



УДК 669.715:539.531

© 2008

Н. М. Мордовец

Температурная зависимость твердости интерметаллидов с участием Al и некоторых эвтектических сплавов на их основе

(Представлено членом-корреспондентом НАН Украины Ю. В. Мильманом)

Temperature dependences of the hardness of the intermetallics Ni_3Al , TiAl , and $\text{Al}_{63}\text{Ti}_{26}\text{Cr}_{11}$ (L1_2 -type) and the eutectic alloys $\text{Al}_{53}\text{Ti}_{21}\text{Cr}_{26}$ ($\text{L1}_2 + \beta$), (β – solid solution on the base of chromium) and $\text{Al}_x\text{Ti}_y\text{Cr}_z$ (V, Mn, Re) ($\text{L1}_2 + \beta$) have been obtained in a wide region of temperatures (from the liquid nitrogen temperature to the temperature of recrystallization). On the base of these dependences, the activation energy of dislocation motion U_0 , activation volume V , characteristic temperature of deformation T^ , and other physical parameters of alloys have been calculated. The values of the activation energy of dislocation motion are near to values of U_0 for transition metals with bcc lattices, and the values of activation volumes are near to b^3 (b – Burgers vector), as for bcc-metals. This is the evidence of a big value of the covalent part of interatomic bonds for these alloys.*

В настоящее время интерметаллиды с участием Al и сплавы на их основе широко используются в авиакосмической и энергетической отраслях машиностроения благодаря их высокой температуре плавления и высокой жаропрочности [1, 2]. Интерметаллиды системы Al–Ti–Cr со структурой типа L1_2 наряду с вышеперечисленными свойствами обладают также малым удельным весом, высокой удельной прочностью и высокой коррозионной стойкостью. Недостатком интерметаллидных сплавов является низкая пластичность при комнатной температуре. Однако благодаря разработке оптимальных систем легирования и методов термомеханической обработки удалось значительно повысить пластичность сплавов на основе Ni_3Al (структурный тип L1_2) и TiAl (структурный тип L1_0) и обеспечить для них пластичность при испытаниях на растяжение.

Разработка новых эвтектических сплавов на основе интерметаллида $\text{AlTi}_x\text{Cr}_{1-x}$ (структурный тип L1_2) также позволила улучшить пластические свойства этой группы материалов [4]. Однако обеспечить пластичность при испытаниях на растяжение при комнатной температуре в сплавах системы Al–Ti–Cr со структурой типа L1_2 пока не удалось.

В связи с изложенным представляет значительный интерес всестороннее исследование структуры и свойств интерметаллидных сплавов системы Al–Ti–Cr с целью поиска возможностей их пластифицирования. Изучение твердости сплавов в широком температурном интервале (от температуры жидкого азота до температуры рекристаллизации) дает возможность рассчитать значения таких важных физических характеристик, как энергия активации движения дислокаций (U_0) и активационный объем (V), определить характеристическую температуру деформации T^* , начиная с которой при понижении температуры резко возрастает напряжение Пайерлса–Набарро и происходит быстрый рост твердости, а также позволяет рассчитать некоторые другие физические параметры. Методика получения и исследования температурных зависимостей твердости была разработана В. И. Трефиловым и Ю. В. Мильманом и успешно применена для изучения переходных тугоплавких металлов и ковалентных кристаллов [5, 6]. В данной работе эта методика впервые использована для исследования интерметаллидов и сплавов на их основе.

Целью данной работы явилось изучение температурных зависимостей твердости интерметаллида $Al_{63}Ti_{26}Cr_{11}$ (структурный тип $L1_2$), эвтектических сплавов на его основе $Al_{53}Ti_{21}Cr_{26}$ и дополнительно легированного сплава $Al_xTi_yCr_z$ (V, Mn, Re) в сравнении с интерметаллидами Ni_3Al и $TiAl$.

Сплавы для исследования были получены методом дуговой плавки в атмосфере очищенного аргона с использованием нерасходуемого вольфрамового электрода с поворачиванием и переплавлением не менее 10 раз для обеспечения гомогенности. Для плавления использовались высокочистые исходные компоненты. Вес слитков составлял 10–20 г. Из слитков были вырезаны плоские образцы толщиной ~ 3 –5 мм. Поверхность образцов была механически отшлифована и отполирована.

Были изучены фазовый состав и микроструктура исследуемых образцов. Фазовый состав исследовали с помощью дифрактометра ДРОН-УМ1 в CuK_{α} -излучении. Микроструктуру изучали с помощью оптического микроскопа МИМ-10 после травления. Результаты исследования структуры и фазового состава приведены в табл. 1.

