

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

PACS numbers: 64.60.Ej, 64.70.kd, 81.05.Bx, 81.30.Bx, 81.40.Gh, 82.20.Wt

Методика построения расчётных равновесных диаграмм состояния и термокинетических превращений титановых сплавов системы Ti–Al

Г. М. Григоренко, В. А. Костин, С. Г. Григоренко

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Казимира Малевича, 11,
03150 Киев, Украина*

Алюминиды титана и сплавы на их основе являются перспективными жаропрочными материалами, востребованными в оборудовании и узлах ответственного назначения, в частности в судостроении, машиностроении, авиационной и космической технике. Основным методом получения необходимого комплекса механических свойств интерметаллидных сплавов является их термомеханическая обработка, параметры которой могут быть получены на основе построения диаграммы состояния. Построение экспериментальных термокинетических диаграмм интерметаллидных сплавов достаточно затруднительно. На основе методологии CALPHAD предложена методика построения равновесной диаграммы состояния и термокинетической диаграммы превращения интерметаллидного сплава системы Ti–Al. Определено влияние алюминия на температуру образования интерметаллида титана Ti_3Al . Показано, что с увеличением содержания алюминия в интерметаллиде Ti_3Al от 10 до 29 ат.% температура начала превращения $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$ повышается от 520 до 1170°C. Дальнейшее повышение содержания алюминия в интерметаллиде от 29 до 40 ат.% приводит к незначительному снижению начальной температуры превращения до 1140°C. Разработанная методика может быть использована для моделирования термокинетических диаграмм анизотермиче-

Corresponding author: Valeriy Anatoliyovych Kostin
E-mail: valerykkos@gmail.com

*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

Citation: G. M. Gryhorenko, V. A. Kostin, and S. G. Gryhorenko, Design Technique for Assumption Equilibrium State Diagrams and Thermokinetic Transformations of Titanium Alloys of a Ti–Al System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 1: 23–35 (2018) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.01.0023.

ских превращений в сложных титановых сплавах.

Ключевые слова: титановые сплавы, интерметаллиды, алюминиды титана, фазовые превращения, Gleeble 3800, регрессионный анализ.

Алюмініди титану та стопи на їх основі є перспективними жароміцними матеріалами, затребуваними в обладнанні та вузлах відповідального призначення, зокрема в суднобудуванні, машинобудуванні, авіаційній і космічній техніці. Основною метою одержання необхідного комплексу механічних властивостей інтерметалідних стопів є їх термомеханічне оброблення, параметри якого можуть бути одержані на основі побудови діаграми стану. Побудова експериментальних термодинамічних діаграм інтерметалідних стопів є достатньо ускладненою. На підставі методології CALPHAD запропоновано методику побудови рівноважної діаграми стану та термодинамічної діаграми перетворення інтерметалідного стопу системи Ti–Al. Визначено вплив алюмінію на температуру перетворення інтерметаліду титану Ti_3Al . Показано, що зі збільшенням вмісту Алюмінію в інтерметалідах Ti_3Al від 10 до 29 ат.% температура початку перетворення $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$ підвищується від 520 до 1170°C. Подальше підвищення вмісту Алюмінію в інтерметаліді від 29 до 40 ат.% приводить до незначного зниження початкової температури перетворення до 1140°C. Розроблена методика може бути використана для моделювання термодинамічних діаграм анізотермічних перетворень у складних титанових стопах.

Ключові слова: титанові стопи, інтерметаліди, алюмініди титану, фазові перетворення, Gleeble 3800, регресійна аналіза.

Titanium aluminides and alloys based on them are promising heat-resistant materials demanded in critical equipment and units, particularly, in shipbuilding, mechanical and aerospace engineering. The main method of obtaining the necessary complex of mechanical properties of intermetallic alloys is thermomechanical processing of them, the parameters of which can be obtained based on the construction of a phase diagram. The construction of experimental thermokinetic diagrams of intermetallic alloys is rather difficult. Based on the methodology of CALPHAD, the design technique for equilibrium state diagram and thermokinetic diagram of the transformation of intermetallic alloy of a Ti–Al system is proposed. The influence of aluminium on the temperature of titanium intermetallide Ti_3Al formation is determined. As shown, with an increase of aluminium content in the Ti_3Al intermetallide from 10 to 29 at.%, the onset temperature of the $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$ transition increases from 520 to 1170°C. A further increasing of aluminium content in the intermetallic compound from 29 to 40 at.% leads to a slight decrease in the initial transition temperature to 1140°C. The developed technique can be used to simulate thermokinetic diagrams of anisothermal transformations in complex titanium alloys.

