

Оригинальная статья

УДК 621.7.01

DOI: 10.57070/2304-4497-2026-2(56)-50-58

ФОРМИРОВАНИЕ ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ γ -TiAl С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЯЧЕИСТОЙ РЕАКЦИИ

© 2026 г. В. С. Соколовский, Е. И. Ноздрачева, М. С. Озеров

Белгородский государственный национальный исследовательский университет (Россия, 308015, Белгород, ул. Победы, 85)

Аннотация. Исследована структура сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo (ат. %), определены температуры фазовых превращений, их последовательность при нагреве и в ходе термической обработки, направленной на активацию ячеистой реакции. Последняя заключается в образовании новых крупнопластинчатых (λ_2) в нанопластинчатых (λ_1) колониях ($\lambda_2 \gg \lambda_1$). Теоретически и экспериментально определены с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии температура эвтектидного ($\alpha_2 \rightarrow \gamma$)-превращения (1137 °C (расчетная температура 1071 °C)) и температура растворения γ -фазы (1273 °C (расчетная температура 1262 °C)) при нагреве, а также смоделирована зависимость долей фаз от температуры. Закалкой из двухфазной ($\alpha + \beta$)-фазовой области получена метастабильная α_2 -зеренная структура с прослойками β -фазы. В результате последующего старения была получена гетерогенная структура, сформированная в ходе ячеистой реакции. После старения при температуре 800 °C продолжительностью 6 ч гетерогенная структура состояла из нанопластинчатых ($\alpha_2 + \gamma$)-колоний с межпластинчатым расстоянием 0,01 мкм и крупнопластинчатых ($\alpha_2/\beta + \gamma$)-колоний с межпластинчатым расстоянием 0,3 мкм и объемной долей 5 %. Увеличение температуры старения до 850 °C вело к росту межпластинчатого расстояния крупнопластинчатых колоний до 0,5 мкм и отсутствию изменений объемной доли 5 %. Полученные состояния были подвержены последующему отжигу при температуре 1050 °C, что привело к росту межпластинчатого расстояния нанопластинчатых колоний до 0,5 мкм и крупнопластинчатых колоний до 3,2 мкм, а также увеличению их доли до 23 об. % в случае старения при 800 °C. В результате отжига после старения при температуре 850 °C межпластинчатое расстояние в нанопластинчатых колониях составило 0,7 мкм, а в крупнопластинчатых 4,2 мкм, объемная доля которых достигла 22 %. В ходе отжига при 1050 °C наблюдалось активное протекание $\alpha \rightarrow \beta$ превращение, приводящее к трансформации крупнопластинчатых ($\alpha_2/\beta + \gamma$)-колоний в ($\beta + \gamma$)-колонии, а нанопластинчатые ($\alpha_2 + \gamma$)-колонии в ($\alpha_2/\beta + \gamma$)-колонии.

Ключевые слова: ячеистая реакция, TiAl, гетерогенная структура, термическая обработка

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10308, <https://rscf.ru/project/25-79-10308/> с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ».

Для цитирования: Соколовский В.С., Ноздрачева Е.И., Озеров М.С. Формирование гетерогенной структуры в сплаве на основе γ -TiAl с использованием ячеистой реакции. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2026;2(56):50–58. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2\(56\)-50-58](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2(56)-50-58)

Original article**FORMATION OF A HETEROGENEOUS STRUCTURE IN γ -TiAl-BASED ALLOY USING A CELLULAR REACTION**

© 2026 V. S. Sokolovsky, E. I. Nozdracheva, M S. Ozerov

Belgorod National Research University (85 Pobedy Str., Belgorod, Belgorod region – 308015, Russian Federation)

Abstract. The structure of the Ti – 43.7Al – 3.4Nb – 1.1Mo alloy (at. %) was studied, the temperatures of the phase transformations and their sequence during heating and heat treatment aimed at activating the cellular reaction were determined. The latter consists in the formation of new large-plate (λ_2) in nanoplatellar (λ_1) colonies ($\lambda_2 \gg \lambda_1$). The temperature of the eutectoid ($\alpha_2 \rightarrow \gamma$) transformation (1137 °C (calculated temperature 1071 °C)) and the temperature of the dissolution of the γ -phase (1273 °C (calculated temperature 1262 °C)) were theoretically and experimentally determined using differential scanning calorimetry during heating, and the dependence of phase fractions on temperature is modeled. A metastable α_2 -grain structure with β -phase interlayers was obtained by quenching from the two-phase ($\alpha + \beta$)-phase region. As a result of subsequent aging, a heterogeneous structure formed during the cellular reaction was obtained. After aging at a temperature of 800 °C for a duration of 6 hours, the heterogeneous structure consisted of nanoplatellar ($\alpha_2 + \gamma$) colonies with an interplate distance of 0.01 microns and large-plate ($\alpha_2/\beta + \gamma$) colonies with an interplate distance of 0.3 microns and a volume fraction of 5 %. An increase in the aging temperature to 850 °C led to an increase in the interplate distance of large-plate colonies to 0.5 microns and the absence of changes in the volume fraction of 5 %. The obtained states were subjected to subsequent annealing at a temperature of 1050 °C, which led to an increase in the interplate spacing of nanoplatellar colonies to 0.5 microns and large-plate colonies to 3.2 microns, as well as an increase in their proportion to 23 vol. % in case of aging at 800 °C. As a result of annealing after aging at a temperature of 850 °C, the interplate distance in nanoplatellar colonies was 0.7 microns, and in large-plate colonies 4.2 microns, the volume fraction of which reached 22 %. During annealing at 1050 °C, an active $\alpha \rightarrow \beta$ transformation was observed, leading to the transformation of large-plate ($\alpha_2/\beta + \gamma$) colonies into ($\beta + \gamma$) colonies, and nanoplate ($\alpha_2 + \gamma$) colonies into ($\alpha_2/\beta + \gamma$) colonies.

