

ВЫБОР ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА

А.О. Деменок, А.А. Ганеев, О.Б. Деменок, Б.А. Кулаков

Выполнено исследование тройных диаграмм состояния системы Ti–Al–Элемент для синтеза интерметаллидных сплавов на их основе. Определены наиболее перспективные легирующие элементы для создания интерметаллидного сплава. Получены области варьирования легирующих элементов для сплавов с необходимым фазовым составом.

Ключевые слова: титан, алюминий, диаграмма состояния, фазовый состав, интерметаллид, алюминид титана, синтез сплавов.

С развитием авиационного двигателестроения от поколения к поколению усложняется конструкция двигателей, увеличиваются рабочие температуры, уменьшается вес самого двигателя за счет применения более конструктивных материалов.

Наиболее ответственной частью газотурбинного двигателя (ГТД) являются лопатки, которые работают в условиях воздействия статического и динамического газового потоков. Напряжения изгиба, возникающие под действием газового потока, достигают 200 МПа. При этом возможны температурные перепады типа тепловых ударов до 600–700 °С [1].

На данный момент в России для изготовления лопаток турбин низкого давления (ТНД) и компрессора высокого давления (КВД) используются жаропрочные никелевые сплавы, поскольку они обладают наилучшими механическими свойствами, широким диапазоном рабочих температур (до 1050 °С), высокими эрозийными и коррозионными свойствами. Но они имеют низкую удельную жаропрочность из-за высокой плотности. Применение данных сплавов при рабочих температурах ниже 900 °С не увеличивает ресурс лопаток, но приводит к значительному увеличению веса авиадвигателя.

В процессе литературного обзора показано, что для двигателей нового поколения более перспективными материалами являются интерметаллидные сплавы системы Ti–Al. Они обладают высокой удельной жаропрочностью, стойкостью к окислению, высоким модулем упругости и малой плотностью.

По удельной прочности γ -TiAl сплавы в интервале температур 600–850 °С превосходят (в зависимости от структурного состояния) все традиционные конструкционные материалы. Предполагается, что γ -TiAl сплавы частично заменят жаропрочные никелевые сплавы в ГТД, что позволит качественно увеличить соотношение «тяга–вес» летательного устройства [2]. Применению этих материалов мешает недостаточная пластичность и вязкость. Улучшение пластичности может быть обеспечено за счет микро- и макролегирования, а

также за счет получения определенной структуры сплава и оптимизации химического состава.

В настоящее время в России отсутствуют сплавы этого класса. Поэтому конечной целью работы является синтез нового интерметаллидного сплава системы Ti–Al для лопаток ГТД.

Однако разработка новых жаропрочных сплавов является сложной задачей из-за многокомпонентной и высокой степени их легирования. Использование новой методики синтеза интерметаллидных сплавов позволит существенно сократить трудовые, временные и экономические затраты. Обычно выбор легирующих элементов проводится путем проведения многочисленных экспериментов, достигающих порядка 1000. Применение же математического аппарата сопряжено с трудностями получения адекватных уравнений из-за многофазной структуры сплавов.

В соответствии с разработанной методикой синтеза сплавов на первом этапе проводится выбор легирующих элементов с использованием физико-химического анализа, что позволяет исключить неэффективные и вредные элементы для жаропрочных сплавов. Для выбора легирующих элементов интерметаллидных сплавов предлагается использовать тройные диаграммы состояния системы Ti–Al–Элемент (Э).

Анализ литературного обзора показал, что наиболее устойчивыми интерметаллидными фазами, повышающими физико-механические свойства алюминидов титана, являются γ -TiAl, α_2 -Ti₃Al и γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al. Дополнительное увеличение пластичности этих сплавов при комнатной температуре достигается при получении сплавов с определенной структурой. Так, мелкодисперсная двухфазная дуплексная структура сплавов обладает наилучшей пластичностью, но при этом снижается другая не менее важная характеристика – вязкость сплава. Оптимальным вариантом является получение сплавов с полностью lamellarной двухфазной (γ/α_2) структурой с определенным количеством γ - и α_2 -фаз в сплаве [2].

Данные области рассматриваются в дальнейшем на тройных диаграммах, например, диаграм-

ма состояния Ti–Al–Nb [9, 10] при температуре 1000 °C (рис. 1), и диаграмма состояния Ti–Al–Cr [4] при температуре 1000 °C (рис. 2).