Измерения твердости выполнены с помощью индентора Виккерса при нагрузке $2N$. Измерения твердости при низких температурах (ниже комнатной) осуществлялись с помощью специальной установки, описанной в работе [7]. При измерении образцы погружались в охлаждающую жидкость. В качестве охлаждающей жидкости использовали жидкий

Таблица 1

Сплав (интерметаллид)	Вес слитка, г	Фазовый состав, об. %	Структура	Размер зерна основной фазы, мкм
Ni_3Al	20	$Ni_3Al(94\%) + NiAl(6\%)$	Крупные зерна фазы Ni_3Al + дендриты перитектики ($Ni_3Al + NiAl$)	—
$TiAl$	10	$TiAl$ + неидентифицир. фаза в малом количестве	Равноосные зерна с выделениями эвтектики по границам	58
$Al_{63}Ti_{26}Cr_{11}$	10	$L1_2(99\%) + AlCr_2(1\%)$	Приблизительно равноосные зерна с выделениями по границам	14,6
$Al_{53}Ti_{21}Cr_{26}$	10	$L1_2(80\%) + \beta-Cr(20\%)$	Эвтектика	4
$Al_xTi_yCr_z$ (V, Mn, Re)	10	$L1_2(89\%) + \beta-Cr(11\%)$	Эвтектика	2

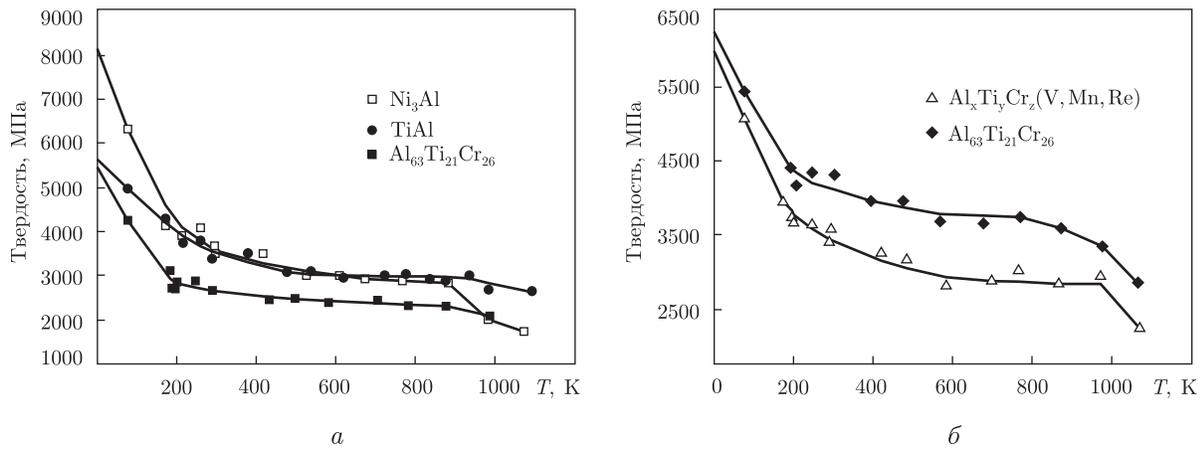


Рис. 1. Температурные зависимости твердости:
 а — для интерметаллидов, б — для эвтектических ($L_2 + \beta$) сплавов

азот и смесь жидкого азота с петролейным эфиром. Твердость при высоких температурах определяли в вакууме при давлении 10^{-3} Па на установке, описанной в работе [8]. Каждое значение твердости получено в результате усреднения 8–10 измерений.

Результаты определения твердости представлены на рис. 1 для интерметаллидов и для эвтектических сплавов. Можно видеть, что для интерметаллидов Ni_3Al и $TiAl$ атермическая компонента твердости H_a приблизительно одинакова, тогда как термическая компонента $H_t(0) \approx H(0) - H_a$ для Ni_3Al выше, чем для $TiAl$, а также выше, чем для всех остальных изучаемых сплавов (значения $H(0)$ получены экстраполяцией температурных зависимостей твердости на 0 К — см. рис. 1, а, б). Твердость однофазного интерметаллида $Al_{63}Ti_{26}Cr_{11}$ со структурой типа L_2 ниже, чем твердость интерметаллидов Ni_3Al и $TiAl$. Нелегированный эвтектический сплав $Al_{53}Ti_{21}Cr_{26}$ ($L_2 + \beta$) имеет наиболее высокое значение атермической составляющей твердости H_a из всех исследуемых сплавов. Твердость легированного эвтектического сплава $Al_xTi_yCr_z$ (V, Mn, Re) — ($L_2 + \beta$) ниже, чем твердость нелегированного эвтектического сплава $Al_{53}Ti_{21}Cr_{26}$ ($L_2 + \beta$).

