiAl alloy with a crystal plasticity model incorporating dislocation and twinning // Materials & Design. 2024. Vol. 246. Article number 113360. DOI: 10.1016/j.matdes.2024.113360.
7. Appel F., Lorenz U., Oehring M., Sparka U., Wagner R. Thermally activated deformation mechanisms in microalloyed two-phase titanium aluminide alloys // Materials Science and Engineering: A. 1997. Vol. 233. № 1-2. P. 1–14. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00043-9.
8. Panov D.O., Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Panin P.V., Volokitina E.I., Nochovnaya N.A., Salishchev G.A. Effect of interlamellar spacing on strength-ductility combination of β-solidified γ-TiAl based alloy with fully lamellar structure // Materials Science and Engineering: A. 2023. Vol. 862. Article number 144458. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144458.
9. Hu D., Loretto M.H. Slip transfer between lamellae in fully lamellar TiAl alloys // Intermetallics. 1999. Vol. 7. № 11. P. 1299–1306. DOI: 10.1016/S0966-9795(99)00049-7.
10. Mishin Y., Herzig Ch. Diffusion in the Ti–Al system // Acta Materialia. 2000. Vol. 48. № 3. P. 589–623. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00400-0.
11. Liu Xin, Liu Hongguang, Shi Shijia, Tang Yuyang, Zhang Jun. On revealing the mechanisms involved in brittle-to-ductile transition of fracture behaviors for γ-TiAl alloy under dynamic conditions // Journal of Alloys and Compounds. 2025. Vol. 1010. Article number 177614. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.177614.
12. Edwards T.E.J., Di Gioacchino F., Goodfellow A.J., Mohanty G., Wehrs J., Michler J., Clegg W.J. Deformation of lamellar γ-TiAl below the general yield stress // Acta Materialia. 2019. Vol. 163. P. 122–139. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.09.061.

13. Schloffer M., Rashkova B., Schöberl T., Schwaighofer E., Zhang Zhang, Clemens H., Mayer S. Evolution of the ω_o phase in a β-stabilized multi-phase TiAl alloy and its effect on hardness // Acta Materialia. 2014. Vol. 64. P. 241–252. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.10.036.
14. Molenat G., Galy B., Musi M., Toualbi L., Thomas M., Clemens H., Monchoux J.Ph., Couret A. Plasticity and brittleness of the ordered β_o phase in a TNM-TiAl alloy // Intermetallics. 2022. Vol. 151. Article number 107653. DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107653.
15. Kuznetsov A.V., Sokolovskii V.S., Salishchev G.A., Belov N.A., Nochovnaya N.A. Thermodynamic modeling and experimental study of phase transformations in alloys based on γ-TiAl // Metal Science and Heat Treatment. 2016. Vol. 58. P. 259–267. DOI: 10.1007/s11041-016-9999-2.
16. Zhu Bin, Xue Xiangyi, Kou Hongchao, Li Xiaolei, Li Jinshan. The cavitation of high Nb-containing TiAl alloys during tensile tests around BDTT // Materials Science and Engineering: A. 2018. Vol. 729. P. 86–93. DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.028.
17. Staron P., Stark A., Schell N., Spoerk-Erdely P., Clemens H. Thermal expansion of a multiphase intermetallic Ti-Al-Nb-Mo alloy studied by high-energy X-ray diffraction // Materials. 2021. Vol. 14. № 4. Article number 727. DOI: 10.3390/ma14040727.
18. Kim Y.W. Effects of microstructure on the deformation and fracture of γ-TiAl alloys // Materials Science and Engineering: A. 1995. Vol. 192-193. Part 2. P. 519–533. DOI: 10.1016/0921-5093(94)03271-8.
19. Liu C.T., Schneibel J.H., Maziasz P.J., Wright J.L., Easton D.S. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures // Intermetallics. 1996. Vol. 4. № 6. P. 429–440. DOI: 10.1016/0966-9795(96)00047-7.
20. Wang J.N., Xie K. Refining of coarse lamellar microstructure of TiAl alloys by rapid heat treatment // Intermetallics. 2000. Vol. 8. № 5-6. P. 545–548. DOI: 10.1016/S0966-9795(99)00153-3.
21. Rogers N.J., Crofts P.D., Jones I.P., Bowen P. Microstructure toughness relationships in fully lamellar γ-based titanium aluminides // Materials Science and Engineering: A. 1995. Vol. 192-193. Part 1. P. 379–386. DOI: 10.1016/0921-5093(94)03222-X.