Диаграммы состояния представляют собой треугольник, на двух сторонах которого размечено процентное содержание алюминия и титана, а на третьей стороне – легирующего элемента. Области необходимых фаз отделены друг от друга

линиями, по которым определяется максимальное и минимальное содержание каждого элемента в системе.

На диаграмме выделены области образования фаз: фаза Ti_3Al образуется при процентном атомном содержании Nb – 0–15 %, Ti – 68–80 %, Al – 20–40 %; фаза $TiAl$ образуется при процентном атомном содержании Nb – 0–28 %, Ti – 15–53 %,

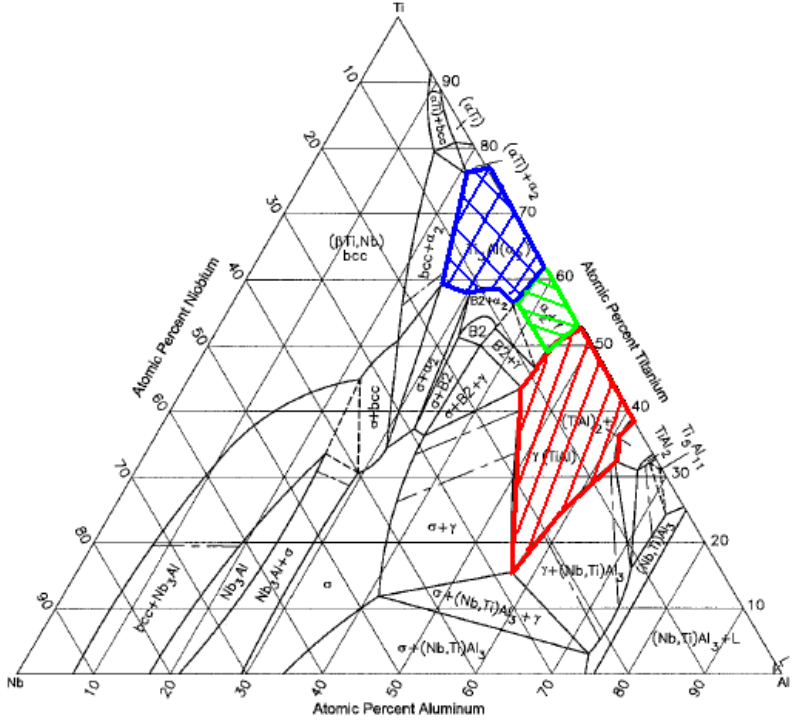


Рис. 1. Диаграмма вида Ti–Al–Э на примере Nb, изотермический разрез при 1000 °C

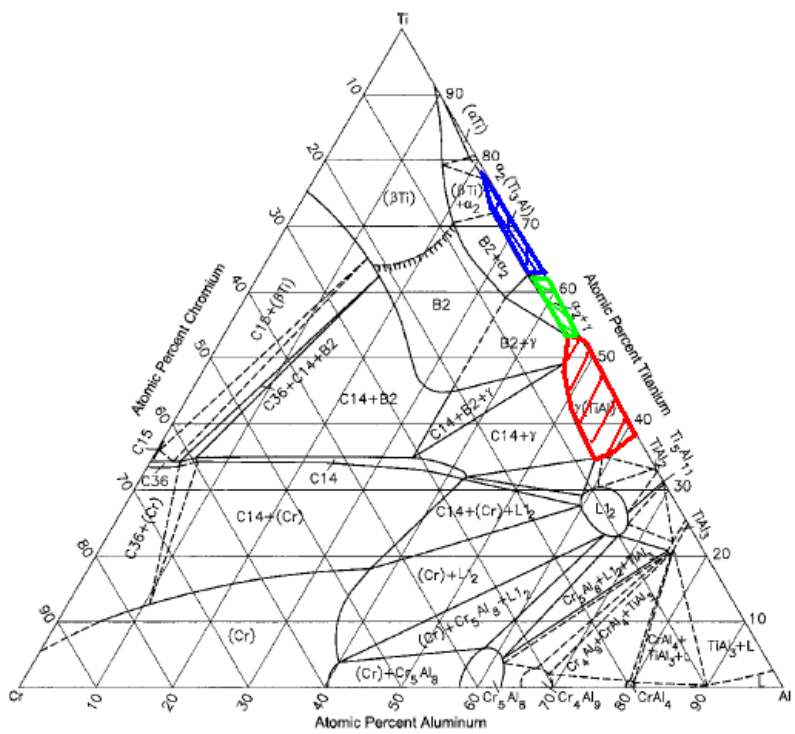


Рис. 2. Диаграмма вида Ti–Al–Э на примере Cr, изотермический разрез при 1000 °C

Al – 42–60 %; фаза $Ti_3Al + TiAl$ образуется при процентном атомном содержании Nb – 0–9 %, Ti – 48–60 %, Al – 38–45 %.

