

ПОСТРОЕНИЕ РАСЧЕТНЫХ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИХ ДИАГРАММ АНИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ

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

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Алюминиды и сплавы на их основе являются перспективными высокопрочными, жаро- и окалиностойкими материалами, востребованными в оборудовании и узлах ответственного назначения, в частности судостроении, 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 термокинетических диаграмм анизотермических превращений интерметаллидных сплавов системы Ti–Al. Получение экспериментальных термокинетических диаграмм интерметаллидных сплавов достаточно затруднительно. Цель работы состояла в построении расчетной термокинетической диаграммы анизотермических превращений интерметаллидного титанового сплава на основе алюминида титана. Расчетная методика основана на использовании теории многокомпонентных сплавов и термодинамического моделирования на основе методологии CALPHAD. Для решения задачи прогнозирования температур фазовых превращений в интерметаллидах системы Ti–Al был использован метод регрессионного анализа. Разработана методика, с помощью которой построена термокинетическая диаграмма образования алюминида титана Ti_3Al . Предложены уравнения регрессии для определения температур начала фазовых превращений на диаграмме состояния системы Ti–Al. Определено влияние содержания алюминия в интерметаллиде Ti_3Al на температуру начала образования интерметаллида. Показано, что с увеличением содержания алюминия в интерметаллиде Ti_3Al от 10 до 29 ат. % температура начала превращения $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$ повышается с 520 до 1170 °С. Дальнейшее повышение содержания алюминия в интерметаллиде с 29 до 40 ат. % приводит к незначительному снижению начальной температуры превращения до 1140 °С. Разработанная методика может быть использована для моделирования термокинетических диаграмм анизотермических превращений в сложных титановых сплавах. Библиогр. 19, табл. 1, ил. 5.

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

Алюминиды и сплавы на их основе являются перспективными высокопрочными, жаро- и окалиностойкими материалами, востребованными в оборудовании и узлах ответственного назначения, в частности, судостроении, авиационной и космической технике.

Основой этой оценки служат следующие особенности интерметаллидов. Во-первых, интерметаллиды сохраняют высокую прочность до довольно высоких температур, более того, прочностные свойства некоторых интерметаллидов возрастают с повышением температуры. Во-вторых, модуль упругости интерметаллидов менее интенсивно снижается с повышением температуры, чем аналогичное свойство сплавов с неупорядоченной кристаллической структурой. В-третьих, коэффициент самодиффузии в интерметаллидах на несколько порядков меньше, чем в неупорядоченных сплавах при сопоставимых температурах. На этом основании можно ожидать значительно меньшей скорости ползучести в сплавах с упорядоченной

структурой. И наконец, интерметаллиды, содержащие легкие элементы (Al, B, Si) в качестве основных элементов, обладают малой плотностью, что обеспечивает высокие удельные прочностные характеристики, столь важные для авиации и ракетной техники [1].

Особенностью диаграммы состояния системы Al–Ti является то, что в ней образуется целый ряд интерметаллических соединений: два интерметаллических соединения с широкими областями гомогенности — Ti_3Al (α_2 -фаза), TiAl (γ -фаза); два — с узкими областями гомогенности — $TiAl_2$ и $TiAl_3$; метастабильные соединения в области составов Ti_5Al_3 , Ti_9Al_{23} и Ti_5Al_{11} [2, 3]. Исследования многофазных областей в системе Ti–Al является достаточно сложной проблемой. Это видно на примере образования метастабильного соединения Ti_5Al_{11} , у которого существуют значительные затруднения в определении положения границ фазовой области (рис. 1, б, в). То же относится и к другим фазам в этой системе (рис. 1).