REFERENCES

1. Genc O., Unal R. Development of gamma titanium aluminide (γ-TiAl) alloys: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 929, article number 167262. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.167262.
2. Duan Baohua, Yang Yuchen, He Shiyu et al. History and development of γ-TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 909, article number 164811. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.164811.
3. Musi M., Graf G., Clemens H., Spoerk-Erdely P. Alloying elements in intermetallic γ-TiAl based alloys – A review on their influence on phase equilibria and phase transformations. *Advanced Engineering Materials*, 2024, vol. 26, no. 4, article number 2300610. DOI: 10.1002/adem.202300610.
4. Tetsui T., Fukuyo T., Mizuta K. Comparison of the impact resistance of TiAl4822 and TNM alloy under expected service conditions of jet engine blades. *Intermetallics*, 2025, vol. 183, article number 108793. DOI: 10.1016/j.intermet.2025.108793.
5. Imayev R.M., Kaibyshev O.A., Salishchev G.A. Mechanical behaviour of fine grained TiAl intermetallic compound II. Ductile-brittle transition. *Acta Metallurgica Materialia*, 1992, vol. 40, no. 3, pp. 589–595. DOI: 10.1016/0956-7151(92)90408-7.
6. Wu Hao, Zhang Yida, Lu Dong, Gong Xiufang, Lei Liming, Zhang Hong, Liu Yongjie, Wang Qingyuan. Exploring the brittle-to-ductile transition and microstructural responses of TiAl alloy with a crystal plasticity model incorporating dislocation and twinning. *Materials & Design*, 2024, vol. 246, article number 113360. DOI: 10.1016/j.matdes.2024.113360.
7. Appel F., Lorenz U., Oehring M., Sparka U., Wagner R. Thermally activated deformation mechanisms in microalloyed two-phase titanium aluminide alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, vol. 233, no. 1-2, pp. 1–14. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00043-9.
8. Panov D.O., Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Panin P.V., Volokitina E.I., Nochovnaya N.A., Salishchev G.A. Effect of interlamellar spacing on strength-ductility combination of β-solidified γ-TiAl based alloy with fully lamellar structure. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 862, article number 144458. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144458.
9. Hu D., Loretto M.H. Slip transfer between lamellae in fully lamellar TiAl alloys. *Intermetallics*, 1999, vol. 7, no. 11, pp. 1299–1306. DOI: 10.1016/S0966-9795(99)00049-7.
10. Mishin Y., Herzig Ch. Diffusion in the Ti–Al system. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, no 3, pp. 589–623. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00400-0.
11. Liu Xin, Liu Hongguang, Shi Shijia, Tang Yuyang, Zhang Jun. On revealing the mechanisms involved in brittle-to-ductile transition of fracture behaviors for γ-TiAl alloy under dynamic conditions. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1010, article number 177614. DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.177614.
12. Edwards T.E.J., Di Gioacchino F., Goodfellow A.J., Mohanty G., Wehrs J., Michler J., Clegg W.J. Deformation of lamellar γ-TiAl below the general yield stress. *Acta Materialia*, 2019, vol. 163, pp. 122–139. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.09.061.
13. Schloffer M., Rashkova B., Schöberl T., Schwaighofer E., Zhang Zhang, Clemens H., Mayer S. Evolution of the ω_o phase in a β-stabilized multi-phase TiAl alloy and its effect on hardness. *Acta Materialia*, 2014, vol. 64, pp. 241–252. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.10.036.
14. Molenat G., Galy B., Musi M., Toualbi L., Thomas M., Clemens H., Monchoux J.Ph., Couret A. Plasticity and brittleness of the ordered β_o phase in a TNM-TiAl alloy. *Intermetallics*, 2022, vol. 151, article number 107653. DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107653.
15. Kuznetsov A.V., Sokolovskii V.S., Salishchev G.A., Belov N.A., Nochovnaya N.A. Thermodynamic modeling and experimental study of phase transformations in alloys based on γ-TiAl. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, pp. 259–267. DOI: 10.1007/s11041-016-9999-2.
16. Zhu Bin, Xue Xiangyi, Kou Hongchao, Li Xiaolei, Li Jinshan. The cavitation of high Nb-containing TiAl alloys during tensile tests around BDTT. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 729, pp. 86–93. DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.028.

