

А.С. ПЕТРОСЯН

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ,  
ПОЛУЧЕННЫХ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИЕЙ**

Приводятся результаты экспериментальных исследований механических свойств титана и его сплавов, полученных горячим прессованием и экструзией. Дается их оценка по сравнению с аналогичными базовыми материалами.

**Ключевые слова:** горячее прессование, экструзия, армированный титан, механические свойства, структурный анализ.

В [1, 2] изложены основные положения и результаты экспериментов по горячей экструзии металлокерамических материалов. В этой связи определенный интерес представляют исследования механических свойств титана и его сплавов, полученных различными способами (см. табл. ).

Полиморфизм титана ( $\alpha \Leftrightarrow \beta$  при 882,5С) и его способность образования твердых растворов и интерметаллидных соединений позволяют получать сплавы с различной структурой и свойствами. Алюминий является основным легирующим элементом для титана, относящимся к группе (-стабилизаторов, т.е. повышающим температуру полиморфного  $\alpha \Leftrightarrow \beta$  - превращения, а следовательно, расширяющим область существования (-фазы.

На рис. 1 приведена часть диаграммы состояния  $\langle Ti-Al \rangle$  сплавов, из которой видно, что  $Al$  повышает температуру аллотропического превращения  $Ti$  и образует обширную область твердых растворов с  $\alpha-Ti$ , которая простирается до 6,0% $Al$ . Сплавы, содержащие 6,0... 12,0% $Al$ , располагаются в двухфазной области ( $\alpha + \alpha_2$ ), где  $\alpha_2$  – сверхструктура ( $Ti_3Al$ ). На рис. 2 показано влияние  $Al$  на свойства  $Ti$ . Как видно, с увеличением содержания  $Al$  прочность ( $\sigma_b$ ) сплава возрастает, пластичность ( $\delta$ ,  $KC$ ) падает. Заметное снижение пластических свойств наблюдается для сплавов с 6,0... 8,0%  $Al$ , сплавы же с 10,0%  $Al$  хрупко разрушаются. Это вызвано образованием  $\alpha_2$ -фазы. В [3] установлено, что в  $\langle Ti-Al \rangle$  сплавах  $\alpha_2$ -фаза начинает выпадать при  $\sim 5,0 Al$ .

Вместе с тем известно [4, 5], что ванадий препятствует образованию  $\alpha_2$ -фазы, поэтому в  $\langle Ti-Al-V \rangle$  сплавах можно повысить содержание  $Al$  без опасения охрупчивания. Так, в  $\langle Ti-Al-V \rangle$  сплавах, содержащих до 3,0%  $V$ ,  $\alpha_2$ -фаза практически отсутствует, в сплавах с 4,0% и 6,0... 10,0%  $V$  количество  $\alpha_2$ -фазы составляет  $\sim 7,0\%$  и  $\sim 14,0... 18,0\%$ . Как видно, оптимально реализуются прочность и пластичность, поэтому их относят к весьма перспективным титановым сплавам.

Таблица

Механические свойства титана и его сплавов, полученных различными способами

Состав	НВ, МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КС, кДж/м <sup>2</sup>
1. Пирометаллургией (стандартные)					
BT1-1	1200... 1400	450... 550	$\geq 25$	$\geq 50$	650
<Ti-4%Al>	2500	650	13	31	530
<Ti-6%Al-4%V>	3100	930	17	38	500
2. Порошковой металлургией (горячее прессование, ~ 1150... 1200° С)					
Ti	1150	401	18	41	450
<Ti-4%Al>	2010	580	8	25	360
<Ti-6%Al-4%V>	2710	815	9	14	310
3. Порошковой металлургией (горячая экструзия, ~ 1150... 1200 ° С, $\lambda=4$ )					
Ti	1420	550	35	55	670
<Ti-4%Al>	2580	690	14	36	560
<Ti-6%Al-4%V>	3160	950	15	35	520
<Ti-W*> (W*=12,5%объ.)	1850	715	26	30	870
<Ti-W*> (W*=25,0%объ.)	2140	910	17	24	1140