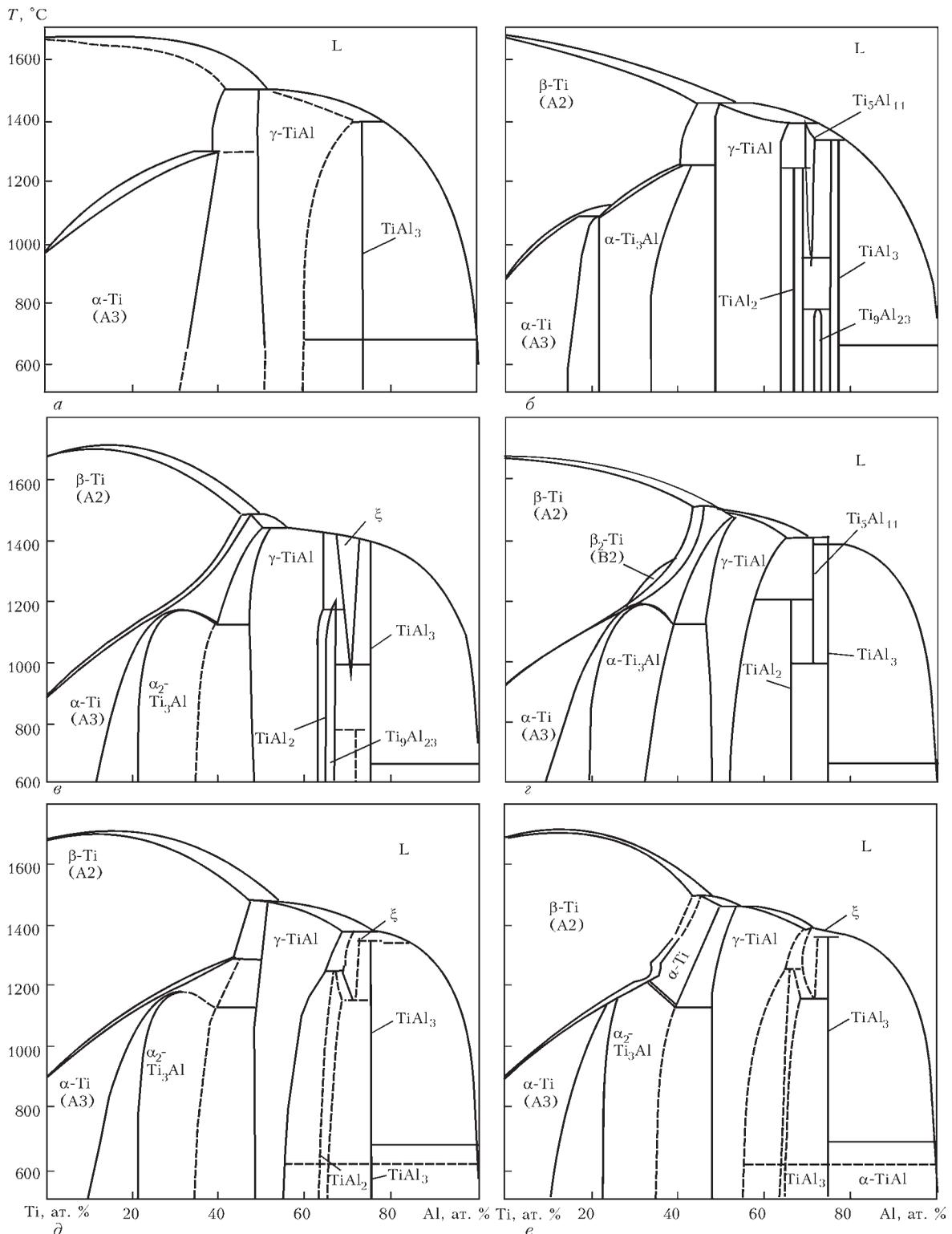


Рис. 1. Диаграммы состояния системы Ti–Al, предложенные различными авторами: а — [4]; б — [6]; в, д — [5]; з — [2]; е — [7]

Значительные расхождения в диаграммах системы Ti–Al вызваны сложностью экспериментального определения структурно-фазовых состояний бинарных сплавов Ti–Al и температур фазовых превращений. Данное обстоятельство связано с тем, что чистые элементы Ti и Al активно взаимодействуют с примесями и очень хорошо их растворяют, что приводит к заметному изме-

нению положения границы той или иной фазы на диаграмме состояния.

За основу выбрана диаграмма состояния системы Ti–Al, представленная в работе [5]. Анализ диаграммы состояния системы Ti–Al (рис. 1, д) показал наличие в системе широких областей твердых растворов на основе α -Ti, β -Ti и соединения $TiAl(\gamma)$. Соединение $TiAl_3$ практически не

имеет области гомогенности. Анализ диаграммы состояния показал, что соединение Ti_3Al начинает образовываться по реакции $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$ при температуре 1170 °С. По данным дифференциального термического и электронно-микроскопического анализов соединение $TiAl$ образуется при упорядочении твердого раствора $\alpha-Ti$ в интервале температур 850...1180 °С. Фаза $TiAl_2$ имеет две модификации. Высокотемпературная модификация фазы $TiAl_2$ (δ) образуется по перитектической реакции при температурах выше 1400 °С, которая при температурах ниже 1000 °С распадается по эвтектидной реакции на смесь фаз $TiAl_2$ и $TiAl_3$ [8]. Свойства алюминидов титана в системе $Ti-Al$ приведены в таблице.

С точки зрения практического применения интерметаллидных соединений в 1961 г. С. Г. Глазунов и Ю. Ф. Алтунин обратили внимание на то, что алюминиды титана Ti_3Al и $TiAl$ могут быть полезными конструкционными материалами, так как обладают малой плотностью, высокой жаропрочностью и жаростойкостью, хорошими литейными свойствами. Однако реализация этой идеи затянулась на несколько десятилетий из-за присутствия этим интерметаллидам хрупкости и невысокой технологичности. Лишь в конце XXI века алюминидам титана и сплавам на их основе стали уделять должное внимание.

