

Механические свойства многокомпонентного титанового сплава

С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский,
Н. И. Даниленко, М. В. Карпец

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

Методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии, микроиндентирования, кратковременного и длительного макроиндентирования, а также одноосного сжатия в интервале температур 20...1000°С изучен β -титановый сплав, полученный охлаждением расплава со скоростью ~ 800 °С/с. В твердом состоянии сплав содержит сверхмелкозернистые дендритные кристаллы, в промежутках между которыми находятся дисперсные частицы вторых фаз наноразмеров. Сплав может рассматриваться в качестве жаропрочного: он обладает высокой термической стабильностью механических свойств, повышенными значениями высокотемпературной прочности и сопротивления ползучести.

Ключевые слова: многокомпонентный β -титановый сплав, высокая скорость охлаждения расплава, термическая стабильность, повышенная высокотемпературная прочность.

Введение. При изготовлении литых β -титановых сплавов со структурой, обеспечивающей определенное сочетание механических характеристик, обычно исходят из двух основополагающих принципов: легирование титана большим количеством β -стабилизирующих и других элементов и охлаждение расплава с повышенной скоростью [1–4]. В результате при затвердевании многокомпонентного титанового сплава его микроструктура приобретает вид дендритных кристаллов, которые представляют собой β -титановый твердый раствор и распределены в матрице. В состав матрицы входят твердый раствор на основе β -титана другого состава и химические соединения титана с легирующими элементами (в большинстве случаев это интерметаллиды). При этом первичные дендритные кристаллы (обычно крупные и разветвленные) способствуют пластичности сплава, а химические соединения титана находятся в высокодисперсном состоянии, благодаря чему обеспечиваются высокие значения характеристик прочности. Изменяя состав и концентрацию легирующих элементов, а также скорость охлаждения расплава, можно изменять соотношение объемной доли дендритных кристаллов и дисперсных частиц, их размеры и, следовательно, управлять сочетанием прочностных и пластических характеристик β -титанового сплава в твердом состоянии.

В последние 5–10 лет получил развитие термодинамический подход к конструированию многокомпонентных сплавов [5–7]. Его суть состоит в том, что многокомпонентный сплав можно получить в состоянии однофазного твердого раствора замещения, который по своей природе может быть высокопрочным и термодинамически устойчивым. Достигается это в первую очередь путем подбора соответствующего количества компонентов и соотношения их концентраций в сплаве. Эти факторы могут обеспечить в расчетном

(шихтовом) составе повышенное значение энтропии смешения (а, значит, в соответствии с уравнением Гиббса – пониженное значение свободной энергии сплава) и сохранить его в расплавленном состоянии, а при особых условиях охлаждения – и в твердом состоянии. При этом чем больше число элементов, тем выше значение энтропии смешения, а ее максимальное значение для данного количества элементов достигается для сплава эквиатомного состава. Из-за различия атомных радиусов элементов замещения кристаллическая решетка (как правило, только ОЦК или в сочетании с ГЦК) сильно искажена, что в совокупности с образующейся мелкозернистой структурой на уровне наноразмеров обеспечивает повышенные прочностные характеристики сплава. А сам сплав, приобретая пониженную свободную энергию, становится устойчивым против распада твердого раствора при последующей термической обработке.

Такой “энтропийный” подход к конструированию многокомпонентного сплава позволяет априори определить число элементов и их соотношение, а также оценить фазовое и структурное состояния после кристаллизации и, следовательно, его термическую стабильность. К сожалению, с помощью этого подхода нельзя решить проблему выбора конкретных элементов сплава с целью получения требуемых значений механических характеристик. Поэтому, положив в основу данные “энтропийной” оценки его поведения, необходимо качественный состав устанавливать эмпирически, используя результаты исследования по оценке влияния большого количества факторов (от атомного до технологического) на механические свойства.

Применительно к титановым сплавам высокая энтропия смешения, как результат содержания большого количества элементов (в пределах 5–9) и соответствующего их соотношения, может обеспечить устойчивость сплава в жидком состоянии при охлаждении и, следовательно, возможность существенного переохлаждения расплава ниже температуры начала кристаллизации по сравнению с низкоэнтропийным составом, что приведет к интенсивному ветвлению и значительному измельчению дендритов. Пониженная диффузионная подвижность элементов в твердом состоянии (опять же из-за пониженной свободной энергии) может привести к дополнительному снижению температуры фазового $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения. Следовательно, для конструирования β -титанового сплава рациональнее использовать по возможности большое количество β -стабилизирующих элементов в небольшой концентрации каждого из них, чем несколько элементов в большой концентрации. В этом случае расширяются возможности достижения различных сочетаний характеристик механических свойств.