Примечание: 1) фракции титановых порошков – 200 мкм, <Ti-Al> и <Ti-Al-V>- порошки легированные опытно-промышленного производства;

2) W\* - волокна вольфрама;  $d=0,06$  мм,  $l/d \cong 80$

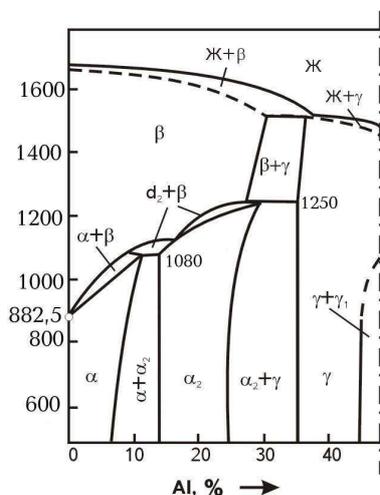


Рис. 1. Диаграмма состояния системы <Ti-Al>

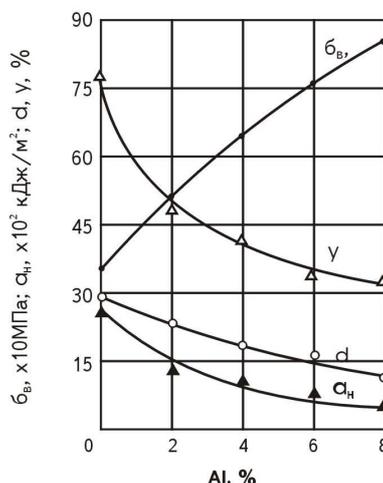


Рис. 2. Влияние Al на механические свойства Ti

Поскольку титан и его сплавы подвергались армированию вольфрамовыми волокнами, то рассмотрим диаграмму состояния системы <Ti-W>. Установлено [6, 7], что в интервале перитектической (~ 1880°С) и эвтектоидной (~ 715° С) температур существуют  $\beta$ -фаза (до концентрационной кривой ~ 50... ~ 28% W) и ( $\beta$  - W)-фаза. Следовательно, при (1880°С достигается максимальная растворимость (~50%) W

в  $\beta$ -Ti. С понижением температуры до 715 °С растворимость уменьшается до (28% W. При этой же температуре, т.е. 715°C,  $\beta$  - фаза претерпевает эвтектоидный распад ( $\beta \rightarrow \alpha + W$ ). Температура превращения  $\beta$  -Ti $\rightarrow\alpha$ - Ti снижается с увеличением содержания W от 882,5°C до 715°C при эвтектоидном составе. Максимальная растворимость W в  $\alpha$ -Ti составляет ~0,8% при 715°C. Что же касается Ti, то его растворимость в W снижается от (8,0% при перитектической температуре ~ 1880°C) до ~ 5,0% при эвтектоидной (715°C).

При закалке из  $\beta$ -области сплавов, содержащих до ~20,0% W,  $\beta$ - фаза не сохраняется и превращается в неравновесную  $\alpha'$  - фазу, имеющую характерную *мартенситную* структуру. В сплавах с более 25,0% W при закалке  $\beta$ - фаза полностью сохраняется. Кроме того, увеличение содержания W в сплаве понижает температуру мартенситного превращения и уменьшает количество ( $\alpha'$ -фазы, которое при закалке, как отмечалось, переходит в  $\alpha'$  - фазу).

Таким образом, система <Ti-W> образует ограниченные твердые растворы, в связи с чем в качестве упрочнителя были выбраны волокна W, т.е. композиция <Ti-W\* >. Что же касается системы <Ti-Mo>, то (-Ti с Mo образуют непрерывный ряд твердых растворов подобно <Fe-Ni> сплавам. Линия солидуса повышается от температуры плавления Ti (~ 1670° С) до температуры плавления Mo (~ 2620° С). В этой связи возникает проблема сохранения целостности волокон Mo в композиции <Ti-Mo\* > при прессовании и спекании, что требует сравнительно высоких температур (1150...1200 °С).