На температурных зависимостях твердости для исследуемых интерметаллидов не обнаружены высокотемпературные максимумы, присутствующие на температурных зависимостях твердости и предела текучести монокристаллов этих же сплавов [1], что можно объяснить поликристаллическим характером структуры изучаемых материалов и присутствием выделений вторичных фаз (см. табл. 1).

Температурные зависимости твердости для эвтектических сплавов монотонно снижаются с повышением температуры, подобно зависимостям твердости для однофазных интерметаллидов.

По результатам измерения твердости в соответствии с методикой, описанной в работах [5, 6], были определены значения энергии активации движения дислокаций (U_0), активационный объем (V) (для эвтектических сплавов, соответственно — $U_{0эф}$ и $V_{эф}$), критическое напряжение течения при 0 К — $\sigma_{кр}(0)$, атермическая составляющая напряжения течения σ_a , характеристическая температура деформации T^* , начиная с которой при понижении температуры резко возрастает напряжение Пайерлса–Набарро и происходит быстрый рост твердости, $t^* = T^*/T_{пл}$ ($T_{пл}$ — температура плавления), величина $\alpha^* = U_0/kT_{пл}$, характеризующая “жесткость” кристаллической решетки по отношению к движению дислокаций

(табл. 2). Здесь активационный объем $V = b^3 l s$, b — вектор Бюргерса, l — расстояние между неподвижными точками на линии дислокации в единицах вектора Бюргерса b , s — расстояние от равновесного положения дислокации до вершины потенциального барьера, в единицах вектора Бюргерса b [5]. Значение $\sigma_{кр}(0)$ получают с помощью линейной экстраполяции низкотемпературного участка температурной зависимости твердости или предела текучести на 0 К; $\sigma_a = \sigma_{л} + \sigma_{пр} + \sigma_{ч} + \sigma_{т} + \sigma_{г}$, где $\sigma_{л}$ — сопротивление, оказываемое скользящей дислокации другими дислокациями в кристалле; $\sigma_{пр}$ учитывает взаимодействие дислокаций с растворенными в твердом растворе атомами легирующих элементов и примесей; $\sigma_{ч}$ — упрочнение, обусловленное частицами второй фазы; $\sigma_{т}$ — сопротивление, обусловленное взаимодействием дислокации с точечными дефектами; $\sigma_{г}$ — сопротивление, оказываемое движению дислокации границами зерен. Величина σ_a представляет собой сумму слагаемых, которые не зависят или слабо зависят от температуры.

Результаты расчета указанных выше физических величин показали следующее: величина активационного объема исследуемых сплавов близка к b^3 (b — вектор Бюргерса), т. е. механизм движения дислокаций в этих сплавах определяется напряжением Пайерлса–Набарро, как в ковалентных кристаллах и ОЦК-переходных металлах, что свидетельствует о большой доле ковалентной составляющей в межатомной связи. Энергия активации движения дислокаций составляет 0,15–0,25 эВ, т. е. такого же порядка, как и для тугоплавких ОЦК-металлов. Характеристическая температура деформации t^* и параметр α^* несколько выше, чем для ОЦК-металлов, но значительно ниже, чем для ковалентных кристаллов и керамических материалов. Кроме того, необходимо отметить, что исследуемые сплавы имеют высокое значение атермической компоненты предела текучести σ_a , существенно выше, чем для нелегированных ОЦК-переходных металлов. Эти особенности механизма деформации определяют достаточно резкую зависимость напряжения течения от температуры и более низкую пластичность по сравнению с ОЦК-металлами.

Поскольку значения энергии активации движения дислокаций и активационного объема для интерметаллида $Al_{63}Ti_{26}Cr_{11}$ и эвтектических сплавов на его основе близки к значениям этих величин для интерметаллидов Ni_3Al и $TiAl$, можно предположить, что пластические свойства сплавов на основе этого интерметаллида могут быть улучшены путем легирования и за счет структурных факторов подобно тому, как это было достигнуто для Ni_3Al и $TiAl$.

Таким образом, по температурным зависимостям твердости проведен термоактивационный анализ процесса пластической деформации интерметаллидов алюминия Ni_3Al , $TiAl$, $Al_{63}Ti_{26}Cr_{11}$ ($L1_2$) и двух эвтектических ($L1_2 + \beta$) сплавов на основе интерметаллида $Al_{63}Ti_{26}Cr_{11}$. Величина активационного объема исследуемых интерметаллидов алюминия Ni_3Al , $TiAl$, $Al_{63}Ti_{26}Cr_{11}$ близка к b^3 (b — вектор Бюргерса), т. е. механизм движения дислокаций в этих сплавах определяется напряжением Пайерлса–Набарро, как в ковалентных кристаллах и ОЦК-переходных металлах, что свидетельствует о большой доле ковалентной составляющей в межатомной связи. Энергия активации движения дислокаций составляет 0,15–0,25 эВ, т. е. такого же порядка, как и для тугоплавких ОЦК-металлов. Характеристическая температура деформации t^* и параметр α^* (определяющий “жесткость” кристаллической решетки по отношению к движению дислокаций) несколько выше, чем для ОЦК-металлов, но значительно ниже, чем для ковалентных кристаллов и керамических материалов. Исследуемые сплавы имеют высокое значение атермической компоненты предела текучести σ_a , существенно выше, чем для ОЦК-переходных металлов. Значения энергии активации движения дислокаций и активационного объема для интерметаллида