В настоящей работе с использованием вышеизложенных представлений о создании высокопрочных термически устойчивых титановых сплавов получен семикомпонентный β -титановый сплав, который после высокоскоростного охлаждения из жидкого состояния до комнатной температуры имеет мелкозернистую дендритную структуру в сочетании с высокодисперсными частицами вторых фаз. Изучается механическое поведение этого сплава в условиях термического воздействия, а также кратковременного и длительного нагружения в интервале температур 20...1000°C.

Методика эксперимента. Для изготовления сплава использовали следующие компактные материалы в таких соотношениях (шихтовой состав), ат.‰: 34,9 Ti; 15,0 Zr; 30,1 Co; 5,0 Ni; 7,9 Cu; 5,0 Ga; 2,2 Si.

При формировании качественного и количественного составов титанового сплава использовали известные данные.

Исходя из определения понятия “высокоэнтропийных” сплавов, в частности, что число элементов в нем должно быть таким, чтобы максимальная концентрация любого из них не превышала 35 ат.‰ [6], содержание титана установили в количестве 34,9 ат.‰.

Металлы Co, Ni, Cu, Zr являются β -стабилизирующими элементами, а в сочетании с Si – и эффективными “упрочнителями” β -титанового твердого раствора [1]. Несмотря на то что Ga в количестве 5 ат.‰ несколько повышает температуру $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения, он, как и кремний, выполняет роль модифицирующих элементов, т.е. при кристаллизации обеспечиваются ветвление и измельчение дендритов за счет ограничения их однонаправленного роста. Все выбранные элементы образуют с титаном твердые растворы замещения с различным пределом растворимости [1, 8]. Расчетное значение энтропии смешения сплава данного шихтового состава составляет $S_{\text{mix}} = 13,3$ Дж/(моль · К), что выше максимально возможного значения энтропии плавления чистых металлов, которое не превышает 11 Дж/(моль · К) [5].

Плавление шихты массой 100 г производилось в атмосфере очищенного аргона электродуговым способом с нерасходуемым вольфрамовым электродом на медной водоохлаждаемой подине в лунке, имеющей геометрию полусферы. Полученные слиточки переплавлялись шесть-семь раз для гомогенизации состава, после чего проливались в медную водоохлаждаемую изложницу диаметром 10 и длиной 100 мм. В таких условиях скорость охлаждения жидкого расплава в медной изложнице составляет 800...900°С/с.

Использовались следующие методы исследования и испытания: рентгенофазовый (дифрактометр ДРОН-УМ1 в монохроматическом $\text{Cu } K_{\alpha}$ -излучении) и дифференциальный термический анализы; растровая (Superprobe-733) и просвечивающая (JEM-2100F) электронная микроскопия в сочетании с рентгеновским микроанализатором INCA (диаметр электронного пучка 0,7 нм); низкотемпературное ($T = 20^{\circ}\text{C}$) автоматическое микроиндентирование на приборе “Микрон-гамма” пирамидой Берковича по методу [9–11]; высокотемпературное ($T = 20...1000^{\circ}\text{C}$) кратковременное (1 мин) и длительное (1...60 мин) индентирование пирамидой Виккерса; одноосное сжатие в вакууме в интервале температур 20...900°С (образцы размером $3 \times 3 \times 5$ мм, скорость деформации $8 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$).

По данным дифференциального термического анализа температура начала плавления сплава составляет 1320°С. Соответствующие гомологические температуры в интервале 20...1000°С таковы: $T, ^{\circ}\text{C} = 20, 100, 200, 300, 400, 500, 600, 700, 800, 900, 1000$; $T/T_{\text{пл}} = 0,18; 0,23; 0,30; 0,36; 0,42; 0,49; 0,55; 0,61; 0,67; 0,74; 0,80$.

Фазовый состав и структурное состояние сплава. Рентгенофазовый анализ сплава в закаленном состоянии показывает, что его основу составляют два твердых раствора β -Ti с ОЦК-решеткой, параметры которых $a_1 = 0,3081$ нм и $a_2 = 0,3057$ нм; количество β_1 и β_2 фаз на основе титана

примерно одинаковое. Кроме того, регистрируется небольшое количество третьей фазы (~5 мас.%) – интерметаллида Ti_5Si_3 с гексагональной элементарной ячейкой и периодами: $a = 0,7871$ нм, $c = 0,5451$ нм (рис. 1,а). Наличие в сплаве силицида титана Ti_5Si_3 подтверждается также результатами электронно-микроскопических исследований “на просвет” (рис. 2,б). В соответствии с известными данными, относящимися к величине параметра кристаллической решетки β -титановых сплавов [1], и результатами микроанализа состава указанного сплава (табл. 1, рис. 2) его можно квалифицировать как сплав на основе двух β -титановых твердых растворов, который содержит частицы интерметаллидных фаз.

