

Температурная зависимость предела текучести сплавов на основе триалюминида титана с $L1_2$ -решеткой

Я. И. Евич, Ю. Н. Подрезов, М. В. Ремез,
Н. П. Коржова, Т. Н. Легкая*, В. Х. Мельник

* Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев

Представлены результаты исследования температурной зависимости механических свойств легированных однофазных и эвтектических сплавов на основе $L1_2$ -интерметаллида тройной системы Al—Ti—Cr. Показано, что в интервале температур 20—800 °С прочность сплавов с эвтектической структурой превышает прочность однофазных сплавов на основе этого интерметаллида. Оба класса материалов показывают хорошее сочетание жаропрочности и жаростойкости и могут быть использованы в качестве высокотемпературных материалов и покрытий.

Введение

Сплавы на основе интерметаллида Al_3Ti имеют низкую плотность, высокий модуль упругости и наивысшее среди интерметаллидов системы Al—Ti сопротивление окислению. Это делает материалы этого класса перспективными для промышленного применения. К сожалению, их использование на практике осложняется высокой хрупкостью и низкой трещиностойкостью. Для преодоления этого недостатка было предложено легированием Mn, Fe, Cr, Cu, Zn и другими элементами изменить тетрагональную решетку $D0_{22}$ триалюминида титана на более симметричную кубическую $L1_2$ [1, 2]. Это дает возможность существенно повысить прочность интерметаллида при сжатии. При этом прочность и пластичность при растяжении легированных сплавов остаются низкими. Для дальнейшего повышения механических свойств этого класса материалов было предложено использовать двухфазные сплавы на основе кубического $L1_2$ -интерметаллида, полученные в результате эвтектической кристаллизации [3—5]. Особенный интерес вызывают сплавы, легированные хромом. Они имеют наилучшее сопротивление окислению [6], минимальную твердость и удовлетворительную пластичность при испытаниях на сжатие [7]. Настоящая работа посвящена исследованию механических свойств и сопротивления высокотемпературному окислению сплавов на основе легированного хромом интерметаллида Al_3Ti с $L1_2$ -структурой (в дальнейшем $L1_2$ -интерметаллид).

Материалы и методика

Ранее [3] авторами на основании детального изучения фазовых равновесий в Al-углу тройной системы Al—Ti—Cr определены области существования однофазного $L1_2$ -интерметаллида и двухфазных сплавов,

© Я. И. Евич, Ю. Н. Подрезов, М. В. Ремез, Н. П. Коржова, Т. Н. Легкая,
В. Х. Мельник, 2009

образованных в результате эвтектической кристаллизации $L \rightleftharpoons L_1 + \beta$, где L_1 — интерметаллид $Al_3Ti_{1-x}Cr_x$; β — твердый раствор на основе хрома.

По предварительным данным механических испытаний, оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств имел сплав, расположенный в доэвтектической области. Этот ($L_1 + \beta$)-сплав и однофазный L_1 -сплав были выбраны в качестве базовых для дальнейшего усложнения системы легирования, которую разрабатывали с учетом влияния легирующих элементов на жаропрочность и жаростойкость [5].

Сплавы получали аргоно-дуговой плавкой в печи с вольфрамовым нерасходуемым электродом на медной подине в атмосфере аргона. Масса слитка составляла 30 г. Для получения гомогенных слитков сплавы переплавляли не менее 10 раз. При изготовлении сплавов использовали чистые шихтовые материалы. Для усреднения химического состава литые сплавы гомогенизировали в аргоне при температуре 1100 °С в течение 2 ч.

Микроструктуру образцов исследовали на световом микроскопе Neophot-32, образцы готовили по стандартной методике. Рентгенофазовый анализ проводили в монохроматическом CuK_α -излучении на дифрактометре ДРОН-УМ1. Монохроматором служил монокристалл графита, установленный на дифрагированном пучке. Съемку дифрактограмм осуществляли пошаговым сканированием в диапазоне углов $2\theta = 10\text{—}130^\circ$. Шаг сканирования составлял $0,05^\circ$, время экспозиции в точке — от 5 до 20 с. Во время съемки образец поворачивался вокруг нормали к поверхности образца.