В таблице приведены механические свойства титана и его сплавов после отжига ( $T_{от}=800..850^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{от} \approx 2$  ч) на мелкое зерно. Отметим, что стандартный сплав <BT1-1> по химическому составу (Ti $\geq$ 99,1%) близок к технически чистому титану <BT1-00> [8]. Как и следовало ожидать, порошковые материалы, полученные горячим прессованием, по свойствам заметно уступают базовым (стандартным) материалам, т.е титану и его сплавам. Это объясняется прежде всего структурной пористостью  $\theta \cong 4,0\%$ . Безусловно, на формирование свойств определенное влияние оказывает и степень сращивания [9, 10], т.е установление металлической связи между частицами порошков. Остаточная пористость, хотя сравнительно и небольшая ( $\theta \cong 4,0\%$ ), но существенно препятствует структурной консолидации компактируемых материалов. Вот почему это особенно отражается на ударной вязкости (KV) материалов. Как видно из таблицы, ударная вязкость по сравнению с базовым титаном и его сплавами составляет ~ 62,0( 68,0%.

Свойства титана (Ti) и его сплавов (<Ti-4%Al> и <Ti-6%Al-4%V>), полученных горячей экструзией, по существу, такие же, как у аналогичных стандартных марок (см. табл. ). Экструзия, совмещающая процессы формования и спекания, отличается сдвиговыми пластическими деформациями, вследствие которых обеспечивается беспористая структура ( $\theta \cong 0\%$ )металлокерамических материалов. На этой основе, а также ввиду наличия больших степеней деформаций ( $\epsilon =60..90\%$ ,  $4 \leq \lambda \leq 8$ ) достигается структурная консолидация (межчастичное сращивание) экструдированных материалов и изделий [9, 11, 12].

Определенный интерес представляют результаты испытаний металло-керамического титана, армированного волокнами вольфрама (W\*), т.е. композиционного материала <Ti-W\* >, полученного экструзией. Как и следовало

ожидать, прочность ( $\sigma_B$ ) и вязкость (КС) композита  $\langle Ti-W^* \rangle$  значительно возрастают: при объемном содержании 12,5 %  $W^*$  и 25,0% $W^*$  в  $\sim 1,3$  и  $\sim 1,7$  раза соответственно. Следовательно, армирование позволяет существенным образом повысить прочность и пластичность композиционного материала, что практически невозможно осуществить на базовых материалах, подвергая их различным методам упрочнения, в том числе и механотермической обработке.

Лучшие результаты могут быть получены при совершенствовании технологии, включающей выбор и подготовку исходных материалов (матрицы и волокон), оптимизацию процессов экструзии и термической обработки. Это подтверждают и структурные исследования. Как видно из рис. 3 а, продолжительность спекания в течение  $\sim 1$  ч при  $1150^\circ C$  (в среде аргона марки  $\langle A \rangle$ ) значительно повреждает волокна  $W^*$ . В результате взаимодействия с  $Ti$  (матрицей) образуется прослойка по всей длине волокна толщиной  $3..4$  мкм, что, естественно, снижает механические свойства армированного титана. Микрорентгеноспектральным анализом выявлена следующая фрагментация фаз:  $\alpha-Ti-(\alpha+\beta)-Ti-\beta-Ti-W$ . Прослойки образуются почти на всех волокнах, что подтверждается рис. 3 б.