Таблиця 2

Матеріал	$U_0 (U_{0\text{эф}})$, эВ	$V (V_{\text{эф}}) \cdot 10^{24}$, см ³	$\sigma_{\text{кр}}(0)$, МПа	σ_a , МПа	$T_{\text{пл}}$, К	T^* , К	t^*	α^*	$b^3 \cdot 10^{24}$, см ³
Ni ₃ Al	0,247	57	2168	1066	1658	600	0,362	1,726	16
TiAl	0,226	103	1576	1123	1753	600	0,342	1,499	23
Al ₆₃ Ti ₂₆ Cr ₁₁ (L1 ₂)	0,156	48	1724	774	1661	400	0,241	1,089	22
Al ₅₃ Ti ₂₁ Cr ₁₁ (L1 ₂ + β)	0,176	76	1905	1372	1574	680	0,432	1,296	—
Al _x Ti _y Cr _z (V, Mn, Re) (L1 ₂ + β)	0,149	51	1858	1073	1542	600	0,389	1,120	—
Cr	0,20	44	725	200	2200	440	0,20	1,05	15,6
Mo	0,19	45	680	170	2880	490	0,17	0,77	20
W	0,49	57,5	1365	45	3653	675	0,18	1,556	20,6
Ta	0,30	89	540	210	3270	655	0,20	1,06	23,4
Fe, (C + N) < 0,01%	0,22	147	240	50	1808	300	0,17	1,412	15

$\text{Al}_{63}\text{Ti}_{26}\text{Cr}_{11}$ и эвтектических сплавов на его основе близки к значениям этих величин для интерметаллидов Ni_3Al и TiAl .

Указанные особенности механизма деформации определяют достаточно резкую зависимость напряжения течения от температуры и более низкую пластичность по сравнению с ОЦК-металлами. Результаты проведенного исследования позволяют предположить, что пластические свойства сплавов на основе интерметаллида $\text{Al}_{63}\text{Ti}_{26}\text{Cr}_{11}$ (L_{12}) могут быть улучшены путем легирования подобно тому, как это было достигнуто для Ni_3Al и TiAl .

Автор выражает благодарность члену-корреспонденту НАН Украины профессору Ю. В. Мильману за обсуждение результатов исследования.

1. Yamaguchi M., Umakoshi Y. The deformation behaviour of intermetallic superlattice compounds // Progr. in Mater. Science. – 1990. – **34**, No 1. – P. 1–148.
2. Гринберг Б. А., Иванов М. А. Интерметаллиды Ni_3Al и TiAl : микроструктура, деформационное поведение. – Екатеринбург: Ин-т физики металлов РАН, 2002. – 359 с.
3. Имаев В. М., Имаев Р. М., Кузнецов А. В. и др. Новые подходы к деформационно-термической обработке литых интерметаллидных сплавов на основе $\gamma\text{-TiAl} + \alpha\text{-Ti}_3\text{Al}$ // Физика металлов и металловедение. – 2005. – **100**, № 2. – С. 51–62.
4. Varabash O. M., Milman Yu. V., Miracle D. B. et al. Formation of periodic microstructures involving the L_{12} phase in eutectic Al–Ti–Cr alloys // Intermetallics. – 2003. – **11**. – P. 953–962.
5. Мильман Ю. В., Трефилов В. И. О физической природе температурной зависимости предела текучести // Механизм разрушения металлов. – Киев: Наук. думка, 1966. – С. 59–76.
6. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наук. думка, 1975. – 315 с.
7. Мильман Ю. В., Скляр О. Е., Удовенко А. П. и др. Исследования в области измерений микротвердости (Тр. Ин-та метрологии СССР). – Москва; Ленинград: Стандарты, 1967. – **91(151)**. – С. 167–169.
8. Гудцов Н. Т., Лозинский И. Г. Изучение процесса старения металлов и сплавов измерением твердости при нагреве в вакууме // Журн. техн. физики. – 1952. – **22**, вып. 8. – С. 1249.

*Институт проблем материаловедения
им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев*

Поступило в редакцию 22.04.2008