Стойкость к окислению изучали при изотермических выдержках в печи сопротивления с периодическим взвешиванием образцов. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ определяли при испытаниях на сжатие образцов ($3 \times 3 \times 5 \text{ мм}^3$) со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} .

Химический состав изученных эвтектических (№ 1—3) и однофазных сплавов (№ 4—5) приведен в табл. 1. Для сравнения механического поведения был испытан также сплав на основе легированного интерметаллида $\gamma\text{-AlTi}$ — $Al_{48}Ti_{48}Nb_2Cr_2$ (№ 6). Типичные структуры сплавов представлены на рис. 1.

Поскольку одним из основных параметров, отвечающих за работоспособность данных сплавов при повышенных температурах, является жаропрочность, в работе исследовали температурную зависимость

Т а б л и ц а 1. Химический и фазовый составы сплавов на основе L_1 -интерметаллида и $\gamma\text{-AlTi}$

Номер сплава	Фазовый состав	Химический состав, % (ат.)									
		Al	Ti	Cr	Sc	Hf	Zr	Si	V	Mn	Nb
1*	$L_1 + \beta$	55,0	22,0	23,0	—	—	—	—	—	—	—
2	$L_1 + \beta$	54,9	21,3	23,0	0,1	—	0,2	0,5	—	—	—
3	$L_1 + \beta$	55,0	21,2	16,0	—	—	—	—	4,0	2,0	0,8
4*	L_1	63,0	26,0	11,0	—	—	—	—	—	—	—
5	L_1	63,0	25,5	11,0	0,1	0,2	0,2	—	—	—	—
6	$\gamma\text{-TiAl} + \alpha\text{-Ti}_3\text{Al}$	48,0	48,0	2,0	—	—	—	—	—	—	2,0

* Нелегированные сплавы базовых составов.

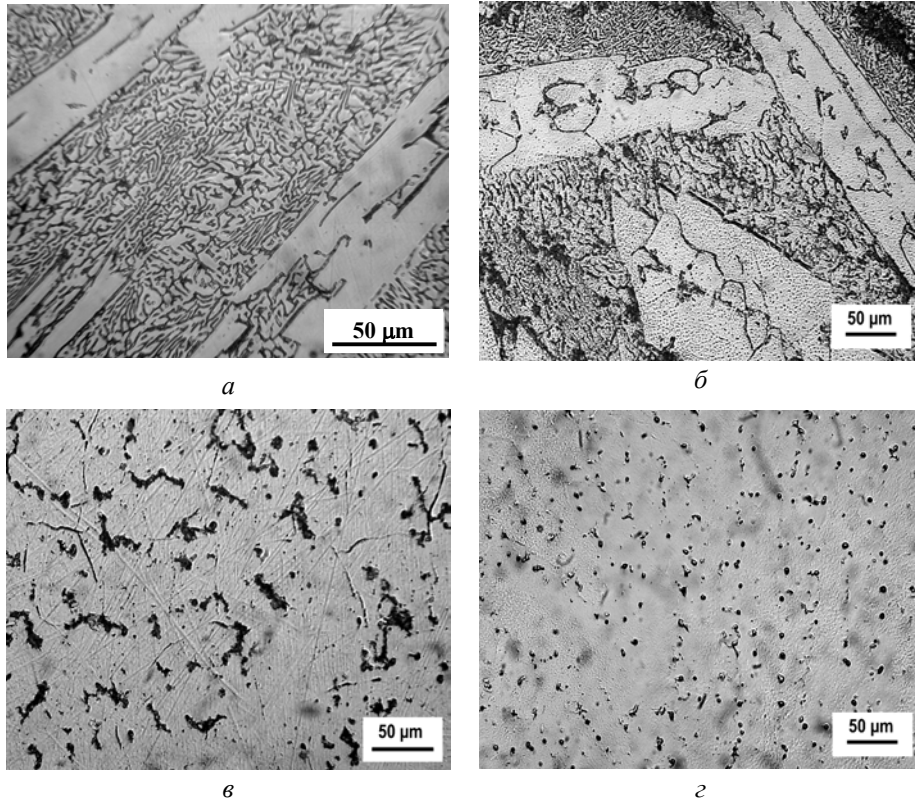
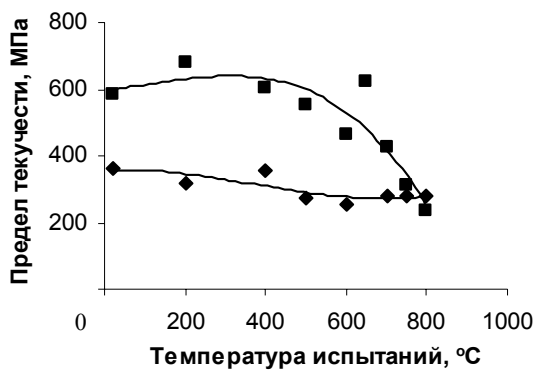