Механические свойства интерметаллида Ti_3Al при комнатной температуре сильно зависят от чистоты по примесям, типа и параметров микроструктуры, величины и формы зерна.

Жаростойкость интерметаллида Ti_3Al не вполне удовлетворительна при высоких рабочих температурах, что обусловлено образованием оксидной пленки TiO_2 , а не защитной пленки Al_2O_3 . Поэтому цель легирования интерметаллида Ti_3Al состоит в повышении не только характеристик жаропрочности, пластичности, технологических свойств, но и повышения сопротивления окислению.

Механические свойства алюминида Ti_3Al могут быть улучшены легированием Hf, Mo, Nb, Ta, V, W, Zr и некоторыми другими элементами. Наилучшие результаты дает легирование алюминида Ti_3Al ниобием, так что система Ti_3Al-Nb является основополагающей при разработке сплавов на его основе [9].

Одним из основных методов получения необходимого комплекса механических свойств различных сталей и сплавов является их термическая или термомеханическая обработка. Вместе с тем, влияние режимов термической обработки (температуры, скорости нагрева и охлаждения) на свойства новых интерметаллидных сплавов системы

Свойства алюминидов титана в системе $Ti-Al$			
Фаза	Плотность, г/см ³	Температура начала образования, °С	Содержание Al, ат. %
Ti_3Al	4,05	1170	22...39
$TiAl$	3,6	1480	48...69
$TiAl_2$	3,3	1230	65...74
$TiAl_3$	3,13	1350	74...75

$Ti-Al$ изучены не достаточно полно. Это связано, как со сложностью подготовки образцов интерметаллидов для исследований из-за их низкой пластичности, так и возможностями их нагрева до температур фазовых превращений.

Цель настоящей работы — построение расчетной термокинетической диаграммы анизотермических превращений интерметаллидного титанового сплава на основе алюминида титана, что представляет большой научный и практический интерес.

Методика. При моделировании структуры новых перспективных материалов и сплавов сложного химического состава одной из важных проблем является отсутствие физических и теплофизических данных о свойствах моделируемого сплава.

Для того, чтобы преодолеть недостаток информации о теплофизических и термодинамических свойствах интерметаллидов системы $Ti-Al$ и достичь более полного понимания того, как изменение состава материала влияет на свойства моделируемого многокомпонентного сплава были разработаны различные компьютерные модели [10–12].

Одним из основных методов получения таких данных является использование теории многокомпонентных сплавов и термодинамическое моделирование на основе методологии CALPHAD. Расширяя метод CALPHAD на неравновесные процессы предложена модель Scheil-Gulliver, которая дает хорошие результаты для многокомпонентных сплавов в процессе затвердевания и позволяет получить зависимость многих параметров от их состава и температуры [13, 14]. Свойства отдельных фаз в многокомпонентных системах, таких как молярный объем, теплопроводность, плотность, выражаются функциями, аналогичными тем, которые используются для моделирования термодинамических функций в избыточных многокомпонентных сплавах [10]. После того, как свойства отдельных фаз определены, свойства конечного сплава рассчитываются с использованием

хорошо зарекомендовавших моделей смеси [15, 16], которые позволяют учесть влияние микроструктуры на конечные свойства сложного сплава.

Свойства, которые имеют решающее значение для моделирования кристаллизации и охлаждения сплавов, такие как объем, плотность, коэффициент теплового расширения, теплопроводность и вязкость жидкости, могут быть смоделированы. Обширные базы данных соответствующих параметров в настоящее время существуют для большинства основных сталей и сплавов, алюминиевых и титановых сплавов, сплавов на никелевой основе, которые были проверены экспериментально [17, 18].

Для решения задачи прогнозирования температур фазовых превращений в интерметаллидах системы титан–алюминий был использован метод регрессионного анализа, который предварительно прошел успешную проверку на сталях различного состава [19].

Исходя из вида диаграммы состояния Ti–Al предполагалась нелинейная (степенная) зависимость между искомыми температурами фазовых превращений и содержанием алюминия в интерметаллидах. Уравнение регрессии в таком случае принимает следующий вид:

$$T = a_0 + \sum_i a_i \ln(x_i)^n + \sum_i \tau^n, \quad (1)$$

где T — температура фазового перехода; x — массовая доля алюминия в мас. %; τ — время превращения; n — степень аппроксимации.

Задача аппроксимации сводится к тому, чтобы получить значения коэффициентов a , такие, чтобы уравнение аппроксимации давало результаты, наиболее близкие к экспериментальным.