Keywords: cellular reaction, TiAl, heterogeneous structure, heat treatment

Acknowledgements. The study was supported by grant No. 25-79-10308 from the Russian Science Foundation, <https://rscf.ru/project/25-79-10308/> using equipment from the Center for Collective Use "Technologies and Materials" of the National Research University "BelSU".

For citation: Sokolovsky V.S., Nozdracheva E.I., Ozerov M.S. Formation of a heterogeneous structure in a γ -TiAl-based alloy using a cellular reaction. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2026;2(56):50–58. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2\(56\)-50-58](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2026-2(56)-50-58)

Введение

Перспективными материалами для применения в авиационной промышленности в качестве лопаток турбин с рабочей температурой в интервале 600 – 800 °C являются интерметаллидные сплавы на основе гамма алюминидов титана TiAl [1 – 3], отличающиеся высокими удельными механическими характеристиками и вдвое меньшей плотностью, чем у никелевых суперсплавов [4; 5]. Другой стороной рассматриваемых материалов является их хрупкость в широком интервале температур и сложность обработки, связанная с высокими температурами [2; 6].

Сочетание многокомпонентного легирования, горячей деформации, а также термической обработки направлено на формирование измельченных пластинчатых ($\alpha_2 + \gamma$)-колоний с регламентированным межпластинчатым расстоянием λ и заданной объемной долей частиц третьих фаз [7; 8]. Уменьшение размера колоний повышает пластичность при комнатной температуре, но снижает жаропрочность [6; 9]. Варьирование параметра λ позволяет регулировать уровень прочности с максимумом в области 10 нм, при этом наибольшая пластичность наблюдается в зоне 100 нм [8]. Поиск оптимальных параметров,

направленных на сочетание высоких прочности и пластичности, снижает жаропрочность [9].

Слабо изученным подходом к созданию структуры сплавов на основе гамма алюминидов титана является формирование гетерогенной структуры с двумя типами пластинчатых колоний, которые отличаются в первую очередь величиной λ , а также размером и объемной долей частиц [10; 11]. Такие структуры можно создать благодаря ячеистой реакции, в ходе которой образуются новые крупнопластинчатые (λ_2) колонии в нанопластинчатых (λ_1) колониях с $\lambda_2 \gg \lambda_1$ [11]. Закалка сплава из высокотемпературных фазовых областей позволяет фиксировать при комнатной температуре метастабильную α_2 -фазу с неравновесным химическим составом, в результате термической активации начинается $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ превращение с образованием нанопластинчатых колоний ($\alpha_2 + \gamma$), характеризующиеся, помимо метастабильного состава, высокой зернограницной энергией, обусловленной их протяженностью и когерентностью [12].

Последующая термическая активация приводит к образованию зародышей новых уже крупнопластинчатых колоний с равновесным химическим составом и межпластинчатым расстоянием, характерным для конкретной температуры обработки [13].

Рост крупнопластинчатых колоний происходит диффузионным путем и характеризуется перераспределением элементов на границе нано- и крупнопластинчатых колоний. В ходе реакции происходит перераспределение в первую очередь алюминия [12] и образование фаз с равновесным для температуры обработки химическим составом [13]. Ячеистую реакцию также можно рассматривать как процесс стабилизации исходно метастабильной пластинчатой структуры, который осуществляется посредством механизма миграции границ, контролируемого диффузией, в ходе которого легирующие элементы перераспределяются в соответствии с их растворимостью в твердом состоянии. Этот процесс занимает значительное время, в зависимости от температуры обработки, повышение которой ускоряет скорость ячеистой реакции, а увеличение времени выдержки трансформирует большую объемную долю нано-пластинчатых колоний в крупнопластинчатые. При этом остается неисследованной возможность управления межпластинчатым расстоянием формирующихся колоний. Изменение межпластинчатых расстояний и соотношений объемных долей колоний с разным значением λ в будущем позволит управлять балансом механических характеристик.

Целью настоящей работы является исследование влияния режимов термической обработки сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo (ат. %) на микроструктурные параметры гетерогенной структуры, сформированной в ходе ячеистой реакции.

Методы исследований

В качестве материала исследования был выбран сплав на основе гамма алюминидов титана с химическим составом Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo (ат. %). Лабораторные слитки массой 50 г были изготовлены методом вакуумно-дугового переплава титана, алюминия, ниобия и молибдена (с чистотой более 99,9 мас. %) в установке Buehler Arc Melter 200. Теоретическое исследование фазовых превращений и определение их температур в сплаве проводили с помощью аппаратно-программного комплекса, предназначенного для термодинамического моделирования в среде программного продукта ThermoCalc с базой данных для сплавов на основе гамма алюминидов титана TTTIAL1 (ThermoTech TiAl-based Alloys Database). Для проведения исследований образцы вырезали с помощью станка для электроэрозионной резки Sodick 300L. Исследования фазовых превращений при нагреве проводили методом дифференциально сканирующей калориметрии (ДСК) на дифференциальном калориметре SDT Q600 TGA/DTA/DSC (Intertech) с использованием механически отшлифованных образцов размером