Рис. 1. Микроструктура эвтектического ($L_{12} + \beta$)-сплава (№ 1) (а, б) и однофазного L_{12} -интерметаллида (№ 4) (в, з) базовых составов (а, в) и после легирования комплексами элементов (б — сплав № 2, з — сплав № 5).

предела текучести базовых (№ 1 и 4) и легированных (№ 2, 3, 5) сплавов на их основе. Испытания на сжатие осуществляли в диапазоне температур 20—800 °С.

Температурная зависимость механических свойств базовых сплавов

Результаты исследования температурной зависимости предела текучести базовых сплавов при испытаниях на одноосное сжатие приведены на рис. 2. Как видно, двухфазный эвтектический ($L_{12} + \beta$)-сплав во всем исследованном интервале температур имеет значительно более высокий предел текучести, чем однофазный L_{12} -интерметаллид.



Характерный вид диаграмм нагружения сплава № 1 при разных температурах испытания на сжатие представлен на рис. 3. Наличие

Рис. 2. Температурная зависимость предела текучести сплавов тройной системы Al—Ti—Cr: ♦ — двухфазный эвтектический ($L_{12} + \beta$)-сплав (№ 1); ■ — однофазный L_{12} -интерметаллид (№ 4).

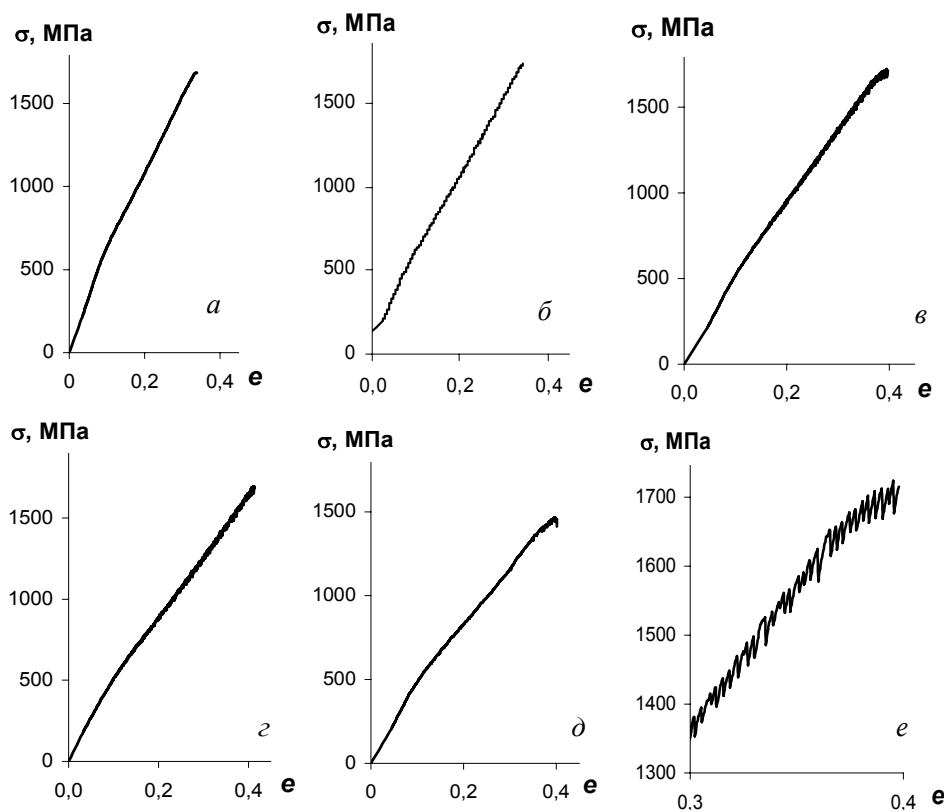


Рис. 3. Диаграммы нагружения в координатах напряжение σ — деформация e эвтектического сплава № 1 при различных температурах испытания ($^{\circ}\text{C}$): 20 (а), 200 (б), 300 (в), 400 (г), 600 (д); фрагмент диаграммы нагружения при 300 $^{\circ}\text{C}$ (е).