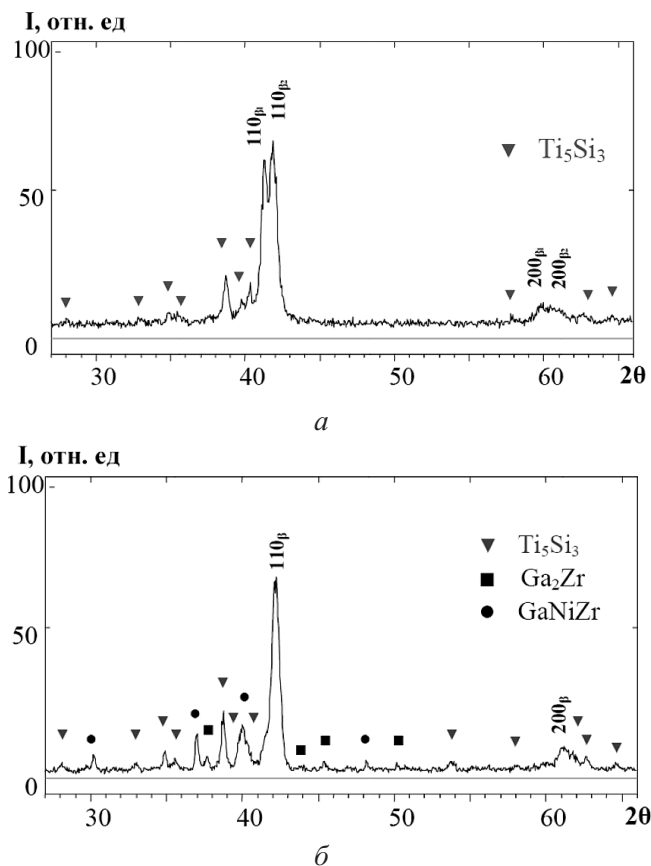


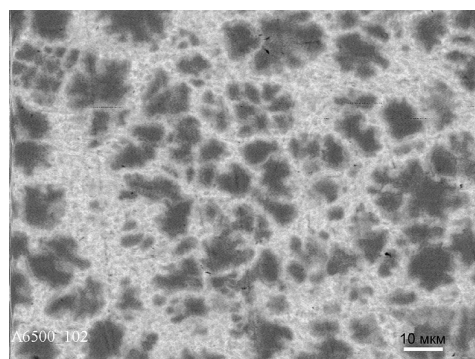
Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм β -титанового сплава ТК35 после охлаждения с высокой скоростью из жидкого состояния до комнатной температуры (а) и последующего отжига в течение 1 ч при $T = 750^\circ C$ (б).

После отжига при $750^\circ C$ (рис. 1,б) рентгенографически регистрируется один β -твердый раствор титана с уменьшенным периодом решетки $a_{\beta} = 0,3031$ нм. Периоды решетки силицида титана Ti_5Si_3 также уменьшаются до значений $a = 0,7857$ нм, $c = 0,5434$ нм. Кроме того, дифрактометрически фиксируются в небольших количествах такие фазы: гексагональная $GaNiZr$ ($a = 0,6902$ нм, $c = 0,3421$ нм) и ромбическая Ga_2Zr ($a = 1,2894$ нм, $b = 0,3994$ нм, $c = 0,4123$ нм).

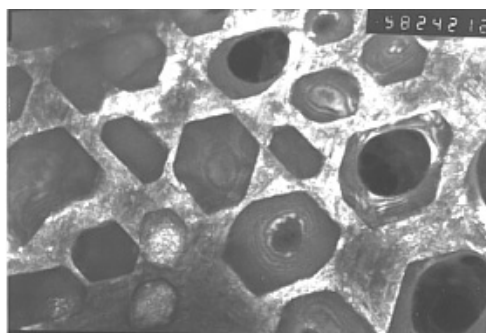
Т а б л и ц а 1

Распределение элементов (ат.%) в литом β -титановом сплаве ТК35 в пределах структурных составляющих

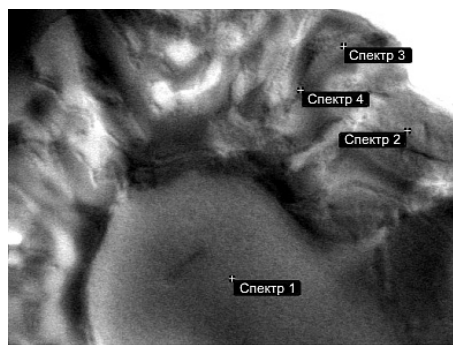
№ точки на рис. 2	Структура	Ti	Zr	Co	Ni	Cu	Ga	Si
	Расчет шихты	34,9	15,0	30,1	5,0	7,9	5,0	2,2
1	Дендриты	38,7	8,7	32,6	4,6	9,2	3,0	3,2
2	Междендритный	34,4	13,7	26,7	4,4	10,3	4,3	6,1
3	»	19,8	32,1	5,9	1,9	7,7	12,1	20,4
4	»	25,6	23,2	17,5	4,4	11,7	7,6	9,8