17. Staron P., Stark A., Schell N., Spoerk-Erdely P., Clemens H. Thermal expansion of a multiphase intermetallic Ti-Al-Nb-Mo alloy studied by high-energy X-ray diffraction. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 4, article number 727. DOI: 10.3390/ma14040727.
18. Kim Y.W. Effects of microstructure on the deformation and fracture of γ-TiAl alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, vol. 192-193, part 2, pp. 519–533. DOI: 10.1016/0921-5093(94)03271-8.
19. Liu C.T., Schneibel J.H., Maziasz P.J., Wright J.L., Easton D.S. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures. *Intermetallics*, 1996, vol. 4, no. 6, pp. 429–440. DOI: 10.1016/0966-9795(96)00047-7.
20. Wang J.N., Xie K. Refining of coarse lamellar microstructure of TiAl alloys by rapid heat treatment. *Intermetallics*, 2000, vol. 8, no. 5-6, pp. 545–548. DOI: 10.1016/S0966-9795(99)00153-3.
21. Rogers N.J., Crofts P.D., Jones I.P., Bowen P. Microstructure toughness relationships in fully lamellar γ-based titanium aluminides. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, vol. 192-193, part 1, pp. 379–386. DOI: 10.1016/0921-5093(94)03222-X.

UDC 669.017.165
doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-6

Study of the influence of deformation temperature on the mechanical behaviour and fracturing behaviour of the cast TNM-B1 alloy

Vitaly S. Sokolovskiy*, PhD (Engineering),
researcher of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials
Gennady A. Salishchev[1], Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
Head of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials
Belgorod State University, Belgorod (Russia)

***E-mail:** sokolovskiy@bsuedu.ru [1]ORCID: https://orcid.org/0000-0002-0815-3525

Received 07.07.2025 *Revised 25.07.2025* *Accepted 20.08.2025*

Abstract: The paper covers the study of β-solidifying TiAl-based alloys, which are extremely promising materials for the aviation industry with an operating temperature of up to 850 °C, have high specific strength characteristics. The authors studied the influence of tensile deformation temperature in the range of T=25–1000 °C on the mechanical properties, phase composition and crack formation in the cast β-solidifying TNM-B1 alloy. It is found that the cast TNM-B1 alloy is characterized by a complex microstructure, including (α_2+γ) lamellar colonies and interlayers of β(B2)+ω phases, the evolution of which at elevated deformation temperatures determines the material behaviour. It is shown that the ω-phase dissolution and the precipitation of dispersed secondary β-phase particles at T>950 °C have a significant influence on the mechanical characteristics. A pronounced temperature dependence of strength and ductility is identified: the maximum strength is observed at 800 °C, while the greatest relative elongation in the studied temperature range is achieved at 1000 °C. The transition from brittle to viscous fracture occurs in the temperature range of about 950 °C. Moreover, a dependence of the crack propagation mechanism on the orientation of lamellar colonies relative to the deformation axis is revealed: with an increase in temperature, the differences are leveled, and at 1000 °C, complete suppression of crack formation with the formation of pores along the boundaries of colonies and clusters of secondary β-phase particles is observed. The obtained results demonstrate the important role of microstructural transformations in the formation of deformation behaviour and mechanical properties of the TNM-B1 alloy based on gamma-titanium aluminide, which is of practical importance for the development of technologies for its thermomechanical processing.

Keywords: TNM-B1 cast alloy; mechanical behaviour; fracturing behaviour; TNM alloy; microstructure; brittle-ductile transition; strength; plasticity.

Acknowledgments: The work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation (agreement No. 19-79-30066) using the equipment of the Common Use Center “Technologies and Materials” of BelSU National Research University, https://rscf.ru/prjcard_int?19-79-30066.

For citation: Sokolovskiy V.S., Salishchev G.A. Study of the influence of deformation temperature on the mechanical behaviour and fracturing behaviour of the cast TNM-B1 alloy. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 81–89. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-6.