На диаграмме выделены области образования фаз: фаза Ti_3Al образуется при процентном атомном содержании Cr – 0–2 %, Ti – 62–77 %, Al – 22–38 %; фаза $TiAl$ образуется при процентном атомном содержании Cr – 0–8 %, Ti – 44–54 %, Al – 45–62 %; фаза $Ti_3Al + TiAl$ образуется при процентном атомном содержании Cr – 0–2 %, Ti – 53–62 %, Al – 36–47 %.

По такой же методике проанализированы диаграммы состояния системы $TiAl-\Xi$ с другими легирующими элементами. Установлено, что наибольший интерес представляют тройные диаграммы: $TiAl-Co$ [3], $TiAl-Cr$ [4], $TiAl-Cu$ [5], $TiAl-Mn$ [6], $TiAl-Mo$ [7], $TiAl-N$ [8], $TiAl-Nb$ [9, 10], $TiAl-Nd$ [11], $TiAl-Ni$ [12], $TiAl-Si$ [13], $TiAl-Ta$ [14], $TiAl-V$ [15], $TiAl-Y$ [16]. Из рассмотрения этих диаграмм выявлены области с необходимыми фазами – $\gamma-TiAl$, α_2-Ti_3Al и $\gamma-TiAl + \alpha_2-Ti_3Al$ (отмечены жирными линиями) – и процентное содержание каждого элемента в данной

области. Составлена таблица по полученным данным (табл. 1).

При анализе срезов диаграмм состояния при различных температурах определили, что область необходимых фаз при различных легирующих элементах может увеличиваться с уменьшением температуры, а может уменьшаться. На примере диаграмм $Ti-Al-Nb$ при температурах 1200, 1100, 1000 и 800 °C (рис. 3–6) область фазы $TiAl$ увеличивается. При 1100 °C начинают образовываться фазы Ti_3Al и $TiAl + Ti_3Al$, и при дальнейшем снижении температуры области остаются стабильными.

На примере диаграммы состояния $Ti-Al-Cr$ видно обратную реакцию на понижение температуры. На изотермических разрезах при 1200, 1000, 800 °C (рис. 7–9) области фаз сужаются, из чего можно сделать предположение, что с данным легирующим элементом будет трудно обеспечить необходимый фазовый состав сплава, но возможно его использование в качестве балласта.

Исследовав данным образом диаграммы состояния выделенных на первом этапе легирующих

Таблица 1

Содержание легирующих элементов в интерметаллидных фазах

№ п/п	Легирующий элемент	Плотность, г/см ³	Содержание легирующего элемента, %	Содержание Ti, %	Содержание Al, %	Фазовый состав области
1	Y	4,48	0–1,5	39–60	40–61	$TiAl$
2	Si	2,33	40–62	30–50	9–62	$TiAl + Ti_3Si_3$
3	Ni	8,9	0–20	35–52	46–58	$TiAl + Al_3NiTi_2$
			0–27	36–73	33–46	$Ti_3Al + Al_3NiTi_2$
			0–20	35–63	37–49	$TiAl + Ti_3Al + Al_3NiTi_2$
4	Cr	7,19	0–8	44–54	45–62	$TiAl$
			0–2	62–77	22–38	Ti_3Al
			0–2	53–62	36–47	$TiAl + Ti_3Al$
5	N	1,25	0–22	39–52	30–60	$TiAl + Ti_2AlN$
			0–20	60–76	20–38	$Ti_3Al + Ti_3AlN$
			0–20	52–62	20–48	$TiAl + Ti_3Al + Ti_3AlN$
6	Mo	10,2	0–2	42–52	48–58	$TiAl$
7	Nb	8,57	0–28	15–53	42–60	$TiAl$
			0–15	58–80	20–40	Ti_3Al
			0–9	48–60	38–45	$TiAl + Ti_3Al$
8	Cu	8,96	0–20	35–53	38–57	$TiAl + TiCuAl$
			0–30	40–72	28–39	$Ti_3Al + TiCuAl$
			0–21	40–63	36–47	$TiAl + Ti_3Al + TiCuAl$
9	Ta	16,6	0–15	22–52	48–62	$TiAl$
			0–9	52–73	27–39	Ti_3Al
			0–9	46–61	39–48	$TiAl + Ti_3Al$
10	Co	8,9	0–22	30–52	38–60	$TiAl + CoAl_2Ti$
			0–25	42–70	30–38	$Ti_3Al + CoAl_2Ti$
11	Mn	7,21	0–9	10–45	45–75	$TiAl$
			0–2	61–64	35–39	Ti_3Al
			0–3	50–62	38–48	$TiAl + Ti_3Al$
12	V	6,11	0–22	15–50	48–62	$TiAl$
			0–16	49–78	22–37	Ti_3Al
			0–8	49–63	37–48	$TiAl + Ti_3Al$