"зубчатости" на кривых нагружения наиболее заметно в диапазоне температур 300—400 $^{\circ}\text{C}$ и объясняется эффектом динамического деформационного старения (ДДС). При температуре 600 $^{\circ}\text{C}$ этот эффект наблюдается только на конечной стадии деформации.

Наличие эффекта ДДС на кривых нагружения сплавов на основе интерметаллидов является интересным и, в определенной степени, неожиданным результатом. Известно, что механизм ДДС обусловлен взаимодействием дислокаций с отдельными атомами легирующих элементов и проявляется в тех случаях, когда скорость движения дислокаций сравнима со скоростью движения диффундирующих атомов. Природа ДДС достаточно глубоко изучена для железоуглеродистых сталей [8]. Из этой теории известно, что интервал деформаций и температур, в котором происходит ДДС, зависит от упомянутых коэффициентов диффузии, скорости дислокаций, концентрации легирующих элементов и условий деформации (скорости деформации, температуры). Как правило, интервал динамического деформационного старения на кривой нагружения смещается с повышением температуры от начала кривой в ее конец, что и установлено в наших экспериментах при температуре испытания 600 $^{\circ}\text{C}$ (рис. 3, д).

Обычно эффект ДДС в интерметаллидах не наблюдается, поскольку подвижность дислокаций в этих материалах достаточно мала. Действительно,

на кривых нагружения однофазного L_{12} -интерметаллида эффект ДДС отсутствует и наблюдается лишь при появлении эвтектической составляющей в сплаве. Таким образом, можно предположить, что основной причиной возникновения ДДС в двухфазных эвтектических ($L_{12} + \beta$)-сплавах является наличие β -фазы. Обнаруженный эффект требует дополнительных исследований.

Температурная зависимость механических свойств и сопротивление окислению легированных сплавов

Анализ литературных данных показывает, что при выборе материала высокотемпературного назначения, в том числе для применения его в качестве покрытия, необходимо, чтобы он сочетал высокотемпературные механические свойства с высоким сопротивлением окислению. С учетом этого нами проведены исследования сопротивления окислению (рис. 4) и температурной зависимости предела текучести сложнолегированных сплавов (табл. 2). Прирост массы как одно-, так и двухфазных сплавов на основе L_{12} -интерметаллида при окислении в печи (1100 °С, 60 ч) отличается незначительно и составляет для сплавов № 1, 2, 4, 5 соответственно 0,89; 0,72; 0,45; 0,30 мг/см². У сплава на основе интерметаллида TiAl (№ 6) прирост массы значительно больше и составляет 23,13 мг/см².

Из данных, приведенных в табл. 2, следует, что эвтектический сплав № 2, легированный Sc, Si и Zr, демонстрирует достаточно высокую прочность при испытаниях на сжатие во всем исследованном диапазоне температур: предел текучести сохраняется на уровне не ниже 540 МПа до температуры 700 °С и несколько снижается до 376 МПа при температуре 800 °С. Наибольший предел текучести имеет сплав № 3, легированный V, Mn и Nb.

Однофазные сплавы на основе интерметаллида L_{12} имеют более низкую прочность во всем температурном интервале: сплав № 5, легиро-

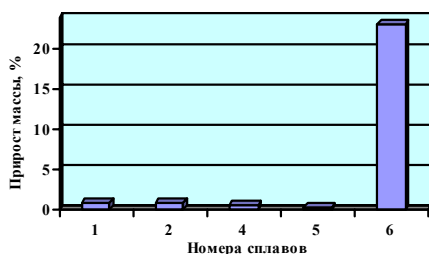


Рис. 4. Сравнительная характеристика сопротивления окислению образцов после выдержки в печи на воздухе при температуре 1100 °С в течение 60 ч (нумерация сплавов соответствует нумерации табл. 1).

Т а б л и ц а 2. Предел текучести сложнолегированных сплавов на основе L_{12} -интерметаллида и γ -TiAl

Номер сплава*	Температура испытания, °С								
	20	200	400	500	600	650	700	750	800
2	637	554	552	539	544	675	671	—	376
3	749	878	—	746	740	581	652	736	455
5	350	485	350	375	338	355	361	323	335
6	440	660	771	600	704	697	701	626	544

* Нумерация сплавов соответствует нумерации табл. 1.

ванный Sc, Zr и Hf, имеет предел текучести во всем исследованном диапазоне температур ~350 МПа при удовлетворительной пластичности. Жаростойкость этого сплава также находится на высоком уровне (сплав № 5).

Следует отметить, что исследуемый сплав на основе интерметаллида γ -TiAl (сплав № 6) также имеет достаточно высокие параметры прочности при испытаниях на сжатие во всем исследованном диапазоне температур. Однако он характеризуется меньшей удельной прочностью ($\sigma_{0,2}/\rho$) и значительно более низкой (практически на порядок) жаростойкостью (рис. 4) по сравнению со всеми исследованными сплавами на основе L_{12} -интерметаллида.

Выводы

Изучена температурная зависимость механических свойств сплавов на основе L_{12} -интерметаллида тройной системы Al—Ti—Cr при испытаниях на сжатие. Показано, что в интервале температур испытаний 20—800 °С все исследованные сложнoleгированные однофазные сплавы на основе L_{12} -интерметаллида имеют более низкий предел текучести, чем эвтектические.

В диапазоне температур 200—600 °С эвтектические сплавы демонстрируют склонность к динамическому деформационному старению, что проявляется в виде "зубчатости" на кривых нагружения и сопровождается снижением пластичности. Наличие ДДС не имеет негативных последствий при краткосрочных испытаниях, однако существование этого эффекта следует принимать во внимание при длительных испытаниях.

Показано, что по прочностным характеристикам при испытаниях на сжатие и по жаростойкости как эвтектические, так и однофазные сплавы на основе L_{12} -интерметаллида тройной системы Al—Ti—Cr имеют преимущество по сравнению со сплавом на основе алюминид титана ($Al_{48}Ti_{48}Nb_2Cr_2$) и могут быть рекомендованы для использования в качестве жаростойких материалов и покрытий на их основе.

1. *Nic J. P., Zhang S., Mikkola D. E.* Observation on the systematic alloying of Al_3Ti with forth period elements to yield cubic phases // *Scripta Mater.* — 1990. — **24**. — P. 1099—1108.
2. *Varin R. A., Zbroniec L., Wang Z. G.* Fracture toughness and yield strength of boron-doped, high (Ti + Mn) L_{12} titanium trialuminides // *Intermetallics.* — 2001. — **9**. — P. 195—207.
3. *Barabash O. M., Milman Yu. V., Miracle D. B. et al.* Formation of a periodic structure with participation of the phase L_{12} in eutectic alloys of the ternary Al—Ti—Cr system // *Ibid.* — 2003. — **11**. — P. 953—962.
4. *Milman Yu. V., Miracle D. B., Chugunova S. I. et al.* Mechanical behaviour of Al_3Ti intermetallic and L_{12} -phase on its base // *Ibid.* — 2001. — **9**. — P. 839—845.
5. *Milman Yu. V., Barabash O. M., Korzhova N. P. et al.* New light-weight eutectic alloys based on L_{12} cubic aluminum intermetallics with enhanced heat resistance // *High Temperature Materials and Processes.* — 2006. — **25**, No. 1—2. — P. 11—17.
6. *Fox-Rabinovich G. S., Weathrly G. C., Wilkinson D. C. et al.* The role of chromium in protective alumina scale formation during oxidation of ternary TiAlCr alloys in air // *Intermetallics.* — 2004. — **12**. — P. 165—180.
7. *Lee J. K., Park J. Y., Oh M. H., Wee D. M.* Microstructure control in two-phase Al—21Ti—23Cr alloy // *Ibid.* — 2000. — **8**. — P. 407—416.
8. *Van den Beukel.* Theory of the effect of dynamic strain ageing on mechanical properties // *Phys. Stat. Soc. (a).* — 1975. — No. 30. — P. 197—208.