$4,0 \times 4,0 \times 1,5$ мм. Для термической обработки использовали образцы размером $10 \times 10 \times 10$ мм и муфельные печи фирмы Nabertherm по следующим режимам:

I – закалка в масло при температуре $T = 1280$ °C; старение при $T = 800$ °C в течение 6 ч;

II – закалка в масло при $T = 1280$ °C; старение при $T = 850$ °C в течение 6 ч;

III – закалка в масло при $T = 1280$ °C; старение при $T = 800$ °C в течение 6 ч; отжиг при $T = 1050$ °C в течение 8 ч;

IV – закалка в масло при $T = 1280$ °C; старение при $T = 850$ °C в течение 6 ч; отжиг при $T = 1050$ °C в течение 8 ч.

Микроструктура сплава была исследована с помощью сканирующей электронной микроскопии (FEI Quanta 600) с использованием детектора обратного рассеянных электронов при ускоряющем напряжении 30 кВ.

Полученные результаты и их обсуждение

С помощью термодинамического моделирования был построен политермический разрез квазибинарной системы Ti – Al – 3,4Nb – 1,1Mo при концентрации алюминия 35 – 50 ат. %, на котором красной линией отмечено положение рассматриваемого сплава (рис. 1, *a*). Также была смоделирована зависимость объемных долей фаз от температуры (рис. 1, *б*). В ходе кристаллизации сплав претерпевал каскад твердофазных превращений. При охлаждении из жидкости образовывалась разупорядоченная β -фаза; при достижении температуры T_β (1450 °C) происходило образование α -фазы в ходе полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ превращения. Наибольшая (99,7 %) доля α -фазы прогнозировали при величине T_γ (1262 °C), где образуется упорядоченная γ -фаза (TiAl), доля которой непрерывно увеличивалась при снижении температуры. Упорядоченная α_2 -фаза (Ti₃Al) формировалась в результате эвтектидного превращения ($\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$) при температуре T_e 1071 °C. В области температур ниже T_e (760 °C) прогнозировали образование σ -фазы и полное растворение β -фазы. При величине $T = 530$ °C объемная доля σ -фазы достигала 2,6 %, а α_2 - и γ -фаз – 30,8 и 66,6 %. Видно, что положение сплава на политермическом разрезе находится в непосредственной близости от однофазной α - и двухфазной ($\alpha + \gamma$)-фазовых областей, что может оказывать влияние на структуру сплава при незначительном отклонении химического состава в ходе термической обработки в области температур существования этих зон [14].

Расчет температуры фазовых превращений был проведен экспериментально методом дифференциальной сканирующей калориметрии (рис. 2,

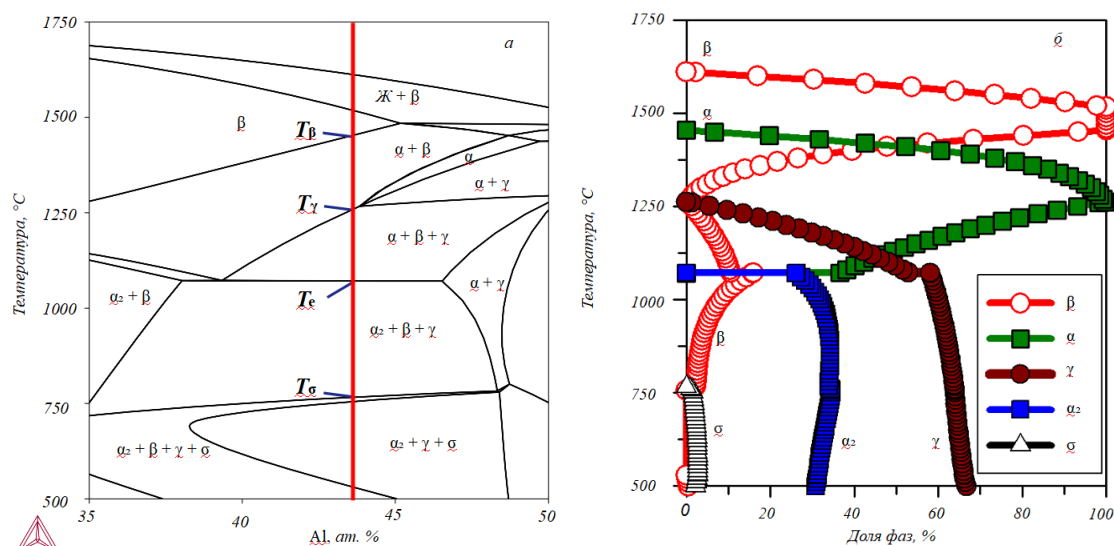


Рис. 1. Политермическое сечение центральной части диаграммы (а) и смоделированная зависимость объемной доли фаз от температуры (б) в сплаве Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo
 Fig. 1. The polythermal cross-section of the central part of the diagram (a) and the modeled dependence of the volume fraction of phases on temperature (б) in the Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo

табл. 1). При нагреве сплава Ti–43,7Al–3,4Nb–1,1Mo первое превращение, выраженное эндотермическим превращением, наблюдается при температуре 1137 °C и соответствует эвтектидному ($\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$) превращению согласно диаграмме состояния. Обнаруженное расхождение было многократно отмечено при исследовании сплавов на основе гамма алюминидов титана [15 – 17]. Экспериментально установленная температура растворения γ -фазы оказалась достаточно близкой к расчетной и составила 1273 °C. Температура полного растворения α -фазы, соответствующая переходу в однофазную β -область, не была определена экспериментально, что, вероятно, связано с ее нахождением за пределами температурного интервала исследований и/или малой долей α -фазы вблизи параметра T_β [17].