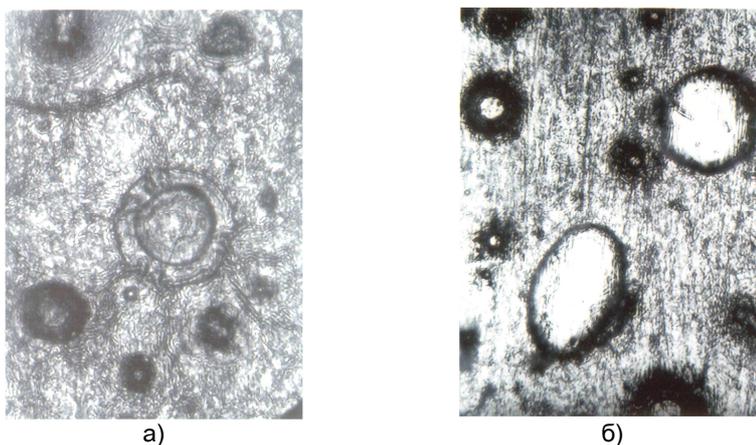


Рис.3. Структуры армированного титана  $\langle Ti-W^* \rangle$ , содержащего 12,5% об.  $W^*$ : а – спекание при  $T_{сп}=1150^\circ C$  и  $\tau_{сп}=1,0$  ч, экструзия при  $T_э=1150^\circ C$  и  $\lambda=4$ ; б – спекание при  $T_{сп}=1150^\circ C$  и  $\tau_{сп}=0,5$  ч, экструзия при  $T_э=1150^\circ C$  и  $\lambda=4$

Уменьшение продолжительности спекания до  $\tau_{сп}=0,5$  ч заметно снижает толщину прослойки ( $\sim 1..2$  мкм). Кроме того, на этом же микроснимке четко просматривается ориентация волокон  $W^*$  в направлении экструзии. Именно эта отличительная особенность делает процесс экструзии уникальным для синтеза композиционных материалов.

В заключение считаем необходимым отметить, что более перспективными являются титановые сплавы, армированные волокнами, в частности, на основе  $\langle Ti-Al \rangle$ ,  $\langle Ti-Al-V \rangle$ ,  $\langle Ti-Al-Mo \rangle$  и др.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Петросян А.С.** Формирование структуры и свойств армированных композиционных материалов // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН. –2001. - Т. 54, № 2. – С. 195 – 198.
2. **Петросян А.С.** Армированные материалы конструкционного назначения // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН. –2002. - Т. 55, № 1. – С. 30-37.
3. **Вульф Б.К.** Термическая обработка титановых сплавов. – М.: Metallurgia, 1969. – 374 с.
4. **Wroten F.R., Harmon E.L., Troiano A.R.** I. Metals. - 1955.-V. 7, 1 2. - P. 413-419.
5. **Чечулин Б.Б., Ушаков С.С.** и др. Титановые сплавы в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.
6. **Еременко В.Н.** Титан и его сплавы. – Киев: АН УССР, 1960. – 500 с.
7. **Zwicker U.** Titan und Titanlegierungen. – New York, 1974. – 510 p.
8. Справочник металлста. – М.: Машиностроение, 1976. – Т.2. – 720 с.
9. **Манукян Н.В.** Технология порошковой металлургии. – Ереван: Айастан, 1986. – 234 с.
10. **Дорофеев В.Ю., Кособоков И.А.** и др. Процессы сращивания в порошковой металлургии. – Новочеркасск, 1990. – 88 с.
11. **Штерн М.Б., Сердюк Г.Г.** и др. Феноменологические теории прессования порошков. – Киев: Наукова думка, 1982. – 140 с.
12. **Петросян А.С.** Экспериментально-теоретические исследования процессов экструзии металлокерамического титана и его сплавов // Изв. НАН РА и ГИУА. Сер. ТН. –2002. - Т. 55, № 3. – С. 371-378.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 5.04.2002.

## Հ. Ս. ՊԵՏՐՈՍՅԱՆ ՓՈՇԵՄԵՏԱԼՈՒԳԻԱԿԱՆ ԵՂԱՆԱԿՈՎ ՍՏԱՑՎԱԾ ՏԻՏԱՆԻ ԵՎ ՆՐԱ ՀԱՄԱՁՈՒԼՎԱԾՔՆԵՐԻ ՄԵՌԱՆԻԿԱԿԱՆ ՀԱՏՎՈՒԹՅՈՒՆՆԵՐԸ

Բերված են տաք մամլմամբ և արտամղմամբ ստացված տիտանի և նրա համաձուլվածքների մեխանիկական հատկությունների փորձնական հետազոտությունների արդյունքները: Տրվում է համանման բազային նյութերի նկատմամբ դրանց համեմատական գնահատականը:

## H.S. PETROSSYAN MECHANICAL PROPERTIES OF THE TITANIUM AND ITS ALLOYS OBTAINED BY POWDER METALLURGY

Experimental investigation results on mechanical properties of titanium and its alloys obtained by hot pressing and extrusion are given. Their evaluation is compared with analogous basic materials.