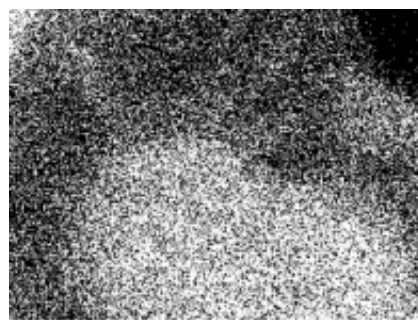
a



б



в



г

Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры литого β -титанового сплава ТК35 после охлаждения расплава с высокой скоростью: *a* – дендритная структура (растровая электронная микроскопия); *б* – частицы вторых фаз в промежутках между дендритами (просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ)); *в* – фрагмент участка дендрита и междендритного объема (ПЭМ) с указанием точек микроанализа элементов сплава (табл. 1); *г* – распределение титана в сплаве (соответствует рис. 2,*в*).

При повышении температуры отжига до 1000°C две последние фазы, содержащие Ga и Zr, исчезают. Период решетки β -титанового сплава незначительно увеличивается и составляет $a = 0,3037$ нм, для интерметаллида Ti_5Si_3 значения периодов уменьшаются до $a = 0,7846$ нм, $c = 0,5431$ нм.

Структура сплава имеет вид дисперсных дендритных кристаллов, относительно равномерно распределенных в сверхмелкозернистой матрице (рис. 2,а), в которой можно выделить несколько размерных уровней. Первый – крупные конгломераты (объемы сплава) размером 100–150 мкм, роль их границ выполняют ориентированно расположенные дендритные колонии. Второй уровень – дендритные колонии глобулярного типа внутри каждого конгломерата, размер дендритных колоний составляет 10–20 мкм. Третий – глобули и ветви дендритов размером ~ 1–5 мкм. Четвертый – междендритный объем, который представляет собой β -титановый твердый раствор, содержащий высокодисперсные частицы вторых фаз.

Выполненный микроанализ позволяет установить характерные особенности распределения элементов сплава между структурными составляющими (табл. 1, рис. 2). Видно, что в обеих структурных областях сплава (дендриты и междендритный объем) содержатся все элементы, введенные в шихтовой состав сплава, однако соотношение концентраций элементов по сравнению с шихтовым составом изменилось.

Таким образом, благодаря данному качественному и количественному шихтовому составу сплава и высокой скорости его охлаждения в совокупности с повышенным значением энтропии смешения расплава получен сплав на основе двух β -титановых твердых растворов замещения с ОЦК-кристаллической решеткой, названный β -титановый сплав ТК35. Сплав обладает сверхмелкозернистой дендритной структурой и содержит высокодисперсные частицы вторых фаз. Его характерной особенностью является сравнительно низкая температура начала плавления 1320°C.

Термическая стабильность сплава. Влияние отжига на механические свойства при комнатной температуре. Зависимость механических свойств сплава при комнатной температуре от режимов высокотемпературных отжигов исследовали методом автоматического индентирования с использованием разработанной ранее [10, 11] новой методологии обработки и анализа результатов.

В закаленном состоянии литой сплав ТК35 (рис. 3) обладает высокими значениями твердости ($H_{IT} = 9,5...10,5$ ГПа), которые находятся на уровне или выше твердости известных высокопрочных титановых сплавов [4, 12]. Значения модуля Юнга сплава $E = 110...130$ ГПа. При использовании индентора Берковича внеконтактная упругая деформация сплава ("чисто" упругая деформация, которая имеет место в области отпечатка сплава, не соприкасающейся с индентором) [10, 11] находится на уровне $\varepsilon_{es} = 2,5\%$, соответствующее ей напряжение – $\sigma_{es} = 3$ ГПа.

Сплав обладает высокой термической стабильностью механических свойств: после отжигов в интервале температур 400...1000°C, т.е. вплоть до $0,8T_{пл}$, остаются постоянными при 20°C значения твердости (микро- и макро), модуля Юнга E , внеконтактной упругой деформации ε_{es} и соответствующего ей напряжения σ_{es} (рис. 3).

Следует отметить, что после отжига при 1000°C появляются локальные места с повышенными значениями твердости H , модуля Юнга E и напряжения упругой деформации σ_{es} (рис. 3). Это может быть обусловлено тем, что в некоторых местах сплава начинается распад β -твердого раствора с

образованием дисперсных фаз, размеры которых находятся на наноуровне; в соответствии с двойными диаграммами состояния [8] это могут быть в первую очередь силициды типа $TiSi$, Ti_3Si .