Для решения данной задачи была выбрана степень аппроксимации $n = 5$. Выбор величины степени аппроксимации $n = 5$ связан с необходимостью

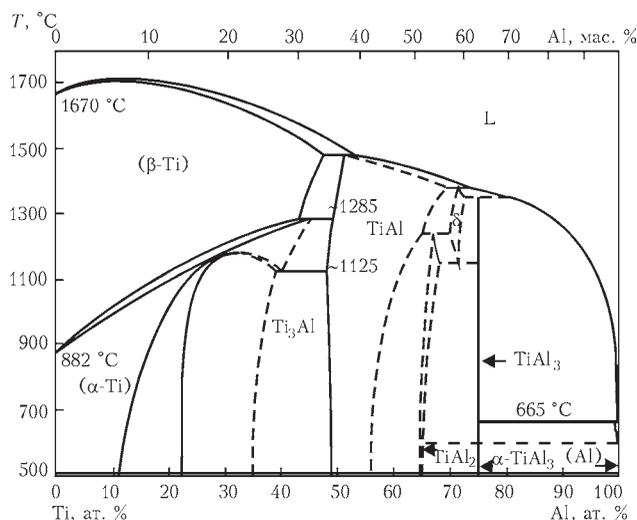


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Ti–Al [5]

минимизировать разницу между экспериментальными значениями и уравнением регрессии. Показателем этой разницы является коэффициент корреляции K^2 , который задавался значением не ниже $K^2 > 0,99$. Выбор более высоких степеней аппроксимации n не приводит к существенному повышению точности решения.

Для этого на практике используют метод наименьших квадратов, в котором минимизируется сумма квадратов отклонений реально наблюдаемых значений температуры превращения T от их оценок \hat{T} , т. е. для N экспериментов:

$$\sum_{k=1}^N (T_k - \hat{T}_k)^2 \rightarrow \min. \quad (2)$$

Для решения задачи минимизации ошибки вводили функцию невязки:

$$\eta(\bar{a}) = \sum_{k=1}^N (T_k - \hat{T}_k)^2, \quad (3)$$

условие минимума которой и определяет искомую зависимость

$$\frac{\partial \eta(\bar{a})}{\partial a_i} = 0, \quad i = 1 \dots N. \quad (4)$$

Матрицы данных, полученных в результате эксперимента, имеют определенную ошибку измерения и поэтому плохо обусловлены (число обусловленности около 10^6). Это приводит к тому, что погрешность анализа накапливается слишком быстро и сходимость стационарных методов оказывается недостаточной. Поэтому для решения системы линейных алгебраических уравнений (СЛАУ) в программе выбран метод наискорейшего спуска. При помощи этого метода удалось добиться нужной сходимости результата при небольших затратах времени расчета.

Для аппроксимации температур начала фазовых превращений в интерметаллиде Ti–Al использовали диаграмму состояния системы Ti–Al, приведенную в работе [5] (рис. 2).

Результаты и их обсуждение. Аппроксимация равновесной температуры начала образования фаз $T_{\text{равн}}$ была проведена для интерметаллидов Ti_3Al и $TiAl$ (рис. 2). Для интерметаллида $TiAl_3$, который имеет очень узкую область гомогенности, температура начала образования составляет $1350^\circ C$.

Используя разработанную в ИЭС им. Е. О. Патона компьютерную программу «Аппроксимация температур фазовых превращений», которая прошла успешную апробацию на сталях и титановых сплавах известного химического состава, были предложены уравнения для расчета равновесных температур начала фазовых превращений, т. е.

температур, полученных при низких скоростях охлаждения [11].

Используя метод интерполяции степенным многочленом 4-ой степени для интерметаллидных фаз Ti_3Al и $TiAl$ системы $Ti-Al$ были рассчитаны температуры начала превращений (рис. 3).

Интерполяционные многочлены с достаточной точностью описывают равновесные температуры начала образования фаз (в ат. %):

превращение $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$

$$T_p^{Ti_3Al} = -1605 + 314[Al] - 14,05[Al]^2 + 0,2945[Al]^3 - 0,002423[Al]^4; \quad (5)$$

превращение L (расплав) $\rightarrow TiAl$

$$T_p^{TiAl} = 1364 + 7,906[Al] - 0,111[Al]^2. \quad (6)$$

С увеличением скорости охлаждения температуры начала превращений отклоняются от равновесных условий, причем, чем выше скорость охлаждения, тем сильнее.

С целью определения влияния скорости охлаждения на кинетику превращения в системе $Ti-Al$ проведен расчет неравновесных температур начала образования фаз с использованием интерполяционного многочлена:

$$T = A + B \ln(\tau) + C(\ln(\tau))^2 + D(\ln(\tau))^3 + E(\ln(\tau))^4 + K(\ln(\tau))^5. \quad (7)$$

Определение значения коэффициентов уравнения (7) осуществлялось на основе решения системы 6-ти линейных алгебраических уравнений, т. к. для нахождения однозначного решения количество переменных и количество уравнений должно совпадать.

В ходе решения предполагалось, что коэффициенты уравнения (7) зависят от содержания алюминия в выбранном интерметаллиде Ti_3Al .