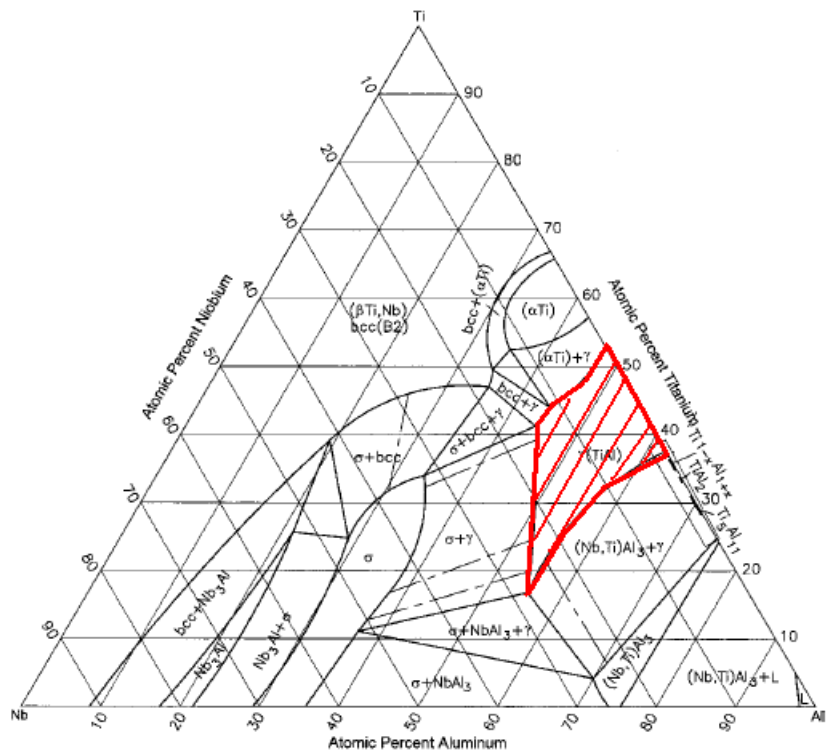


Рис. 3. Диаграмма состояния Ti–Al–Nb, изотермический разрез при 1200 °С

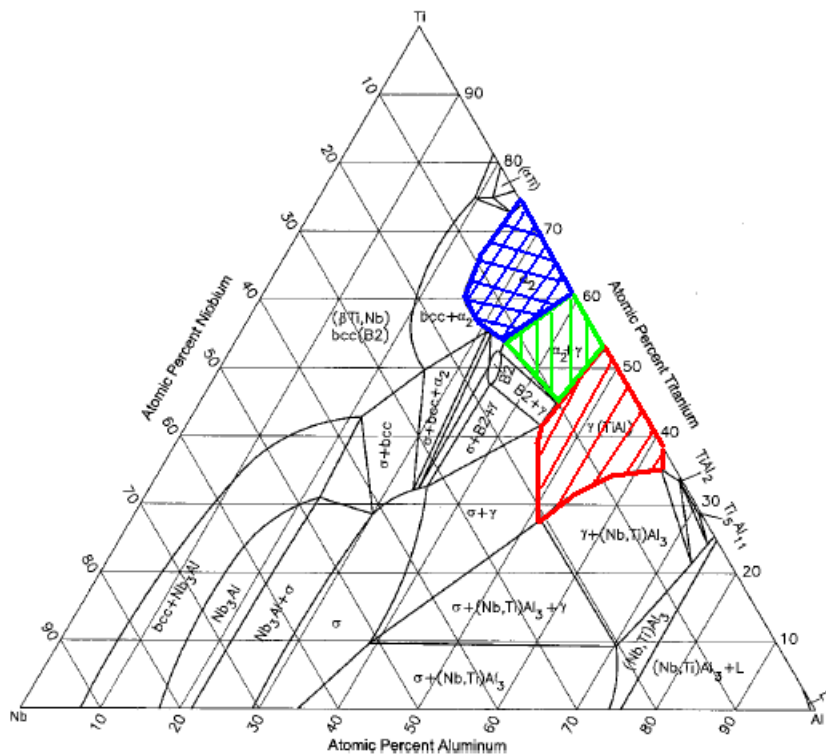


Рис. 4. Диаграмма состояния Ti–Al–Nb, изотермический разрез при 1100 °С

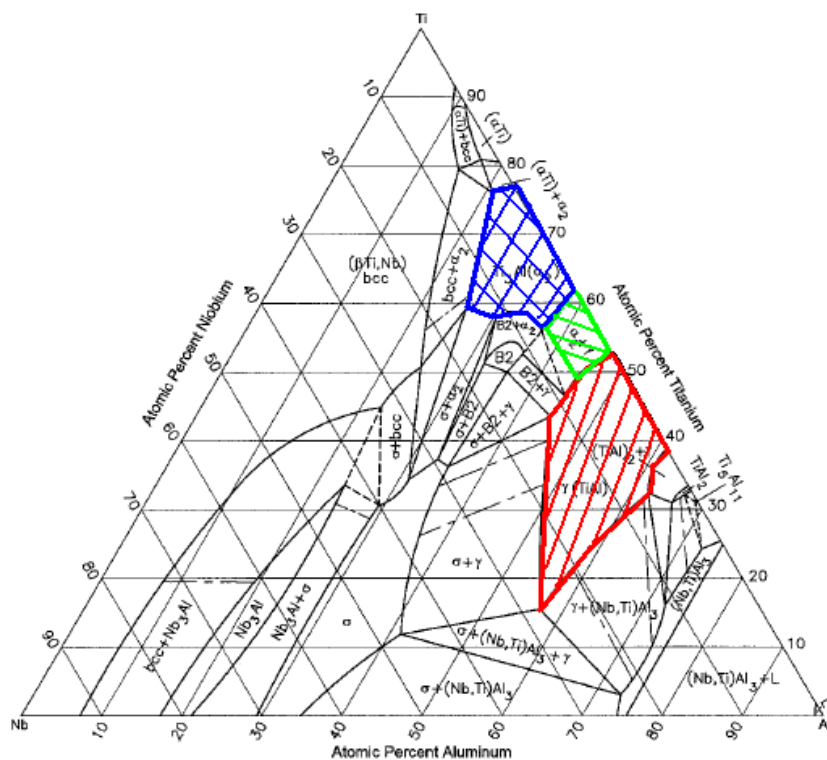


Рис. 5. Диаграмма состояния Ti–Al–Nb, изотермический разрез при 1000 °С

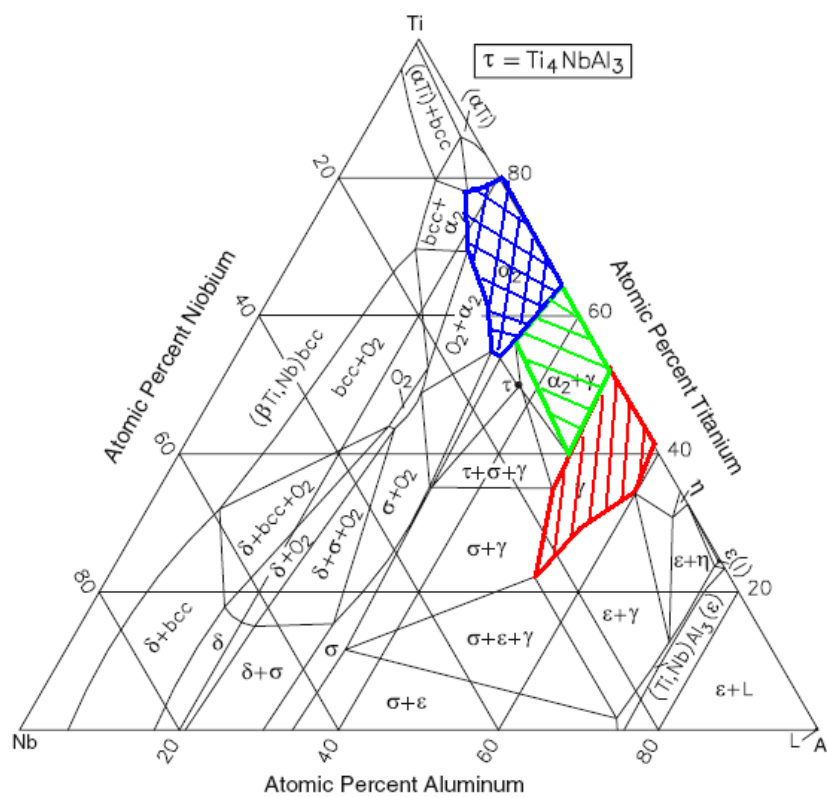


Рис. 6. Диаграмма состояния Ti–Al–Nb, изотермический разрез при 800 °С

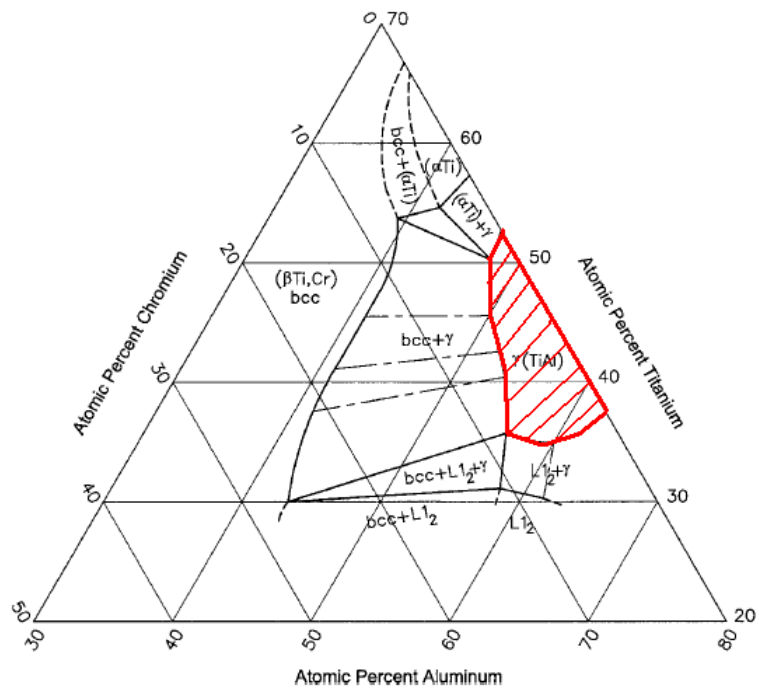


Рис. 7. Диаграмма состояния Ti–Al–Cr, изотермический разрез при 1200 °С