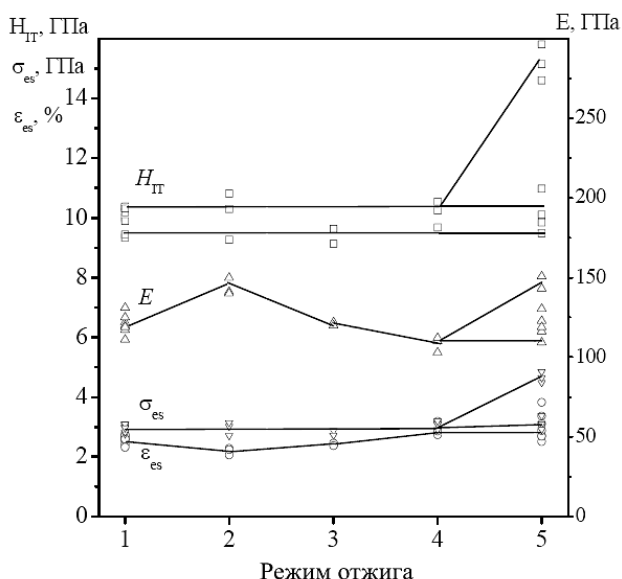


Рис. 3. Термическая стабильность механических свойств литого β -титанового сплава ТК35 и влияние режима отжига на характеристики индентирования при комнатной температуре: 1 – охлаждение расплава со скоростью $\sim 800^\circ C/c$; 2 – отжиг при $550^\circ C$ (2 ч) + $750^\circ C$ (2 ч); 3 – отжиг при $800^\circ C$ (10 мин); 4 – отжиг при $900^\circ C$ (2 ч); 5 – отжиг при $1000^\circ C$ (10 мин).

Высокотемпературная кратковременная твердость и прочность сплава. Температурная зависимость кратковременной твердости сплава может быть разделена на четыре интервала ($I-IV$) (рис. 4). В температурном интервале I (от комнатной до $\sim 450^\circ C$) твердость имеет высокие значения ($HV = 5,8...6,5$ ГПа) и снижается с очень малой скоростью. Значение температуры $450^\circ C$ можно назвать первой критической температурой: $T_{кр}^I \approx 450^\circ C$ ($0,45T_{пл}$), так как при ее превышении на протяжении температурного интервала II отмечается резкое падение твердости. В области $T \approx 600^\circ C$ скорость снижения твердости значительно увеличивается. Следовательно, это значение температуры может быть названо второй критической температурой: $T_{кр}^{II} \approx 600^\circ C$ ($0,55T_{пл}$). При повышении температуры индентирования в пределах температурного интервала III до $T \approx 780^\circ C$ происходит дальнейшее увеличение скорости снижения твердости. Критическая температура $T_{кр}^{III} \approx 780^\circ C$ ($0,65T_{пл}$) характеризует переход к IV температурному интервалу снижения твердости. Наличие температурных интервалов твердости, как показано в [13], связано с различными механизмами деформации сплава.

Результаты высокотемпературного испытания на одноосное сжатие литого сплава ТК35 представлены в табл. 2. Как видно, сплав при комнатной температуре обладает очень высокими значениями прочностных характеристик, однако является хрупким (пластичность отсутствует). Пластичность

Т а б л и ц а 2

Прочность и деформация литого сплава ТК35 и сплава Ti-17 [3] на одноосное сжатие при высоких температурах

$T, ^\circ\text{C}$	$T/T_{\text{пл}}$	$\sigma_{\text{пл}}, \text{ГПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{ГПа}$	$\varepsilon_{\text{разр}}, \%$
20	0,18	$\frac{2,48}{1,15}$	$\frac{2,48}{1,23}$	$\frac{0}{10}$
600	—	$\frac{-}{0,62}$	$\frac{-}{0,66}$	$\frac{-}{36,0}$
700	0,61	$\frac{1,72}{-}$	$\frac{2,20}{-}$	$\frac{5,6}{-}$
750	0,64	$\frac{1,34}{-}$	$\frac{1,68}{-}$	$\frac{25,5}{-}$
900	0,74	$\frac{0,35}{-}$	$\frac{0,40}{-}$	$\frac{50,0}{-}$

Примечание. Над чертой приведены данные для сплава ТК35, под чертой – для сплава Ti-17.