Результаты расчета анизотермической диаграммы образования алюминидов титана Ti_3Al , содержащего 29 ат. % алюминия, приведены на рис. 4.

Анализ термокинетической диаграммы образования алюминидов титана Ti_3Al , содержащего 30 ат. % Al , показал, что в широком диапазоне скоростей охлаждения от 0,1 до 1000 $^{\circ}C/s$ температура начала образования интерметаллида Ti_3Al не меняется и составляет 1170 $^{\circ}C$. При более высоких скоростях охлаждения наблюдается снижение температуры начала образования интерметаллида. Так, при скоростях охлаждения 1000 и 3300 $^{\circ}C/s$ температура начала образования интерметаллида Ti_3Al снижается до 1130 и 1004 $^{\circ}C$. Время охлаждения

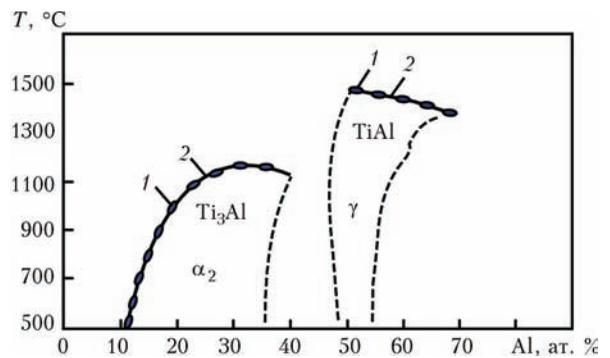


Рис. 3. Аппроксимация равновесных температур образования интерметаллидов Ti_3Al и $TiAl$ в системе $Ti-Al$: 1 — экспериментальные значения; 2 — расчетные значения

охлаждения при этом составляет 0,1 и 0,03 с соответственно.

Увеличение скорости охлаждения интерметаллида Ti_3Al (α_2) приводит к измельчению размеров зерна, образованию закалочных структур и изменению структуры с полностью ламелярной на игольчатую (по типу Видманштеттовой).

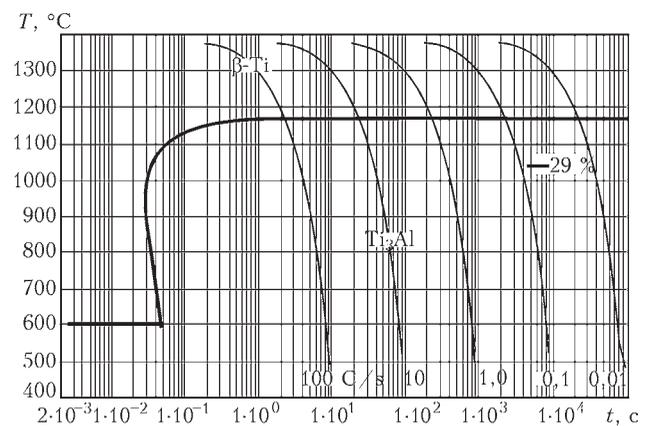


Рис. 4. Расчетная термокинетическая диаграмма образования алюминидов титана Ti_3Al , содержащего 29 ат. % Al

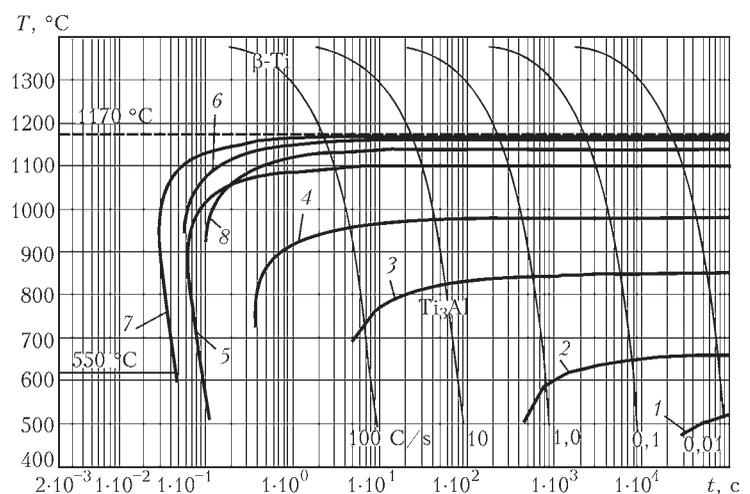


Рис. 5. Влияние содержания алюминия на температуру начала превращения алюминидов титана Ti_3Al : 1 — 10; 2 — 12; 3 — 15; 4 — 20; 5 — 23; 6 — 25; 7 — 29; 8 — 40 ат. % алюминия

Влияние увеличения содержания алюминия с 10 до 40 ат. % на температуру начала образования фаз в системе Ti–Al представлено на рис. 5.