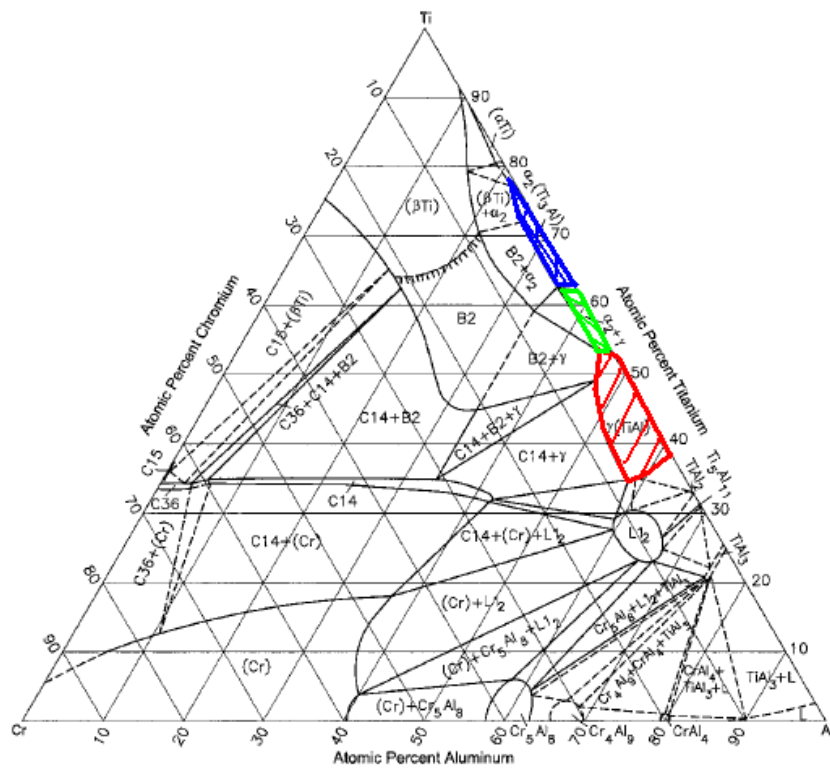


Рис. 8. Диаграмма состояния Ti–Al–Cr, изотермический разрез при 1000 °С

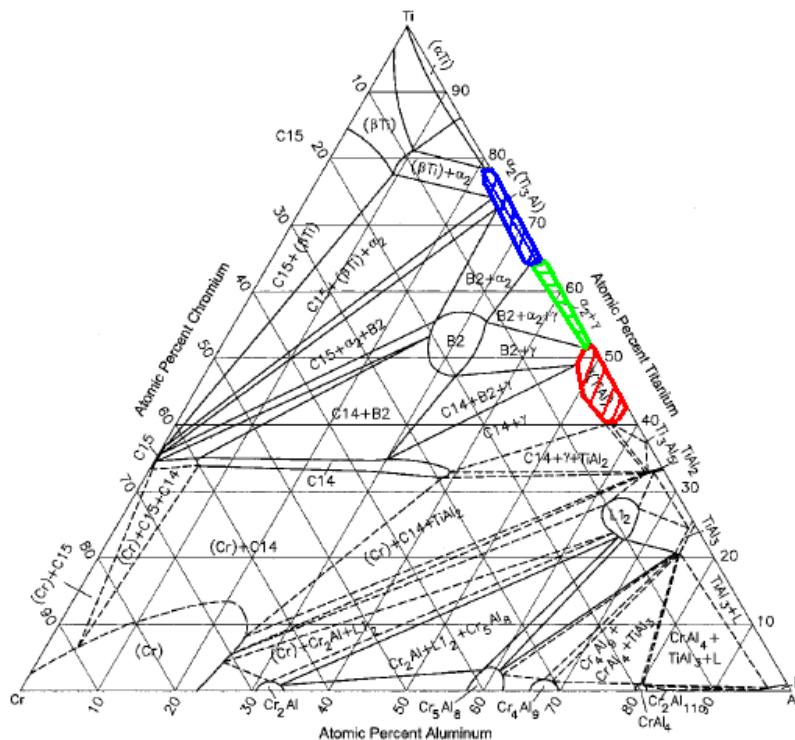


Рис. 9. Диаграмма состояния Ti–Al–Cr, изотермический разрез при 800 °С

Реакции областей необходимых фаз при различных легирующих элементах на понижение температуры

Таблица 2

Легирующий элемент	Y	Si	Ni	Cr	N	Mo	Nb	Cu	Ta	Co	Mn	V
Уменьшение (-) / увеличение(+) фазовых областей	-	-	+	-	-	-	+	+	+	+	+	+

элементов, составили таблицу реакции областей фаз на понижение температуры (табл. 2)

Выводы

1. По результатам обзора установлено, что наиболее перспективными материалами для лопаток ГТД являются интерметаллиды на основе системы Ti–Al.

2. Проведен анализ условий работы лопаток ГТД, из которого были сформулированы требования к материалам лопаток.

3. Современные методы разработки сплавов требуют больших временных и экономических ресурсов. Поэтому в данной работе мы используем метод физико-химического анализа.

4. Данный метод синтеза сплавов позволяет в среднем в 4–5 раз сократить сроки создания новых многокомпонентных интерметаллидных сплавов, снизить в 20–30 раз трудозатраты, сэкономить в 10–20 раз дефицитные дорогостоящие материалы по сравнению с эмпирическими методами.

5. На основе анализа диаграмм состояния систем Ti–Al–Э в работе выбраны основные легирующие элементы и области их варьирования для интерметаллидных сплавов.

6. Проанализировав тройные диаграммы по температурным срезам, определили легирующие

элементы, при которых происходит сужение и расширение фазовых областей. На основе этого выявили наиболее перспективные легирующие элементы: Ni, Nb, Cu, Ta, Co, Mn, V.