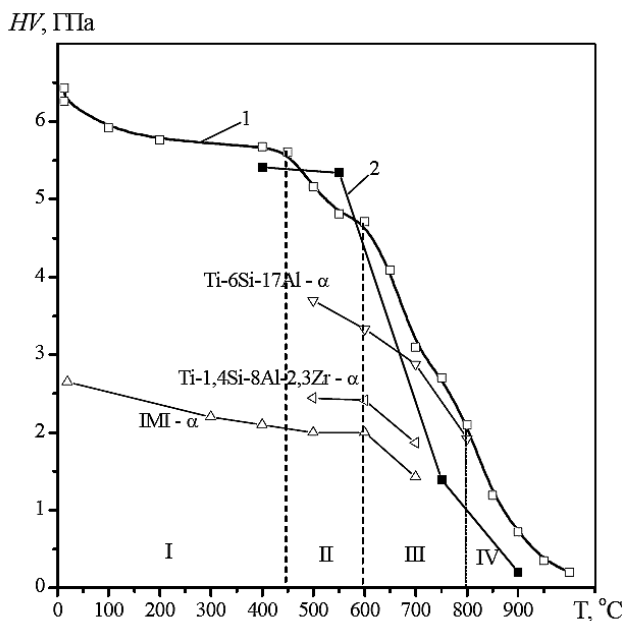


Рис. 4. Температурная зависимость кратковременной (кривая 1, $t = 1$ мин) и длительной (кривая 2, $t = 60$ мин) твердости литого β -титанового сплава ТК35, закаленного из жидкого состояния. (Приведены также данные для трех известных α -титановых сплавов.)

сплава становится заметной при 700°C , при 750°C она значительно повышается, и сплав пригоден для термомеханической обработки. При этом значения прочностных характеристик продолжают оставаться на очень высоком уровне, особенно по отношению к гомологической температуре. Такие значения прочности являются максимальными для известных титановых деформированных сплавов только при комнатной температуре после специальной термообработки, включающей старение. Например, для сплава BT22 (Ti-5Al-

4,8Mo–4,7V–1Fe–0,7Cr–0,11O) значения предела прочности составляют 1,6...1,8 ГПа при удлинении 0,5...3% [2]. Известный высокопрочный деформированный β -титановый сплав Ti-17 (Ti–5Al–2Sn–2Zr–4Mo–4Cr) [3] по сравнению со сплавом ТК35 имеет значительно меньшие значения прочности как при комнатной, так и при высокой температуре (табл. 2). В то же время сплав ТК35 является довольно прочным даже при 900°C ($0,74T_{пл}$).

Длительная твердость сплава. Влияние времени выдержки индентора на снижение твердости сплава под действием силы 10 Н при постоянной температуре исследовали в интервале температур 400...900°C (время выдержки составляет 1, 5, 10, 20, 30, 60 мин).

Как видно из рис. 5,а, зависимость твердости HV сплава от времени выдержки t под индентором при высоких температурах слабо ниспадающая. Снижение твердости сплава практически прекращается после выдержки в течение 5...10 мин под нагрузкой, что свидетельствует о его повышенной жаропрочности. Для количественной оценки меры жаропрочности ($Z_{инд}$) при нагружении индентором (рис. 5,б) можно принять величину, обратную относительному снижению твердости после выдержки на протяжении определенного времени по сравнению с выдержкой, составляющей 1 мин, $Z_{инд} = 1/\Delta HV_{отн}$, где $\Delta HV_{отн} = (HV_{1мин} - HV_{tмин})/HV_{1мин}$ [14].

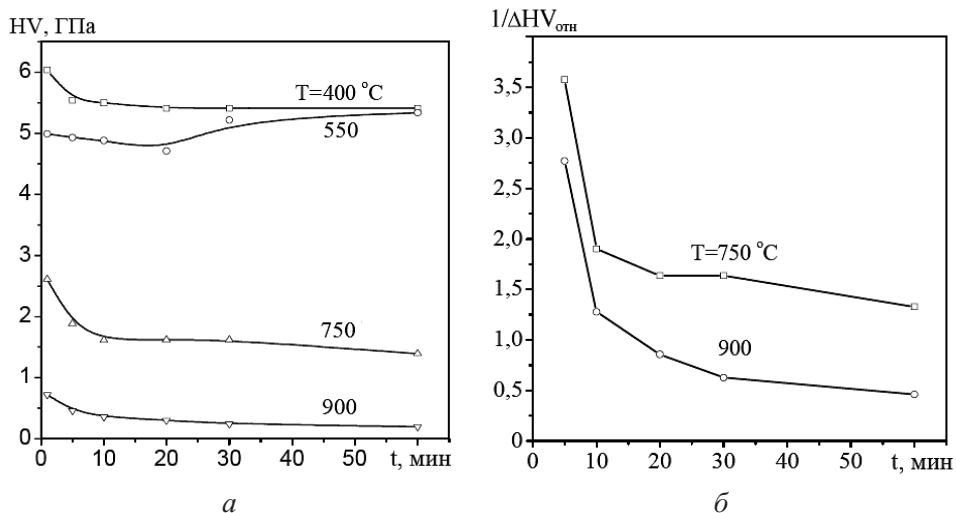


Рис. 5. Длительная твердость HV (а) и мера жаропрочности $1/\Delta HV_{отн}$ (б) литого β -титанового сплава ТК35 при различной температуре ($F = 10$ Н).