Анализ расчетной диаграммы образования Ti_3Al в системе Ti–Al показал (рис. 5), что с увеличением содержания алюминия в интерметаллиде Ti_3Al от 10 до 29 ат. % температура начала превращения $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$ 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 результаты, приведенные в работе, справедливы только для интерметаллида Ti_3Al , содержание алюминия в котором не превышает 40 ат. %. Полученные результаты носят расчетный характер и поэтому требуют прямой экспериментальной проверки на комплексе имитации термомеханического состояния материала при нагреве и охлаждении Gleeble 3800.

Выводы

1. Разработана методика, с помощью которой построена термокинетическая диаграмма образования алюминидов титана Ti_3Al .

2. Предложены уравнения регрессии для определения температур начала фазовых превращений на диаграмме состояния системы Ti–Al.

3. Определено влияние содержания алюминия в интерметаллиде Ti_3Al на температуру начала образования интерметаллида.

4. 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 с 29 до 40 ат. % приводит к незначительному снижению начальной температуры превращения до 1140 °C.

5. Представляется необходимым для дальнейшего уточнения расчетной модели образования алюминидов титана в системе Ti–Al проведение прямых экспериментальных измерений.

Список литературы

1. Ильин А. А., Копачев Б. А., Поповкин И. С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.
2. Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. (2005) Phase stability and interdiffusivity of the L 10-based ordered phases in Al-rich portion of the Ti–Al binary system. *Intermetallics*, **13**, 784–791.

3. Sahu P. (2006) Lattice imperfections in intermetallic Ti–Al alloys: an X-ray diffraction study of the microstructure by the Rietveld method. *Ibid.*, **14**, 180–188.
4. Лякишева Н. П. (ред.) (1996–2000) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Москва, Машиностроение.
5. Zhang L. C., Palm M., Stein F., Sauthoff G. (2001) Formation of lamellar microstructures in Al-rich TiAl alloys between 900 and 1100 °C. *Intermetallics*, **9**, 229–238.
6. Барабаш О. М., Коваль Ю. Н. (1986) *Кристаллическая структура металлов и сплавов*. Киев, Наукова думка.
7. Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. (2002) Metastable region of Al_3Ti_3 single-phase in time-temperature transformation (TTT) diagram of Ti–6,5 at. % Al single crystal. *Intermetallics*, **10**, 771–781.
8. Банных О. А., Будберг П. Б., Алисова С. П. и др. (1986) *Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа*. Металлургия.
9. Han X. Q., Fu M. J. (2016) The Superplastic Properties and Microstructures Evolution of High Nb Ti_3Al Based Alloy. *Materials Science Forum*, **838–839**, pp. 568–573.
10. Saunders N., Miodownik A. P. (1998) A Comprehensive Guide. Cahn R. W. (ed.). *CALPHAD — Calculation of Phase Diagrams*. Pergamon Materials Series vol. 1. Oxford, Elsevier Science.
11. Fan Z., Tsakirooulos P., Miodownik A. P. (1994) A generalized law of mixtures. *J. Materials Science*, vol. 29, **1**, 141–150.
12. Fan Z. (1996) A microstructural approach to the effective transport properties of multiphase composites. *Philosophical Magazine A*, **73(6)**, 1663–1684.
13. Saunders N., Beech J., Jones H. (eds.) (1997) *Solidification Processing*. Sheffield, University of Sheffield.
14. Boutwell B. A., Thompson R. G., Saunders N. et al. (1996) *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*. Loria E. A. (ed.). TMS, Warrendale, PA.
15. Akhonin S. V., Belous V. Yu., Muzhychenko A. F. (2009) Narrow-gap TIG welding of titanium alloys with electromagnetic redistribution of thermal energy of the arc. *Proc. of the Fourth Int. conf. on Laser technologies in welding and materials, Katsiveli, Crimea, Ukraine, May 26–29, 2009*, pp. 11–13.
16. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Мужиченко А. Ф., Селин П. В. (2013) Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке TIG. *Автоматическая сварка*, **3**, 26–29.
17. Saunders N., Li X., Miodownik A. P., Schille J.-Ph. (2003) *Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*. Stefanescu D., Warren J. A., Jolly M. R., Krane M. J. M. (eds.), vol. X, TMS, Warrendale, PA.
18. Saunders N., Li X., Miodownik A. P., Schille J.-Ph. (2003) *Proceedings of the Conference Liquid Metal Processing 2003, Nancy, France, September 21–24*.
19. Григоренко Г. М., Костин В. А. (2013) Построение диаграмм АРА на основе регрессионной модели структурных превращений в сварных швах высокопрочных низколегированных сталей. *Современная электрометаллургия*, **1**, 33–39.