Литература

- Иноземцев, А.А. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок: в 5 т. / А.А. Иноземцев, М.А. Нухамкин, В.Л. Сандрацкий. – М.: Машиностроение, 2008. – Т. 2. – 366 с. – (Газотурбинные двигатели).
- In Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics» / F. Appel, M. Öhring, J.D.H. Paul, U. Lorenz; eds. K.J. Hemker et al. // the Minerals, Metals & Mater Soc. – 2001. – P. 63–72.
- Raghavan, V. Al-Co-Ti (Aluminum – Cobalt – Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilib. Diffus. – 2005. – Vol. 26, no. 2. – P. 175–177.
- Raghavan, V. Al-Cr-Ti (Aluminum – Chromium – Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilib. Diffus. – 2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 349–356.
- Raghavan, V. Al-Cu-Ti (Aluminum – Copper – Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilib. Diffus. – 2006. – Vol. 27, no. 2. – P. 156–157.
- Raghavan, V. Al-Mn-Ti (Aluminum – Mangan-

nese – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2005. – Vol. 26, no. 3. – P. 256–261.

7. Raghavan, V. Al-Mo-Ti (Aluminum – Molybdenum – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 357–359.

8. Raghavan, V. Al-N-Ti (Aluminum – Nitrogen – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2006. – Vol. 27, no. 2. – P. 159–162.

9. Raghavan, V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 360–368.

10. Raghavan, V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2010. – Vol. 31, no. 1. – P. 47–52.

11. Raghavan, V. Al-Nd-Ti (Aluminum – Neodymium – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2008. – Vol. 29, no. 2. – P. 186–187.

12. Raghavan, V. Al-Ni-Ti (Aluminum – Nickel – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2010. – Vol. 31, no. 1. – P. 55–56.

13. Raghavan, V. Al-Si-Ti (Aluminum – Silicon – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2009. – Vol. 30, no. 1. – P. 82–83.

14. Raghavan, V. Al-Ta-Ti (Aluminum – Tantalum – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2005. – Vol. 26, no. 6. – P. 629–634.

15. Raghavan, V. Al-Ti-V (Aluminum – Titanium – Vanadium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2005. – Vol. 26, no. 3. – P. 276–279.

16. Raghavan, V. Al-Ti-Y (Aluminum – Titanium – Yttrium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilb. Diffus.* – 2005. – Vol. 26, no. 2. – P. 191.

Деменок Анна Олеговна, аспирант кафедры машин и технологии литейного производства, Уфимский государственный авиационный технический университет. 450000, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12/7. E-mail: nu5tochka@mail.ru.

Ганеев Альмир Амирович, доктор технических наук, профессор кафедры машин и технологии литейного производства, Уфимский государственный авиационный технический университет. 450000, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12/7.

Деменок Олег Борисович, кандидат технических наук, доцент кафедры машин и технологии литейного производства, Уфимский государственный авиационный технический университет. 450000, г. Уфа, ул. К. Маркса, 12/7.

Кулаков Борис Алексеевич, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой металлургии и литейного производства, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. Тел.: (351)2679096. E-mail: kul@lit.susu.ac.ru.

Bulletin of the South Ural State University
Series “Metallurgy”
2013, vol. 13, no. 1, pp. 95–102

THE CHOICE OF ALLOYING ELEMENTS FOR TITANIUM ALUMINIDE BASE ALLOYS

A.O. Demenok, A.A. Ganeev, O.B. Demenok, B.A. Kulakov

Ternary phase diagrams of the Ti–Al–Element systems are analyzed for the synthesis of TiAl-based intermetallic alloys. The most promising alloying elements for creating intermetallic alloys are determined. The ranges of varying of the alloy composition to obtain alloys with the necessary phase composition are defined.

Keywords: titanium, aluminium, phase diagram, phase composition, intermetallic, titanium aluminide, synthesis of alloys.

Demenok Anna Olegovna, post-graduate student of the Foundry Process and Machines Department, Ufa State Aviation Technical University. 12/7 K. Marx street, Ufa, Russia 450000. E-mail: nu5tochka@mail.ru.

Ganeev Al'mir Amirovich, doctor of engineering science, professor of the Foundry Process and Machines Department, Ufa State Aviation Technical University. 12/7 K. Marx street, Ufa, Russia 450000.

Demenok Oleg Borisovich, candidate of engineering science, associate professor of the Foundry Process and Machines Department, Ufa State Aviation Technical University. 12/7 K. Marx street, Ufa, Russia 450000.

Kulakov Boris Alekseevich, doctor of engineering science, professor, head of the Metallurgy and Foundry Department, South Ural State University. 76 Lenin avenue, Chelyabinsk, Russia 454080. Tel.: (351)2679096. E-mail: kul@lit.susu.ac.ru.

Поступила в редакцию 18 марта 2013 г.