Микроструктура литого сплава состояла на 80 % из пластинчатых ($\alpha_2 + \gamma$)-колоний с размером D примерно 300 мкм и межпластинчатом расстоянии λ около 0,1 мкм. По границам колоний располагались частицы γ -фазы и прослойки β -фазы (рис. 3, а) [1; 7]. После закалки в масло из ($\alpha + \beta$)-фазовой области с температуры 1280 °C микроструктура сплава была представлена α_2 -зернами и прослойками β -фазы, объемная доля которой не превышает 3 % (рис. 3, б) [1; 7]. Полученная структура закаленного сплава дополнительно подтвердила ее соответствие температуре ($\alpha + \beta$)-фазовой области, определенной по данным моделирования и ДСК (рис. 1, табл. 1).

В ходе последующего старения закаленного из ($\alpha + \beta$)-фазовой области сплава при температурах 800 и 850 °C на протяжении 6 ч обнаружено образование гетерогенной структуры (рис. 4), сформированной в ходе ячеистой реакции [11].

Видно, что в нанопластинчатых ($\alpha_2 + \gamma$)-колониях ($\lambda = 0,01$ мкм), образовавшихся на начальной стадии старения формируются крупнопластинчатые ($\alpha_2/\beta + \gamma$)-колонии [7] со средним размером примерно 17 мкм и межпластинчатым расстоянием 0,3 мкм (рис. 4, а, табл. 2). С увеличением температуры старения до 850 °C наблюдается рост среднего размера крупнопластинчатых ($\alpha_2/\beta + \gamma$)-колоний примерно до 18 мкм и величины λ до 0,5 мкм (рис. 4, б, табл. 2). Объемная доля крупнопластинчатых колоний в обоих случаях не превышала примерно 5 %. Также стоит отметить распад β -фазы, сопровождавшийся выделением частиц γ -фазы игольчатой формы, что связано с пересыщением алюминием β -фазы при температуре старения [18]. Результаты измерения микротвердости показали близкие (530 и 526 HV) значения для обоих состояний (табл. 2), что

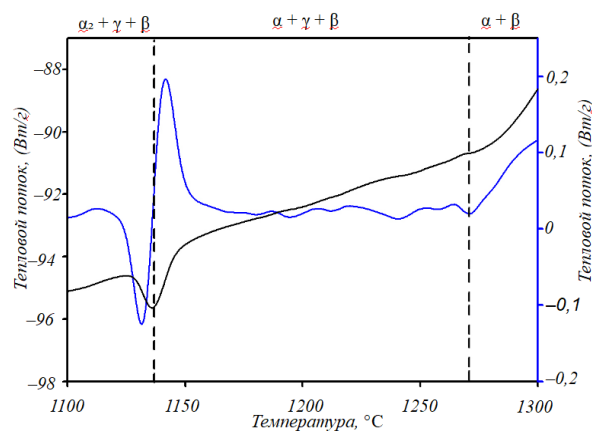


Рис. 2. Кривая ДСК, полученная при нагреве сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo
 Fig. 2. DSC curve obtained by heating Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo alloy

Температуры фазовых превращений в сплаве Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo, определенные теоретически и экспериментально
Table 1. Phase transformation temperatures in Ti – 43.7Al – 3.4Nb – 1.1Mo alloy, determined theoretically and experimentally

Метод определения	Температура фазовых превращений, °C			
	T_{σ}	T_{ϵ}	T_{γ}	T_{β}
Расчетный	840	1071	1262	1450
ДСК	–	1137	1273	–

соответствует данным для трехфазных сплавов группы TNM с нанопластинчатой структурой [1].

После старения (800 °C) сплав был подвергнут отжигу в верхней части ($\alpha_2 + \beta + \gamma$)-фазовой области при температуре 1050 °C с выдержкой в течение 8 ч, температура отжига была выбрана исходя из полученных ранее результатов при исследовании ячеистой реакции [21]. Отжиг приводит к росту размера и доли крупнопластинчатых колоний примерно до 42 мкм и 23 % (рис. 5, а, табл. 2). Также отмечается рост межпластинчатого расстояния в нано- и крупнопластинчатых колониях примерно до 0,5 и 3,1 мкм (рис. 5, а, табл. 2). В случае старения при 850 °C размер и доля крупнопластинчатых колоний достигают 43 мкм и 22 %, а межпластинчатое расстояние в нано- и крупнопластинчатых колониях – 0,7 и 4,1 мкм (рис. 5, б, табл. 2). В ходе отжига помимо роста межпластинчатого расстояния наблюдалось фазовое превращение $\alpha_2 \rightarrow \beta$ [7; 18], вызванное ростом равновесной объемной доли β -фазы при росте температуры в ($\alpha_2 + \beta + \gamma$)-фазовой области (рис. 1, б). Кроме того, в крупнопластинчатых колониях $\alpha_2 \rightarrow \beta$ превращение проходит практически полностью: за 8 ч выдержки исходные ($\alpha_2/\beta + \gamma$)-колонины почти полностью трансформируются в

($\beta + \gamma$) (рис. 5). Исследование влияния отжига в верхней части ($\alpha_2 + \beta + \gamma$)-фазовой области на микротвердость показало существенное снижение (до 399 и 391 HV_{0,5}) ее средних значений для температур старения 800 и 850 °C. Такой уровень микротвердости может указывать не только на потенциальное снижение прочностных характеристик, но и на вероятное повышение пластичности за счет активации двойникования в крупнопластинчатых колониях. Крупнопластинчатые колонии положительно влияют не только на пластичность, но и на развитие деформационного упрочнения [22].

В результате проведенного исследования установлено, что использование двух- и трехступенчатой термической обработки позволяет управлять размером, межпластинчатым расстоянием и объемной долей крупнопластинчатых колоний, сформированных в ходе ячеистой реакции, а также увеличивать межпластинчатое расстояние в нанопластинчатых колониях (табл. 2). Помимо этого, было установлено протекание превращения $\alpha_2 \rightarrow \beta$, в ходе которого крупнопластинчатые ($\alpha_2/\beta + \gamma$)-колонины почти полностью трансформируются в ($\beta + \gamma$)-колонины, а нанопластинчатые ($\alpha_2 + \gamma$)-колонины – в ($\alpha_2/\beta + \gamma$)-колонины.

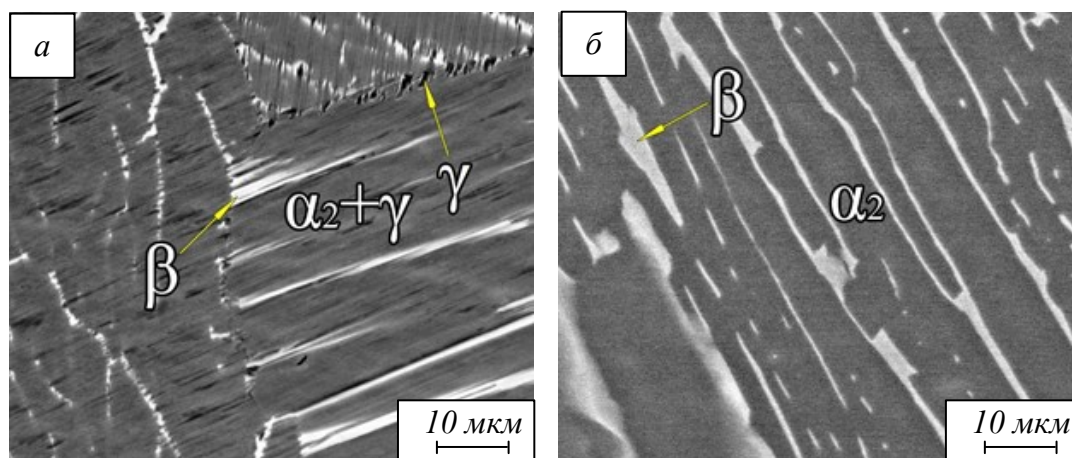


Рис. 3. Микроструктура сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo в литом состоянии (а) и ($\alpha + \beta$)-фазовая область после закалки при температуре 1280 °C (б)

Fig. 3. Microstructure of Ti – 43.7Al – 3.4Nb – 1.1Mo alloy in the cast state (a) and ($\alpha + \beta$)-phase region after quenching at a temperature of 1280 °C (b)

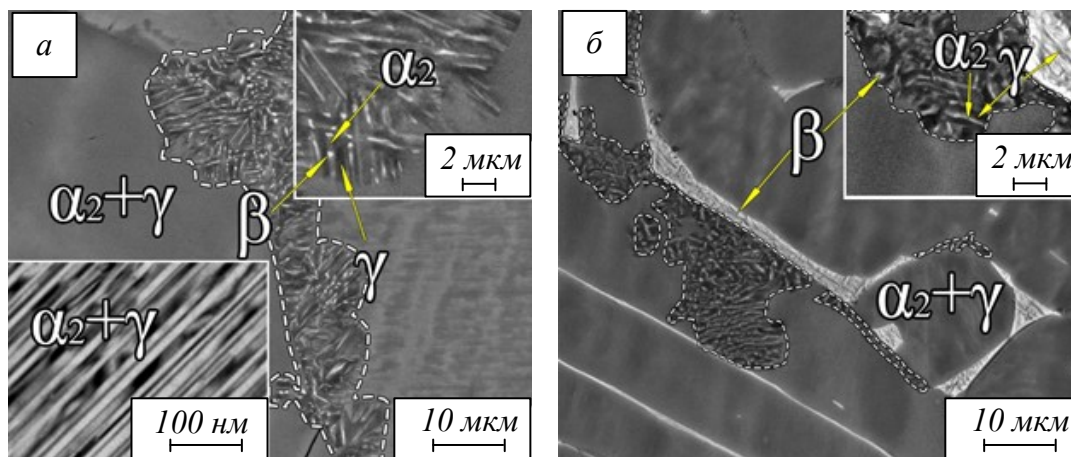


Рис. 4. Микроструктура сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo после термической обработки:
 а – закалка при 1280 °С, старение при 800 °С в течение 6 ч; б – закалка при 1280 °С, старение при 850 °С в течение 6 ч;
 штриховой линией обведены крупнопластинчатые колонии

Fig. 4. Microstructure of Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo alloy after heat treatment:
 а – quenching at 1280 °C, aging at 800 °C for 6 hours; б – quenching at 1280 °C, aging at 850 °C for 6 hours;
 the dashed line encircles large-plate colonies

Полученные результаты открывают широкие возможности для варьирования микроструктурных параметров и фазового состава гетерогенной структуры [19 – 21]. Это, вероятно, позволит эффективно управлять балансом прочность – пластичность как при комнатной температуре [22], так и при эксплуатационных температурах сплавов на основе γ -TiAl.

Выводы

Исследована структура литого сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo, включающая пластинчатые ($\alpha_2 + \gamma$)-колонии, по границам которых расположены частицы γ -фазы и прослойки β -фазы. С помощью термодинамического моде-

лирования, дифференциальной сканирующей калориметрии и метода пробных закалок определена последовательность структурных изменений при нагреве: ($\alpha_2 + \beta + \gamma$), ($\alpha + \beta + \gamma$), ($\alpha + \beta$). Определены температуры фазовых превращений при нагреве: $\alpha_2 + \gamma \rightarrow \alpha = 1071$ °C; $\gamma \rightarrow \alpha = 1273$ °C.

Разработаны режимы двух- и трехступенчатой термической обработки сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo направленные на активацию ячеистой реакции, а также управление параметрами нано- и крупнопластинчатых колоний. Изменение режимов термической обработки позволило получать межпластинчатое расстояние в нанопластинчатых колониях от 0,01 до 0,70 мкм, а в крупнопластинчатых от 0,3 до 4,2 мкм с объемной долей от 5 до 23 % и размером от 17 до 43 мкм.

Т а б л и ц а 2

Параметры гетерогенной структуры и микротвердость
 сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo
 Heterogeneous structure parameters and microhardness
 of Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo alloy

Нанопластинчатые колонии			Крупнопластинчатые колонии			HV _{0,5}
λ, мкм	D, мкм	V, %	λ, мкм	D, мкм	V, %	
T ₁ = 1280 °C; T ₂ = 800 °C						
0,01 ± 0,005	308 ± 55	95 ± 2	0,3 ± 0,1	17 ± 6	5 ± 2	530 ± 6
T ₁ = 1280 °C; T ₂ = 850 °C						
0,01 ± 0,005	305 ± 60	95 ± 2	0,5 ± 0,1	18 ± 8	5 ± 2	526 ± 8
T ₁ = 1280 °C; T ₂ = 800 °C; T ₃ = 1050 °C						
0,5 ± 0,1	310 ± 65	77 ± 4	3,2 ± 0,5	42 ± 6	23 ± 4	399 ± 10
T ₁ = 1280 °C; T ₂ = 850 °C; T ₃ = 1050 °C						
0,7 ± 0,2	320 ± 51	78 ± 8	4,1 ± 0,7	43 ± 12	22 ± 5	391 ± 13
П р и м е ч а н и е. V – объемная доля.						

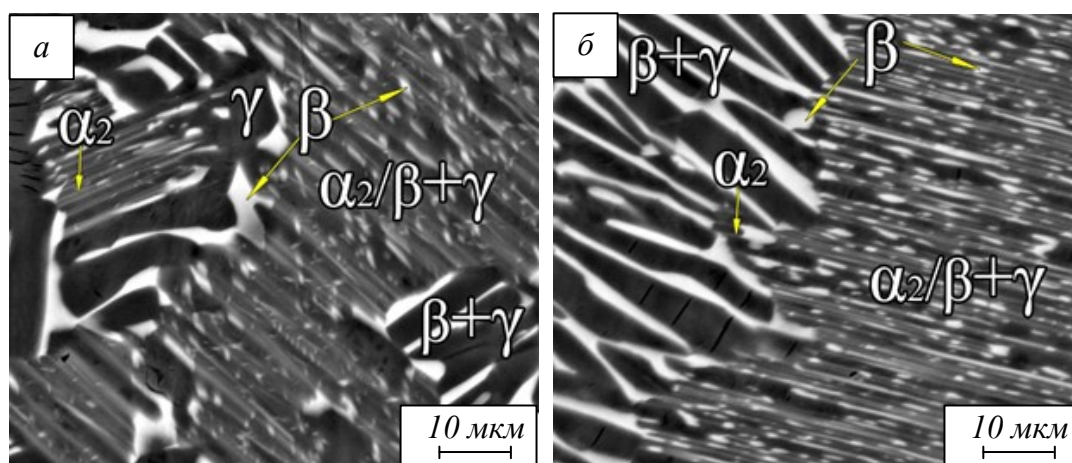


Рис. 5. Микроструктура сплава Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo после термической обработки:
 а – закалка при 1280 °С, старение при 800 °С в течение 6 ч, отжиг при 1050 °С в течение 8 ч;
 б – закалка при 1280 °С, старение при 850 °С в течение 6 ч, отжиг при 1050 °С в течение 8 ч

Fig. 5. Microstructure of Ti – 43,7Al – 3,4Nb – 1,1Mo alloy after heat treatment:

а – quenching at 1280 °C, aging at 800 °C for 6 hours, annealing at 1050 °C for 8 hours;
 б – quenching at 1280 °C, aging at 850 °C for 6 hours, annealing at 1050 °C for 8 hours

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. *Gamma Titanium Aluminides*. John Wiley & Sons; 2011:752.
- Clemens H., Mayer S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Adv. Eng. Mater.* 2013;15:191–215.
<https://doi.org/10.1002/adem.201200231>
- Dimiduk D.M. Gamma titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials. *Materials Science and Engineering: A*. 1999;263(2):281–288.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01158-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01158-7)
- Leyens C. *Titanium and Titanium Alloys*. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2003:532.
- Lütjering G., Williams J.C. *Titanium. Engineering Materials and processes*. Springer Verlag Berlin Heidelberg. 2007:442.
- Viswanathan G.B., Mills M.J., Vasudevan V.K. Microstructural effects on the tensile properties and deformation behavior of a Ti – 48Al gamma titanium aluminide. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 2003;34:2113–2127.
- Clemens H., Wallgram W., Kremmer S., Güther V., Otto A., Bartels A. Design of Novel β -Solidifying TiAl Alloys with Adjustable β /B2-Phase Fraction and Excellent Hot-Workability. *Adv. Eng. Mater.* 2008;10:707–713.
- Panov D.O., Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zhrebtsov 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 & Engineering A*. 2023;862:144458.
- Kim Y.W., Kim S.L., Advances in gammalloy materials—processes—application technology: successes, dilemmas, and future. *JOM (J. Occup. Med.)*. 2018;70:553–560.
<https://doi.org/10.1007/s11837-018-2747-x>
- Wallgram W., Schmölzer T., Cha L., Das G., Güther V., Clemens H. Technology and mechanical properties of advanced γ -TiAl based alloys. *Int. J. Mat. Res.* 2009;100;8:1021–1030.
- Cha L., Clemens H., Dehm G. Microstructure evolution and mechanical properties of an intermetallic Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy after ageing below the eutectoid temperature. *Int. J. Mat. Res.* 2011;102;6:703–708.
- Qin G.W., Oikawa K., Sun Z.M., Sumi S., Ikeshoji T., Wang J.J., Guo S.W., Hao S.M. Discontinuous coarsening of the lamellar structure of γ -TiAl-based intermetallic alloys and its control. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001;32:1927–1938.
- Clemens H., Mayer S. Intermetallic titanium aluminides in aerospace applications – processing, microstructure and properties. *Materials at High Temperatures*. 2016;33:560–570.
<http://doi.org/10.1080/09603409.2016.1163792>
- Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zhrebtsov S.V., Volokitina E.I., Panin P.V., Nochovnaya N.A., Kaloshkin S.D., Salishchev G.A. The effect of Gd addition on the kinetics of $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ transformation in γ -TiAl based alloys. *Intermetallics*. 2020;120:106759.
- Кузнецов А.В., Соколовский В.С., Салищев Г.А., Белов Н.А., Ночовная Н.А. Термодинамическое моделирование и экспериментальное изучение фазовых превращений в сплавах на

- основе γ -TiAl. *MuTOM*. 2016;5:14–23. <https://doi.org/10.1007/s11041-016-9999-2>
16. Schloffer M., Iqbal F., Gabrisch H., Schwaighofer E., Schimansky F.P., Mayer S., Stark A., Lippmann T., Göken M., Pyczak F., Clemens H. Microstructure development and hardness of a powder metallurgical multi phase γ -TiAl based alloy. *Intermetallics*. 2012;22:231–240, <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.11.015>
 17. Schmoelzer T., Liss K.-D., Zickler G. et al. Phase fractions, transition and ordering temperatures in TiAl – Nb – Mo alloys: An in- and ex-situ study. *Intermetallics*. 2010;18:1544–1552.
 18. Qiang F., Kou H., Wang L., Li J. β 0 precipitation in α 2 lamellae of the β -solidifying multiple-phase γ -TiAl alloy. *Mater. Charact.* 2020;167:110474.
 19. Kastenhuber M., Klein T., Clemens H., Mayer S. Tailoring microstructure and chemical composition of advanced γ -TiAl based alloys for improved creep resistance. *Intermetallics*. 2018;97:27–33. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.03.011>
 20. Zheng G., Tang B., Zhao S., Wang W.Y., Ding Y., Zhao Z., Zhu L., Li J. Revealing cellular reaction mechanisms and high-temperature structure stability in β -stabilized TiAl alloy. *Mater. Char.* 2023;203:113110. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113110>.
 21. Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Salishchev G.A. The effect of cellular reaction on mechanical behavior and microstructure evolution of β -solidified γ -TiAl based alloy during hot deformation. *Intermetallics*. 2025;179:108653.
 22. Озеров М.С., Ноздрачева Е.И., Наумов С.В., Соколовский В.С. Влияние гетерогенной структуры на механические свойства β -затвердевающего сплава на основе γ -TiAl. *Композиты и наноструктуры*. 2026;18(1):42–50. <https://doi.org/10.36236/1999-7590-2026-18-1-42-50>
- ### REFERENCES
1. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. *Gamma Titanium Aluminides*. John Wiley & Sons; 2011:752.
 2. Clemens H., Mayer S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Adv. Eng. Mater.* 2013;15:191–215. <https://doi.org/10.1002/adem.201200231>
 3. Dimiduk D.M. Gamma titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials. *Materials Science and Engineering: A*. 1999;263(2):281–288. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01158-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01158-7)
 4. Leyens C. *Titanium and Titanium Alloys*. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2003:532.
 5. Lütjering G., Williams J.C. *Titanium. Engineering Materials and processes*. Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2007:442.
 6. Viswanathan G.B., Mills M.J., Vasudevan V.K. Microstructural effects on the tensile properties and deformation behavior of a Ti – 48Al gamma titanium aluminide. *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 2003;34:2113–2127.
 7. Clemens H., Wallgram W., Kremmer S., Güther V., Otto A., Bartels A. Design of Novel β -Solidifying TiAl Alloys with Adjustable β /B2-Phase Fraction and Excellent Hot-Workability. *Adv. Eng. Mater.* 2008;10:707–713.
 8. Panov D.O., Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zhrebtsov 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 & Engineering A*. 2023;862:144458.
 9. Kim Y.W., Kim S.L., Advances in gammalloy materials—processes—application technology: successes, dilemmas, and future. *JOM (J. Occup. Med.)*. 2018;70:553–560. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2747-x>
 10. Wallgram W., Schmöelzer T., Cha L., Das G., Güther V., Clemens H. Technology and mechanical properties of advanced γ -TiAl based alloys. *Int. J. Mat. Res.* 2009;100;8:1021–1030.
 11. Cha L., Clemens H., Dehm G. Microstructure evolution and mechanical properties of an intermetallic Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy after ageing below the eutectoid temperature. *Int. J. Mat. Res.* 2011;102;6:703–708.
 12. Qin G.W., Oikawa K., Sun Z.M., Sumi S., Ikeshoji T., Wang J.J., Guo S.W., Hao S.M. Discontinuous coarsening of the lamellar structure of γ -TiAl-based intermetallic alloys and its control. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001;32:1927–1938.
 13. Clemens H., Mayer S. Intermetallic titanium aluminides in aerospace applications – processing, microstructure and properties. *Materials at High Temperatures*. 2016;33:560–570. <http://doi.org/10.1080/09603409.2016.1163792>
 14. Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zhrebtsov S.V., Volokitina E.I., Panin P.V., Nochovnaya N.A., Kaloshkin S.D., Salishchev G.A. The effect of Gd addition on the kinetics of α 2 $\rightarrow$ γ transformation in γ -TiAl based alloys. *Intermetallics*. 2020;120:106759.

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 γ -TiAl-based alloys. *MiTOM*. 2016;5:14–23. (In Russ.).
<https://doi.org/10.1007/s11041-016-9999-2>
16. Schloffer M., Iqbal F., Gabrisch H., Schwaighofer E., Schimansky F.P., Mayer S., Stark A., Lippmann T., Göken M., Pyczak F., Clemens H. Microstructure development and hardness of a powder metallurgical multi phase γ -TiAl based alloy. *Intermetallics*. 2012;22:231–240.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.11.015>
17. Schmoelzer T., Liss K.-D., Zickler G. et al. Phase fractions, transition and ordering temperatures in TiAl – Nb – Mo alloys: An in- and exsitu study. *Intermetallics*. 2010;18:1544–1552.
18. Qiang F., Kou H., Wang L., Li J. β 0 precipitation in α_2 lamellae of the β -solidifying multiple-phase γ -TiAl alloy. *Mater. Charact.* 2020;167:110474.
19. Kastnerhuber M., Klein T., Clemens H., Mayer S. Tailoring microstructure and chemical composition of advanced γ -TiAl based alloys for improved creep resistance. *Intermetallics*. 2018;97:27–33. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.03.011>
20. Zheng G., Tang B., Zhao S., Wang W.Y., Ding Y., Zhao Z., Zhu L., Li J. Revealing cellular reaction mechanisms and high-temperature structure stability in β -stabilized TiAl alloy. *Mater. Char.* 2023;203:113110.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113110>
21. Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Salishchev G.A. The effect of cellular reaction on mechanical behavior and microstructure evolution of β -solidified γ -TiAl based alloy during hot deformation. *Intermetallics*. 2025;179:108653.
22. Ozerov M.S., Nozdracheva E.I., Naumov C.V., Sokolovskii V.S. Influence of heterogeneous structure on mechanical properties of β -hardening alloy based on γ -TiAl. *Kompozity i nanostруктуры*. 2026;18(1):42–50. (In Russ.).
<https://doi.org/10.36236/1999-7590-2026-18-1-42-50>

Сведения об авторах

Виталий Сергеевич Соколовский, к.т.н., с.н.с., Белгородский государственный национальный исследовательский университет

E-mail: sokolovskiy@bsuedu.ru

ORCID: 0000-0001-5607-2765

SPIN-код: 1692-0527

Елена Ивановна Ноздрачева, м.н.с., Белгородский государственный национальный исследовательский университет

E-mail: nozdracheva@bsu.edu.ru

ORCID: 0000-0001-9554-2651

SPIN-код: 4518-2414

Максим Сергеевич Озеров, к.т.н., с.н.с., Белгородский государственный национальный исследовательский университет

E-mail: ozerov@bsuedu.ru

ORCID: 0000-0002-2732-0579

SPIN-код: 2497-3501

Information about the authors

Vitaly S. Sokolovsky, Cand. Sci. (Eng.), Senior Research, Belgorod State National Research University

E-mail: sokolovskiy@bsuedu.ru

ORCID: 0000-0001-5607-2765

SPIN-код: 1692-0527

Elena Ivanovna Nozdracheva, Junior Researcher, Belgorod State National Research University

E-mail: nozdracheva@bsu.edu.ru

ORCID: 0000-0001-9554-2651

SPIN-код: 4518-2414

Maxim Sergeevich Ozerov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Research, Belgorod State National Research University

E-mail: ozerov@bsuedu.ru

ORCID: 0000-0002-2732-0579

SPIN-код: 2497-3501

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 03.02.2026

После доработки 21.03.2026

Принята к публикации 27.03.2026

Received 03.02.2026

Revised 21.03.2026

Accepted 27.03.2026