References

1. Ilin A. A., Kopachev B. A., Popovkin I. S. (2009) *Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoystva. Spravochnik*. Moskva, VILS-MATI. [in Russian].
2. Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. (2005) Phase stability and interdiffusivity of the L 10-based ordered phases in

- Al-rich portion of the Ti–Al binary system. *Intermetallics*, **13**, 784–791.
3. Sahu P. (2006) Lattice imperfections in intermetallic Ti–Al alloys: an X-ray diffraction study of the microstructure by the Rietveld method. *Ibid.*, **14**, 180–188.
 4. Lyakisheva N. P. (red.) (1996–2000) *Diagrammy sostoyaniya dvoynnykh metallicheskih sistem*. Moskva, Mashinostroyeniye. [in Russian].
 5. Zhang L. C., Palm M., Stein F., Sauthoff G. (2001) Formation of lamellar microstructures in Al-rich TiAl alloys between 900 and 1100 °C. *Intermetallics*, **9**, 229–238.
 6. Barabash O. M., Koval Yu. N. (1986) *Kristallicheskaya struktura metallov i splavov*. Kiev, Naukova dumka. [in Russian].
 7. Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. (2002) Meta-stable region of Al_3Ti_3 single-phase in time-temperature transformation (TTT) diagram of Ti–62,5 at. % Al single crystal. *Intermetallics*, **10**, 771–781.
 8. Bannyih O. A., Budberg P. B., Alisova S. P. i dr. (1986) *Diagrammy i sostoyaniya dvoynnykh i mnogokomponentnykh sistem na osnove zheleza*. Metallurgiya. [in Russian].
 9. Han X. Q., Fu M. J. (2016) The Superplastic Properties and Microstructures Evolution of High Nb Ti_3Al Based Alloy. *Materials Science Forum*, **838–839**, pp. 568–573.
 10. Saunders N., Miodownik A. P. (1998) *A Comprehensive Guide*. Cahn R. W. (ed.). *CALPHAD — Calculation of Phase Diagrams*. Pergamon Materials Series vol. 1. Oxford, Elsevier Science.
 11. Fan Z., Tsakiroopoulos P., Miodownik A. P. (1994) A generalized law of mixtures. *J. Materials Science*, vol. 29, **1**, 141–150.
 12. Fan Z. (1996) A microstructural approach to the effective transport properties of multiphase composites. *Philosophical Magazine A*, **73(6)**, 1663–1684.
 13. Saunders N., Beech J., Jones H. (eds.) (1997) *Solidification Processing*. Sheffield, University of Sheffield.
 14. Boutwell B. A., Thompson R. G., Saunders N. et al. (1996) *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*. Loria E. A. (ed.). TMS, Warrendale, PA.
 15. Akhonin S. V., Belous V. Yu., Muzhychenko A. F. (2009) Calculation of sizes of the weld and HAZ in welding of titanium with a scanning concentrated heasourc. *Proc. of the Fourth Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Materials, Katsiveli, Crimea, Ukraine, May 26–29, 2009*, pp. 11–13.
 16. Akhonin S. V., Belous V. Yu., Muzhichenko A. F., Selin R. V. (2013) Mathematical modelling of structural transformations in HAZ of titanium alloy VT23 during TIG welding. *The Paton Welding Journal*, **3**, 24–27. [in Russian].
 17. Saunders N., Li. X., Miodownik A. P., Schille J.-Ph. (2003) *Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*. Stefanescu D., Warren J. A., Jolly M. R., Krane M. J. M. (eds.), vol. X, TMS, Warrendale, PA.
 18. Saunders N., Li. X., Miodownik A. P., Schille J.-Ph. (2003) *Proceedings of the Conference Liquid Metal Processing 2003, Nancy, France, September 21–24*.
 19. Grigorenko G. M., Kostin V. A. (2013) Prediction of temperatures of phase transformations in high-strength low-alloy steels. *Sovremennaya elektrometallurgiya*, **1**, 33–39. [in Russian].