Ползучесть сплава. Другим аспектом высокотемпературного индентирования в условиях выдержки индентора при постоянных температуре и приложенной силе в течение определенного промежутка времени является ползучесть материала, которая проявляется в увеличении размеров отпечатка [14, 15]. В результате представляется возможным строить и анализировать первичные кривые ползучести: зависимость размеров отпечатка (диагонали и глубины внедрения) от времени, т.е. контролировать кинетику внедрения индентора в сплав [14].

Анализ кривых ползучести $h_{cr}(t)$ при макроиндентировании сплава ТК35 в интервале температур 400...900°C показывает следующее (рис. 6). В первую минуту нагружения внедрение индентора происходит на значительную глубину $h_{МГН}$, т.е. с большой скоростью $V_{МГН}$. Стадию ползучести I (рис. 6) можно назвать начальной (как показано в [14], она соответствует стадии мгновенной деформации при растяжении).

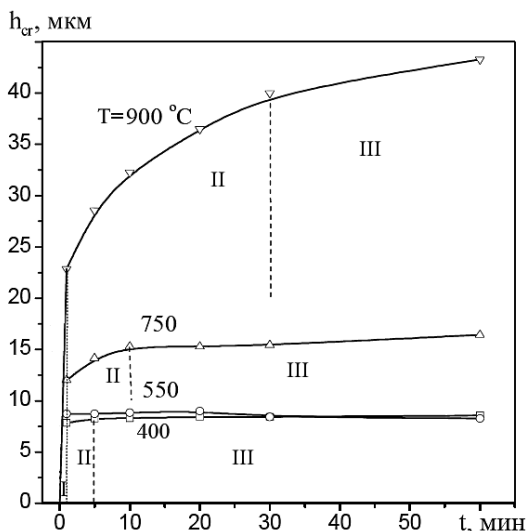


Рис. 6. Изменение высокотемпературной ползучести h_{cr} литого β -титанового сплава ТК35 в зависимости от времени выдержки под индентором при различных температурах ($F = 10$ Н).

Следующий участок первичной кривой ползучести (II) – рис. 6 на протяжении времени от 5 до 30 мин (в зависимости от температуры) довольно четко описывается затухающей экспоненциальной зависимостью типа $y = y_0 + a \exp(-x/b)$ [14]. Стадия ползучести II при индентировании по аналогии с растяжением названа стадией неустановившейся ползучести [14]. При температурах 450 и 550°C после выдержки сплава в течение 5 мин она заканчивается, и при дальнейшем увеличении времени выдержки ползучесть практически отсутствует. При температуре 750°C стадия II заканчивается после выдержки в течение 10 мин, при этом скорость ползучести уже становится заметной, при 900°C – после 30-минутной выдержки, и скорость ползучести значительно возрастает.

Участки кривых ползучести при указанных температурах, соответствующие стадиям III (рис. 6), являются практически прямолинейными, т.е. на этих стадиях скорости ползучести постоянны – это стадии установившейся ползучести. При температуре 400 ($0,42T_{пл}$) и 550°C ($0,52T_{пл}$) ползучесть отсутствует, при 750°C ($0,64T_{пл}$) на стадии III ползучесть проявляется, однако протекает с очень малой скоростью ($V_{hcr} = 0,02$ мкм/мин), при 900°C ($0,74T_{пл}$) скорость ползучести становится заметной ($V_{hcr} = 0,12$ мкм/мин).

Заключение. Изучен сплав шихтового состава (ат.%): 34,9Ti–15,0Zr–30,1Co–5,0Ni–7,9Cu–5,0Ga–2,2Si (энтропия смешения $S_{mix} = 13,3$ Дж/(моль · К)). При охлаждении расплава со скоростью порядка 800...900°C/с получен сплав

на основе двух β -титановых твердых растворов замещения с ОЦК-кристаллической решеткой (периоды решеток $a_1 = 0,3081$ нм и $a_2 = 0,3057$ нм), который назван β -титановый сплав ТК35. Сплав имеет мелкозернистую дендритную структуру (1–5–10 мкм) и содержит высокодисперсные частицы интерметаллидных фаз. Температура начала плавления составляет 1320°C .

При комнатной температуре сплав обладает высокими значениями твердости ($H_{IT} = 9,5 \dots 10,5$ ГПа). Модуль Юнга находится на уровне $E = 110 \dots 130$ ГПа. При индентировании индентором Берковича внеконтактная упругая деформация сплава составляет $\varepsilon_{es} = 2,5\%$, соответствующее ей напряжение $\sigma_{es} = 3$ ГПа.

Данный сплав имеет высокую термическую стабильность: после отжигов в интервале температур $400 \dots 900^\circ\text{C}$, т.е. до $0,74T_{пл}$, и времени выдержки в течение $10 \dots 120$ мин остаются постоянными при 20°C значения твердости (микро- и макро), модуля Юнга E , внеконтактной упругой деформации ε_{es} и соответствующего ей напряжения σ_{es} .

Результаты измерения длительной твердости показывают, что при температуре ниже 800°C ($0,67T_{пл}$) практически не проявляется ползучесть сплава и он может рассматриваться в качестве жаропрочного.

Испытания на одноосное сжатие свидетельствуют, что сплав при повышенных температурах $700 \dots 900^\circ\text{C}$ ($0,61 \dots 0,74T_{пл}$) обладает высокими значениями прочности ($\sigma_{пл} = 1,7 \dots 0,35$ ГПа) и пластичности ($\varepsilon = 5 \dots 50\%$).

Факторами, которые обуславливают высокие прочностные характеристики рассматриваемого литого β -титанового сплава ТК35 в широком интервале температур и времени нагружения, являются высокая дисперсность, разветвленность дендритных кристаллов твердого раствора, равномерность их распределения и наличие высокодисперсных частиц вторых фаз в междендритном объеме. В свою очередь, эти факторы – результат данного качественного и количественного состава сплава в совокупности с высокоскоростным охлаждением из жидкого состояния.

Резюме

Методами растрової та просвічуючої електронної мікроскопії, мікроіндентування, короткочасного та тривалого макроіндентування, а також одновісного стиску в інтервалі температур $20 \dots 1000^\circ\text{C}$ вивчено β -титановий сплав, отриманий охолодженням розплаву зі швидкістю $\sim 800^\circ\text{C}/\text{с}$. У твердому стані до сплаву входять дрібнозернисті дендритні кристали, між якими знаходяться дисперсні частинки інших фаз нанорозмірів. Сплав може розглядатися як жароміцний: він має високу термічну стабільність механічних властивостей, підвищені значення високотемпературної міцності та опору повзучості.

1. Цвиккер В. Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.
2. Ivasishin O. M., Markovsky P. E., Matviychuk Yu. V., et al. A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys // J. Alloys Compounds. – 2008. – 457, No. 1-2. – P. 296 – 309.

3. *Roder O., Helm D., Lutjering S., et al.* Comparison of microstructure and mechanical properties of die-forged aero engine compressor disk alloys // Proc. of the 10th World Conf. on Titanium (Congress Center Hamburg, Germany, 13–18 July, 2003). – 2003. – III. – P. 1839 – 1846.
4. *Баньковский О. И.* Титан и его сплавы // Неорганическое материаловедение. Материалы и технологии. Т. 2. Кн. 2. – Киев: Наук. думка, 2008. – С. 439 – 455.
5. *Ranganathan S.* Alloyed pleasures: Multimetallic cocktails // Current Science. – 2003. – 85, No. 10. – P. 1404 – 1406.
6. *Yeh J. W., Chen Y. L., Lin S. J., and Chen S. K.* High-entropy alloys – a new era of exploitation // Mater. Sci. Forum. – 2007. – 560. – P. 1 – 9.
7. *Kao S. W., Yeh J. W., and Chin T. S.* Rapidly solidified structure of alloys with up to eight equal-molar elements – a simulation by molecular dynamics // J. Phys. – 2008. – 20. – P. 1 – 7.
8. *Барабаш О. М., Коваль Ю. Н.* Структура и свойства металлов и сплавов. Справочник. Кристаллическая структура металлов и сплавов. – Киев: Наук. думка, 1986. – 598 с.
9. *ISO 14577-1:2002(E).* Instrumented Indentation Test for Hardness and Materials Parameters. Pt. 1: Test Method. Date: 2002-09-22.
10. *Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П., Мамека Н. А.* Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования // Материаловедение. – 2007. – № 11. – С. 26 – 31.
11. *Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П.* Установление предельных значений твердости, упругой деформации и соответствующего напряжения материалов методом автоматического индентирования // Там же. – 2008. – № 8. – С. 15 – 21.
12. *Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Фирстов С. А., Котко А. В.* Характеристики прочности и пластичности литых сплавов на основе титана и хрома, закристаллизованных с высокой скоростью охлаждения // Электрон. микроскопия и прочность материалов. – 2007. – Вып. 14. – С. 40 – 46.
13. *Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Бурка М. П. и др.* Высокопрочный литой β -титановый сплав // Сов. пробл. физ. материаловедения. – 2008. – Вып. 17. – С. 126 – 139.
14. *Горбань В. Ф., Печковский Э. П., Фирстов С. А.* Ползучесть титано-кремнистого карбида Ti_3SiC_2 при индентировании // Электрон. микроскопия и прочность материалов. – 2006. – Вып. 13. – С. 72 – 86.
15. *Борисенко В. А.* Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. – Киев: Наук. думка, 1984. – 212 с.

Поступила 23. 11. 2009