Key words: titanium alloys, intermetallics, titanium aluminides, phase transitions, Gleeble 3800, regression analysis.

(Получено 27 ноября 2017 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Одной из актуальных проблем современного материаловедения является разработка и создание новых конструкционных материалов, эффективных способов их производства и соединения.

Первостепенная роль в решении этой задачи принадлежит созданию новых жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов, которые являются основными конструкционными материалами для многих ведущих отраслей промышленного производства — машиностроения, турбостроения, авиационной и космической техники, химического, энергетического и транспортного машиностроения.

К настоящему времени разработано и широко используется большое количество жаропрочных сплавов, которые работают в широком диапазоне температур и агрессивных сред. Вместе с тем, проблема создания новых лёгких жаропрочных сплавов, работающих в среде, температура которой превышает 550–600°C, особенно актуальна, поскольку технические характеристики обычных сталей и сплавов заметно снижаются при достижении этого диапазона температур.

В этой связи представляет большой интерес изучение интерметаллидных соединений системы Ti–Al.

Благодаря уникальному сочетанию физико-механических свойств [1–3] алюминиды титана обладают высокими прочностью, модулем упругости, жаропрочностью и жаростойкостью, антикоррозионными свойствами, сопротивлением усталостному разрушению и ползучести при низкой плотности. Широкому промышленному применению алюминидов титана препятствует их низкая пластичность, плохая обрабатываемость, повышенная хрупкость при комнатной температуре [4].

Вместе с тем, сплавы на основе системы Ti–Al обладают достаточно широким набором структур, различием в морфологии, дисперсностью фаз, что даёт возможность путём использования термической обработки значительно улучшить их свойства.

Наиболее перспективными, с этой точки зрения, являются так называемые «гамма»-сплавы. В зависимости от содержания алюминия различают однофазные и двухфазные «гамма»-сплавы.

Однофазные «гамма»-сплавы, содержащие более 51 ат.% Al, являются малопрочными и малопластичными. Легирование таких сплавов 5 ат.% (Nb + Ta) не повышает их механических свойств, но приводит к возрастанию жаропрочности. «Гамма»-сплавы, содержащие менее 51 ат.% Al, являются двухфазными сплавами. В качестве второй фазы образуется Ti_3Al (α_2), количество которой при 50 ат.% Al составляет 5 ат.%, а при 47 ат.% Al — 25%.

Двухфазные сплавы, в структуре которых присутствует 10–15 об.% α_2 -фазы с тонкопластинчатой структурой обладают высокими

механическими свойствами: $\sigma_b^{+20} = 520\text{--}480$ МПа и $\delta^{+20} = 2,5\text{--}2,7\%$ при температуре испытаний $+20^\circ\text{C}$.

Термическая обработка в $(\gamma + \alpha_2)$ -области приводит к измельчению и формированию дисперсной глобулярной структуры, которая показывает незначительное улучшение пластичности и повышение прочности.

Наибольшее повышение механических свойств «гамма»-сплавов достигается за счёт снижения содержания Al до 45–48 ат. % и легирования сплавов тугоплавкими элементами до 10 ат. % (Nb, Ta, Mo, W, Cr).

На рисунке 1 представлена микроструктура экспериментального интерметаллидного сплава Ti–38Al–7Nb–2Cr электронно-лучевой выплавки. Микроструктура слитка характеризуется, в основном, колониями ламелей $(\gamma + \alpha_2)$ -фазы, которые направлены по оси слитка. Колонии ламелей разделяются участками массивной γ -фазы, а также расположенной по границам зёрен упорядоченной $\beta_0(B2)$ -фазой.

Улучшение технологических свойств сплавов на основе интерметаллидов титана может быть обеспечено не только за счёт их легирования и рафинирования, но и целенаправленным изменением структурно-фазового состояния сплавов путём проведения термической обработки.

Вместе с тем, влияние режимов термической обработки (температуры, скорости охлаждения) на свойства интерметаллидных сплавов системы Ti–Al изучены недостаточно полно. Это связано

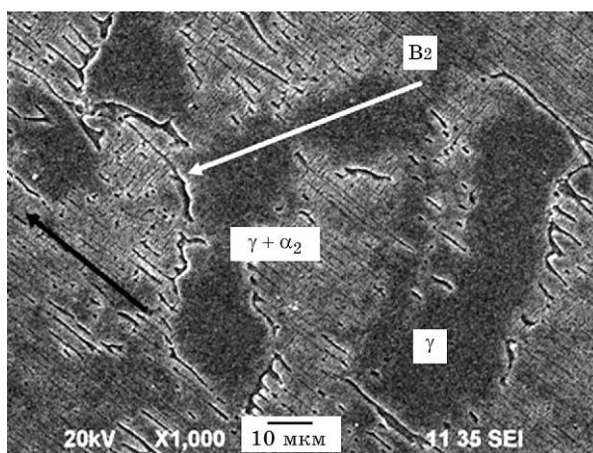


Рис. 1. Микроструктура интерметаллидного сплава Ti–38Al–7Nb–2Cr (чёрная стрелка — направление кристаллизации).

Fig. 1. Microstructure of intermetallic alloy Ti–38Al–7Nb–2Cr (black arrow corresponds to direction of crystallization).

как со сложностью подготовки образцов интерметаллидов для исследований из-за их низкой пластичности, так и с ограниченными возможностями экспериментальных методов изучения кинетики фазовых превращений в данных сплавах.

На основании сказанного можно заключить, что цель данной работы, состоящая в построении расчётной равновесной диаграммы состояния и термокинетической диаграммы превращения интерметаллидного титанового сплава системы Ti–Al, представляет большой научный и практический интерес.

2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

При разработке новых перспективных материалов и сплавов сложного химического состава одной из важных проблем является отсутствие термодинамических и теплофизических данных о свойствах разрабатываемого сплава.

Для решения данной проблемы помимо прямого экспериментального подхода к определению термодинамических свойств, например, новых интерметаллидов системы Ti–Al можно воспользоваться различными компьютерными моделями для многокомпонентных сплавов [5, 6]. Одним из основных подходов для расчёта равновесных диаграмм состояния является CALPHAD метод (Calculation of PHase Diagrams) [7].

Метод CALPHAD основан на анализе экспериментальной информации о фазовых равновесиях в системе и термодинамических свойствах составляющих её фаз. Термодинамические свойства каждой фазы описываются математической моделью, параметры которой вычисляются путём минимизации разности между описываемой величиной и её экспериментальным значением, учитывая все сосуществующие фазы. После этого возможен пересчёт фазовой диаграммы и термодинамических свойств составляющих систему фаз.

В качестве основного параметра модели используется энергия Гиббса, потому что большинство экспериментальных данных получено при определённых значениях температуры и давления. Кроме того, любая термодинамическая величина может быть получена исходя из энергии Гиббса.

Энергия Гиббса G_φ , энтальпия H_φ и энтропия S_φ любой фазы, обозначаемой буквой φ , в рамках CALPHAD-подхода имеют следующий вид [8]:

$$G_\varphi = \sum_{i=1}^N x_i G_i^\varphi + H_{\text{ex}}^\varphi - TS_{\text{mix}}^\varphi, \quad H_\varphi = \sum_{i=1}^N x_i H_i^\varphi + H_{\text{ex}}^\varphi, \quad S_\varphi = \sum_{i=1}^N x_i S_i^\varphi, \quad (1)$$

$$G_i^\varphi = H_i^\varphi - TS_i^\varphi,$$

где S_{mix}^{φ} — энтропия смешения в фазе φ , H_{ex}^{φ} — избыточная энтальпия смешения, связанная с химическим взаимодействием атомов, T — температура, $G_i^{\varphi}, H_i^{\varphi}, S_i^{\varphi}$ — энергия Гиббса, энтальпия и энтропия чистого компонента i в фазовом состоянии φ .

Для жидкого состояния ($\varphi = l$) величины G_i^l, H_i^l, S_i^l определяются в виде полиномов

$$G_i^l = a_i^l + b_i^l T + c_i^l T \ln T + \sum_n d_{i,n}^l T^n + H_i^{\text{SER}} + G_{i,p}^l,$$

$$G_i^l = a_i^l + b_i^l T + c_i^l T \ln T + \sum_n d_{i,n}^l T^n + H_i^{\text{SER}} + G_{i,p}^l, \quad (2)$$

$$S_i^l = b_i^l - c_i^l - c_i^l \ln T - \sum_n n d_{i,n}^l T^{n-1} + S_{i,p}^l,$$

где $G_{i,p}^l, H_{i,p}^l, S_{i,p}^l$ — величины, описывающие вклад давления в

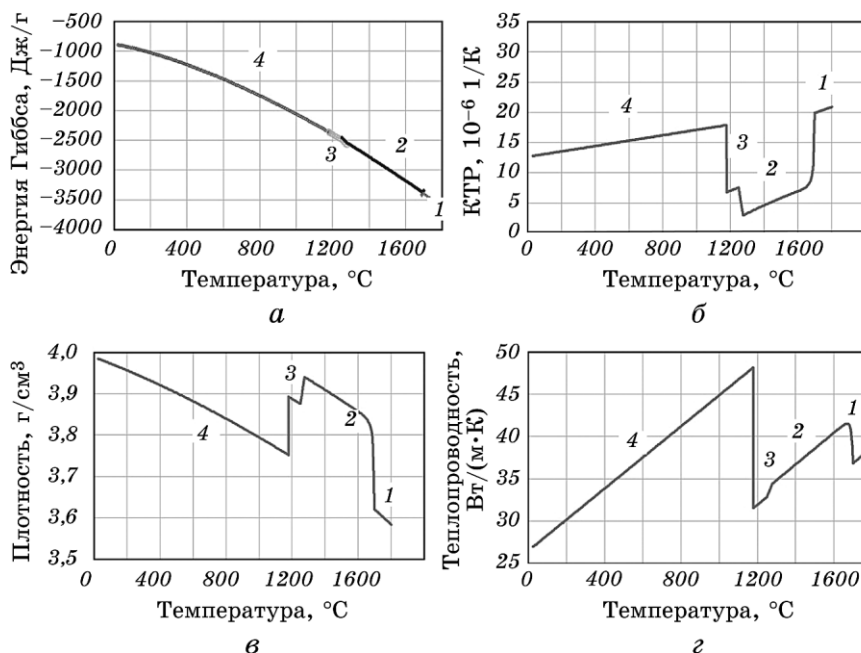


Рис. 2. Расчётные свойства интерметаллидного сплава системы Ti–Al с 30% алюминия: *a* — свободная энергия Гиббса, *б* — коэффициент термического расширения, *в* — плотность, *г* — теплопроводность. Фазы: 1 — жидкая фаза, 2 — β -фаза Ti, 3 — α -фаза Ti, 4 — фаза Ti_3Al .

Fig. 2. Calculated properties of an intermetallic alloy of the Ti–Al system with 30% of aluminium: *a*—free Gibbs energy, *б*—coefficient of thermal expansion, *в*—density, *г*—thermal conductivity. Phases: 1—liquid phase, 2— β -phase Ti, 3— α -phase Ti, 4—phase Ti_3Al .

энергию Гиббса, энтальпию и энтропию i -го элемента в жидком состоянии (l), H_i^{SER} — стандартное значение энтальпии (Standard Element Reference), $a_i^l, b_i^l, c_i^l, d_{i,n}^l$ — численные параметры для i -го элемента в данном фазовом состоянии, n — целое число, которое может принимать значения 1, 2 и 3.

Значения параметров, входящих в формулы (2), приведены в базе данных SGTE (Scientific Group Thermodata Europe [9]) для всех элементов в различных фазовых состояниях.

После того, как параметры $G_{i,p}^l, H_{i,p}^l, S_{i,p}^l$ отдельных фаз определены, свойства конечного сплава рассчитываются с использованием хорошо зарекомендовавших себя моделей смеси [10, 11], которые позволяют учесть вклад каждой фазы в энергию Гиббса и свойства всей системы (рис. 2).

В настоящее время предложено ряд математических моделей, которые используются для различных типов фаз, создан набор термодинамических баз данных для различных материалов — сталей, титановых сплавов, интерметаллидных соединений и т.д.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ

Настройка модели проводилась по двойной диаграмме состояния системы Ti–Al. Используя разработанное нами программное обеспечение [12] и пакет программ OpenCalphad были рассчитаны коэффициенты $a_i^l, b_i^l, c_i^l, d_{i,n}^l$ модели.

Коэффициенты определялись методом регрессионного анализа, таким образом, чтобы разница в расчётных и экспериментальных значениях равновесных температур была минимальна. Результаты расчёта равновесной диаграммы системы Ti–Al приведены на рис. 3.

Верификация полученных результатов проводилась по характерным точкам диаграммы состояния системы Ti–Al: A — максимальная температура образования фазы Ti_3Al , B — температура перитектики $L + \beta\text{-Ti} \rightarrow \alpha\text{-Ti}$, C — минимальное содержание алюминия в γ -алюминиде титана, D — температура $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения титана, E — максимальная температура образования β -фазы, F — температура перитектического образования фазы TiAl_2 .

Согласно термодинамической базе данных SSOL2, богатая титаном часть бинарной системы Ti–Al имеет две перитектические реакции, одну эвтектоидную реакцию и две конгруэнтные реакции.

Перитектические реакции: бета + жидкость \rightarrow альфа при 1503°C и 32,4% масс. Al (46,0 ат.% Al); альфа + жидкость \rightarrow гамма при 1443°C и 40,0% вес. Al (54,2 ат.% Al).

Эвтектоидная реакция: альфа \rightarrow гамма + Ti_3Al при 1111°C и 27,6% вес. Al (40,4 ат.% Al).

Конгруэнтные реакции: жидкость \rightarrow бета при 1715°C и $\cong 12,3\%$ масс. Al (20,0 ат.% Al); альфа \rightarrow Ti_3Al при 1179°C и приблизительно

21,0% масс. Al (32,0 ат.% Al).

Одним из эффективных способов управления структурой слитков

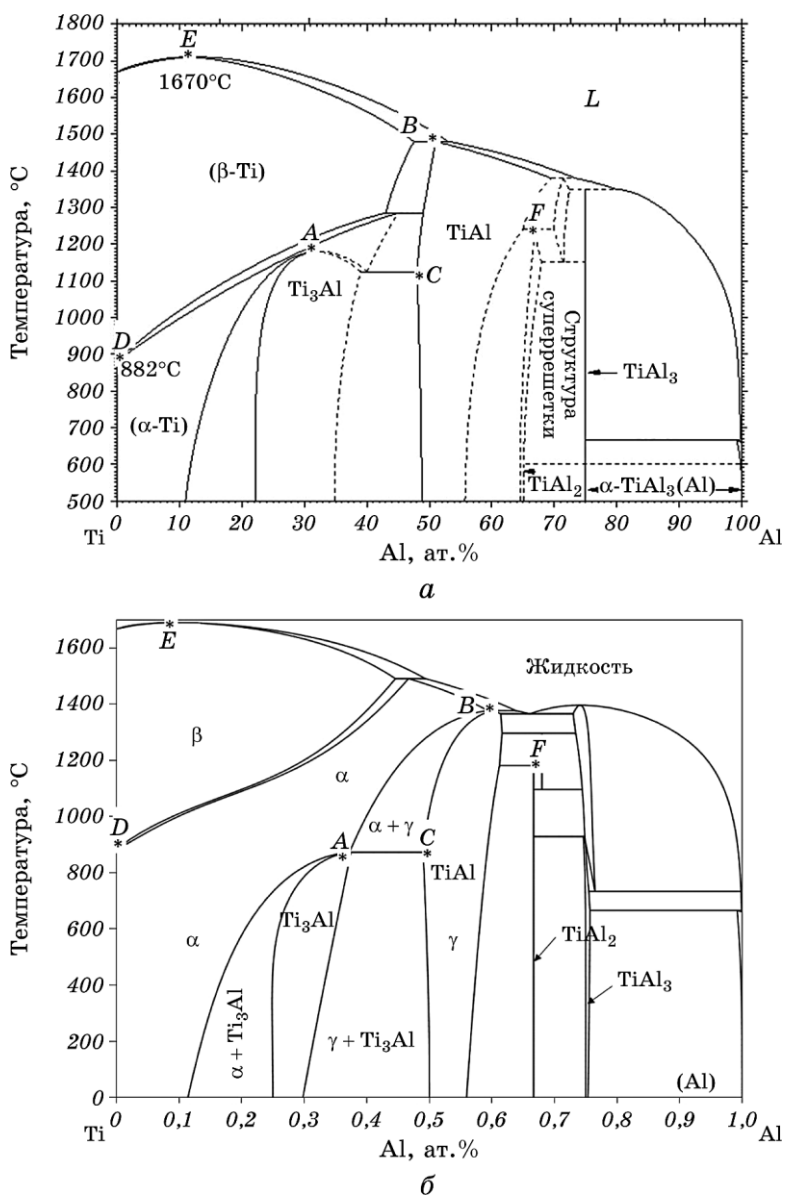


Рис. 3. Сравнение экспериментальной [13] (а) и расчётной (б) диаграмм состояния системы Ti–Al.

Fig. 3. Comparison of the experimental [13] (a) and calculated (b) state diagrams of the Ti–Al-system.

интерметаллидных соединений системы Ti–Al является применение термической обработки.

Поскольку с увеличением скорости охлаждения слитка температуры начала фазовых превращений заметно отклоняются от равновесных, то для выбора оптимальной температуры обработки сплава обычно используются термокинетические или изотермические диаграммы превращения.

С целью определения влияния скорости охлаждения на кинетику превращений в системе Ti–Al на основе метода CALPHAD был проведён расчёт неравновесных температур начала образования фаз с использованием интерполяционного многочлена:

$$T = A + B \ln \tau + C \ln^2 \tau + D \ln^3 \tau + E \ln^4 \tau + K \ln^5 \tau. \quad (3)$$

Определение значений коэффициентов в уравнении (3) осуществлялось на основе решения системы шести линейных алгебраических уравнений, так как для нахождения однозначного решения количество переменных и количество уравнений должно совпадать. В ходе решения предполагалось, что коэффициенты уравнения (3) зависят только от содержания алюминия в исследуемом интерметаллидном сплаве.

В работе моделировалась термокинетическая диаграмма превращения сплава системы Ti–Al, содержащего 30 ат.% алюминия. Выбор данного сплава был обусловлен, с одной стороны, уже рассчитанными термодинамическими свойствами (рис. 1), а с другой — возможностью дальнейшей экспериментальной проверки результатов моделирования.

Результаты расчёта термокинетической диаграммы превращения сплава системы Ti–Al, содержащего 30 ат.% алюминия, приведены на рис. 4.

Анализ термокинетической диаграммы образования алюминида титана в сплаве, содержащем 30 ат.% Al, показал, что в широком диапазоне скоростей охлаждения от 0,1°C/с до 1000°C/с температура начала образования интерметаллида Ti₃Al практически не меняется и составляет 1170°C. Данная температура достаточно близка к равновесной температуре образования Ti₃Al (рис. 2, а) для данного сплава.

При более высоких скоростях охлаждения наблюдается снижение температуры начала образования интерметаллида. Так, при скоростях охлаждения 1000°C/с и 3300°C/с температура начала образования интерметаллида Ti₃Al снижается до 1130°C и 1004°C соответственно. Время охлаждения при этом составляет 0,1 с и 0,03 с соответственно.

Увеличение скорости охлаждения исследуемого сплава приводит к измельчению размеров зерна, образованию закалочных структур

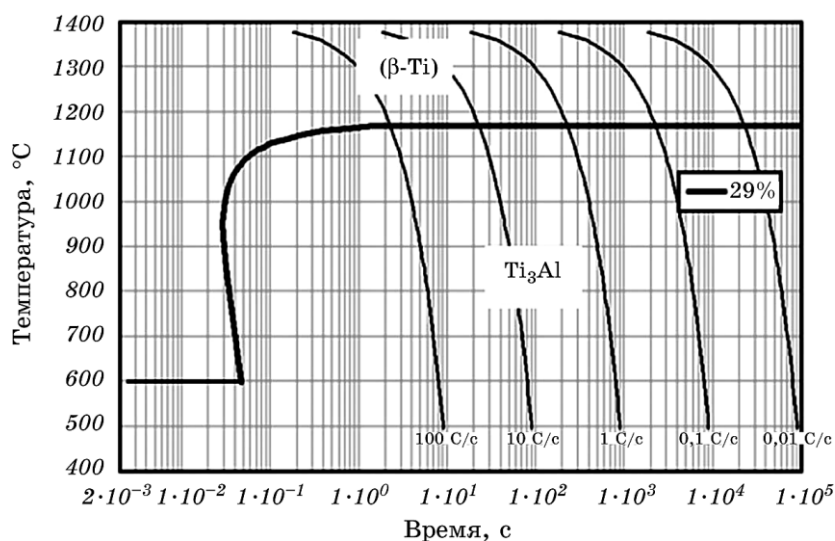


Рис. 4. Расчётная термокинетическая диаграмма превращения сплава системы Ti–Al, содержащего 30 ат.% Al.

Fig. 4. Calculated thermokinetic diagram of the transformation of a Ti–Al alloy containing 30 at.% Al.

и изменению структуры с полностью ламеллярной на игольчатую (по типу видманштеттовой).

Влияние содержания алюминия на температуру образования Ti_3Al фазы в системе Ti–Al представлено на рис. 5.

Анализ расчётной диаграммы образования Ti_3Al в сплаве системы Ti–Al показал (рис. 4), что с увеличением содержания алюминия в интерметаллиде Ti_3Al от 10 до 29 ат.% температура начала превращения β -Ti \rightarrow Ti_3Al повышается с 520 до 1170°C. Это максимальная температура начала образования Ti_3Al . Дальнейшее повышение содержания алюминия в интерметаллиде с 29 до 40 ат.% приводит к незначительному снижению начальной температуры превращения до 1140°C.

В заключение необходимо отметить, что расчётные результаты, приведённые в работе, справедливы для системы Ti–Al, содержание алюминия в которой не превышает 40 ат.%. Полученные результаты носят расчётный оценочный характер и, поэтому, требуют прямой экспериментальной проверки. Такая проверка, несомненно, будет проведена на комплексе имитации термомеханического состояния материала Gleeble 3800, а предложенная методика будет уточнена для использования в расчётах при исследовании сложнолегированных интерметаллидных сплавов на основе алюминидов титана.

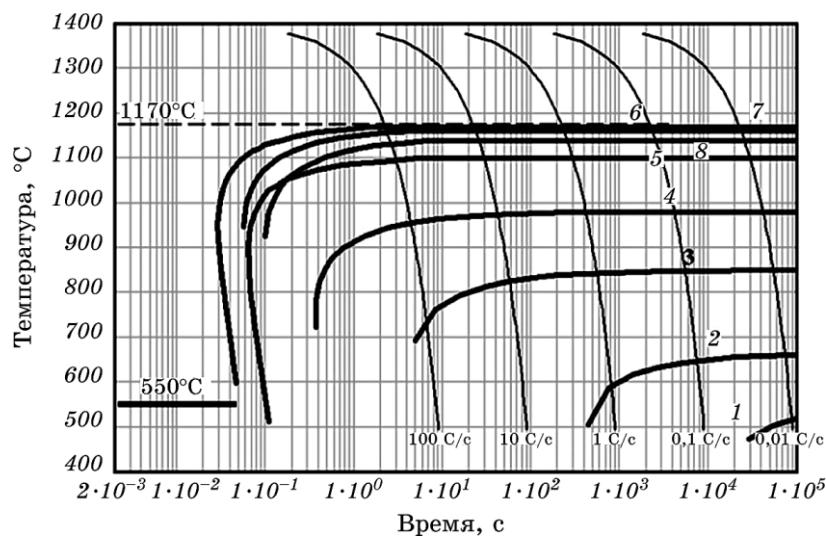


Рис. 5. Влияние содержания алюминия на температуру начала образования алюминида титана Ti_3Al : 1 — 10, 2 — 12, 3 — 15, 4 — 20, 5 — 23, 6 — 25, 7 — 29, 8 — 40 ат.% Al.

Fig. 5. Influence of aluminium content on the temperature of the beginning of the Ti_3Al titanium aluminide formation: 1—10, 2—12, 3—15, 4—20, 5—23, 6—25, 7—29, 8—40 at.% Al.

4. ВЫВОДЫ

1. На основе метода CALPHAD разработана методика построения равновесной диаграммы состояния и термокинетической диаграммы превращения в системе Ti–Al.
2. Определено влияние алюминия на температуру начала образования фаз. Показано, что с увеличением содержания алюминия в интерметаллиде Ti_3Al от 10 ат.% до 29 ат.% температура начала превращения $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$ повышается от 520°C до 1170°C. Дальнейшее повышение содержания алюминия в интерметаллиде от 29 ат.% до 40 ат.% приводит к незначительному снижению начальной температуры превращения до 1140°C.
3. Для дальнейшего уточнения расчётной модели образования алюминидов титана в системе Ti–Al целесообразно проведение прямых экспериментальных измерений.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. А. А. Ильин, Б. А. Копачев, И. С. Поповкин, *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник* (Москва: ВИЛС–МАТИ: 2009).

2. H. Clemens and S. Mayer, *Adv. Eng. Mater.*, **15**, Iss. 4: 191 (2013).
3. F. Appel, J. D. H. Paul, and M. Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology* (Weinheim, Germany: Wiley-VCH: 2011).
4. H. A. Lipsitt, D. Shechtman, and R. E. Schafrik, *Metall. Trans. A*, **6**, Iss. 11: 1991 (1975).
5. N. Saunders and A. P. Miodownik, *CALPHAD—Calculation of Phase Diagrams* (Ed. R. W. Cahn) (Oxford, UK: Elsevier Science: 1998).
6. Z. Fan, P. Tsakiroopoulos, and A. P. Miodownik, *J. Mater. Sci.*, **29**, Iss. 1: 141 (1994).
7. H. L. Lukas, S. G. Fries, and B. Sundman, *Computational Thermodynamics: The Calphad Method* (Cambridge, UK: Cambridge University Press: 2007).
8. Б. Б. Хина, Г. Г. Горанский, *Термодинамика многокомпонентных аморфных сплавов: сравнение различных подходов. Современные методы и технологии создания и обработки материалов* (Минск: Физико-технический институт НАН Беларуси: 2016).
9. A. T. Dinsdale, *Calphad*, **15**, Iss. 4: 317 (1991).
10. С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, А. Ф. Мужиченко, Р. В. Селин, *Автоматическая сварка*, № 3: 26 (2013).
11. Н. Ю. Орлов, *Журнал вычислительной математики и математической физики*, **26**, № 8: 1215 (1986).
12. Г. М. Григоренко, В. А. Костин, *Современная электрометаллургия*, № 1: 33 (2013).
13. *Диаграммы состояния двойных металлических систем* (Ред. Н. П. Лякишев) (Москва: Машиностроение: 1996).

REFERENCES

1. A. A. Il'in, В. А. Копачев, and I. S. Popovkin, *Titanovye Splavy. Sostav, Struktura, Svoystva: Spravochnik* [Titanium Alloys. Composition, Structure, Properties: Handbook] (Moscow: VILS-MATI: 2009) (in Russian).
2. H. Clemens and S. Mayer, *Adv. Eng. Mater.*, **15**, Iss. 4: 191 (2013).
3. F. Appel, J. D. H. Paul, and M. Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology* (Weinheim, Germany: Wiley-VCH: 2011).
4. H. A. Lipsitt, D. Shechtman, and R. E. Schafrik, *Metall. Trans. A*, **6**, Iss. 11: 1991 (1975).
5. N. Saunders and A. P. Miodownik, *CALPHAD—Calculation of Phase Diagrams* (Ed. R. W. Cahn) (Oxford, UK: Elsevier Science: 1998).
6. Z. Fan, P. Tsakiroopoulos, and A. P. Miodownik, *J. Mater. Sci.*, **29**, Iss. 1: 141 (1994).
7. H. L. Lukas, S. G. Fries, and B. Sundman, *Computational Thermodynamics: The Calphad Method* (Cambridge, UK: Cambridge University Press: 2007).
8. В. В. Khina and G. G. Goranskiy, *Termodinamika Mnogokomponentnykh Amorfnykh Splavov: Sravnenie Razlichnykh Podkhodov. Sovremennye Metody i Tekhnologii Sozdaniya i Obrabotki Materialov* [Thermodynamics of Multicomponent Amorphous Alloys: Comparison of Different Approaches. Up-to-Date Methods and Technologies for Creating and Processing of Materials] (Minsk: Physical-Technical Institute, N.A.S. of Belarus: 2016) (in Russian).

9. A. T. Dinsdale, *Calphad*, **15**, Iss. 4: 317 (1991).
10. S. V. Akhonin, V. Yu. Belous, A. F. Muzhychenko, and R. V. Selin, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 3: 26 (2013) (in Russian).
11. N. Yu. Orlov, *Zhurnal Vychislitel'noy Matematiki i Matematicheskoy Fiziki*, **26**, No. 8: 1215 (1986) (in Russian).
12. G. M. Grigorenko and V. A. Kostin, *Sovremennaya Electrometallurgiya*, No. 1: 33 (2013) (in Russian).
13. *Diagrammy Sostoyaniya Dvoynnykh Metallicheskih Sistem* [Diagrams of the State of Binary Metal Systems] (Ed. N. P. Lyakishev) (Moscow: Mashinostroenie: 1996) (in Russian).