ПОБУДОВА РОЗРАХУНКОВИХ ТЕРМОКІНЕТИЧНИХ ДІАГРАМ АНІЗОТЕРМІЧНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДІВ

V. A. Kostin, G. M. Grigorenko, S. G. Grigorenko

Інститут електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Алюмініди та сплави на їх основі є перспективними високоміцними, жаро- та окислостійкими матеріалами, затребуваними в обладнанні і вузлах відповідального призначення, зокрема суднобудуванні, авіаційній і космічній техніці. Основним методом отримання необхідного комплексу механічних властивостей інтерметалідних сплавів є їх термомеханічна обробка, параметри якої можуть бути отримані на основі побудови термокінетичних діаграм анізотермічних перетворень інтерметалідних сплавів системи Ti–Al. Отримання експериментальних термокінетичних діаграм інтерметалідних сплавів досить складне. Мета роботи полягала в побудові розрахункової термокінетичної діаграми анізотермічних перетворень інтерметалідного титанового сплаву на основі алюмініду титану. Розрахункова методика заснована на використанні теорії багатокомпонентних сплавів і термодинамічного моделювання на основі методології CALPHAD. Для вирішення задачі прогнозування температур фазових перетворень в інтерметалідах системи Ti–Al було використано метод регресійного аналізу. Розроблено методику за допомогою якої побудована термокінетична діаграма утворення алюмініду титану Ti_3Al . Запропоновано рівняння регресії для визначення температур початку фазових перетворень на діаграмі стану системи Ti–Al. Визначено вплив вмісту алюмінію в інтерметаліді Ti_3Al на температуру початку утворення інтерметаліду. Показано, що зі збільшенням вмісту алюмінію в інтерметалідах Ti_3Al від 10 до 29 ат. % температура початку перетворення $\beta-Ti \rightarrow Ti_3Al$ підвищується з 520 до 1170 °C. Подальше підвищення вмісту алюмінію в інтерметаліді з 29 до 40 ат. % призводить до незначного зниження початкової температури перетворення до 1140 °C. Розроблена методика може бути використана для моделювання термокінетичних діаграм анізотермічних перетворень в складних титанових сплавах. Бібліогр. 19, табл. 1, іл. 5.

Ключові слова: титанові сплави; інтерметаліди; алюмініди титану; фазові перетворення; Gleeble 3800; регресійний аналіз

PLOTTING OF CALCULATION THERMOKINETIC DIAGRAMS OF ANIZOTHERMAL TRANSFORMATIONS OF TITANIUM ALLOYS ON ALUMINIDES BASE

V.A. Kostin, G.M. Grigorenko, S.G. Grigorenko

E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU.

11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

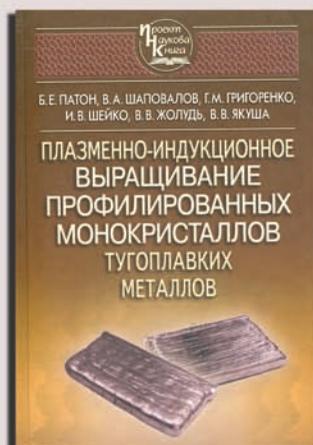
Aluminides and alloys on their base are the promising high-strength and scale-resistant materials, demanded for critical equipment and components, in particular in shipbuilding, aerospace industry. The main method of producing the required complex of mechanical properties of intermetallic alloys is their thermomechanical treatment, the parameters of which can be obtained on the base of plotting the thermokinetic diagrams of anisothermal transformations of intermetallic alloys of Ti–Al system. The obtaining of experimental thermokinetic diagrams of intermetallic alloys is quite difficult. The aim of the present work was in plotting of a calculation thermokinetic diagram of anisothermal transformations of intermetallic titanium alloy on the titanium aluminide base. The calculation method was based on using the theory of multi-component alloys and thermodynamic modeling using the CALPHAD methodology. To solve the problem of prediction of temperatures of phase transformations in intermetallics of Ti–Al system, the method of a regression analysis was used. The procedure was developed, with the help of which the thermokinetic diagram of formation of titanium aluminide Ti_3Al was plotted. The equations of regression for determination of temperatures of beginning the phase transformations on the diagram of state of the Ti–Al system were suggested. The effect of aluminium content in intermetallics Ti_3Al on the temperature of beginning the intermetallic formation was determined. It is shown that with increase in aluminium content in intermetallic Ti_3Al from 10 up to 29 at.% the temperature of beginning the β -Ti→ Ti_3Al transformation is increased from 520 up to 1170 °C. The further increase in aluminium content in intermetallic from 29 up to 40 at.% leads to a negligible reduction in initial temperature of transformation to 1140 °C. The developed method can be used for the modeling of thermokinetic diagrams of anisothermal transformations in complex titanium alloys, Ref. 19, Table 1, Figures 5.

Key words: titanium alloys; intermetallics; titanium aluminides; phase transformations; Gleeble 3800; regression analysis

Поступила 13.04.2017

ПОЗДРАВЛЯЕМ

сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Б. Е. Патона, В. А. Шаповалова, Г. М. Григоренко, И. В. Шейко,
В. В. Якушу и сотрудника Института металлофизики
им. Г. В. Курдюмова НАНУ В. В. Жолудя



с победой в конкурсе на лучшее книжное издание НАН Украины в номинации «Монографические издания. Физико-математическое и техническое направление» за подготовку книги «Плазменно-индукционное выращивание профилированных монокристаллов тугоплавких металлов».

В монографии рассмотрены научные и прикладные аспекты выращивания монокристаллов тугоплавких металлов с применением плазменного и индукционного источников нагрева. Приведены наиболее распространенные методы их получения и установки для выращивания. Показаны преимущества комбинированного плазменно-индукционного нагрева в технике выращивания крупных профилированных монокристаллов тугоплавких металлов, в частности вольфрама и молибдена.

Для научных и инженерно-технических работников, специализирующихся в области физики металлов, металлургии и исследования тугоплавких металлов, а также аспирантов и студентов высшей школы соответствующих специальностей.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала