

М. В. Буланова, Ю. Н. Подрезов, Ю. В. Фартушная, А. Н. Рафал,  
академик НАН Украины С. А. Фирстов

## Фазовый состав, структура и механические свойства богатых титаном сплавов системы Ti–Dy–Sn

*The phase composition, structure, and mechanical properties of Ti-rich alloys of the Ti–Dy–Sn system are studied. It is shown that plasticity at 20 °C of as-cast and annealed Ti–5Dy–Sn alloys decreases versus tin concentration. The concentration dependence of plasticity at 800 °C of as-cast and annealed alloys shows the maximum at 10–15% (at.) Sn. The values of yield stress and ultimate stress at 20 and 800 °C of both as-cast and annealed alloys demonstrate the maxima at 10–15% (at.) tin, as well. This corresponds to the  $\langle\beta^*-\text{Ti}\rangle + \langle\text{Dy}_5\text{Sn}_3\rangle/\langle\beta^*-\text{Ti}\rangle + \langle\text{Ti}_3\text{Sn}\rangle + \langle\text{Dy}_5\text{Sn}_3\rangle$  phase boundary.*

В работах [1–3] нами показано, что композиции на основе системы Ti–Sn являются перспективными для создания жаропрочных титановых сплавов. Концентрационные зависимости низко- (при комнатной температуре) и высокотемпературной (при 800 °C) прочности отожженных сплавов Ti–Sn и Ti–5Dy–5Si–Sn, а также их низкотемпературной пластичности демонстрируют максимум при содержании олова 10–15%<sup>1</sup>. В [3] это объясняется близостью состава сплавов к фазовой границе  $\beta^{*2}/\beta^* + \alpha_2^3$ , играющей определяющую роль в механическом поведении бинарных сплавов. Это согласуется с данными [4] по ползучести сплавов системы Ti–Sn. Аналогично, состав сплавов Ti–5Dy–5Si–Sn, показывающих оптимальное сочетание прочности/жаропрочности и пластичности при комнатной температуре, находится вблизи границы  $\beta^* + Z^4 + 5/3^5/\beta^* + \alpha_2 + Z + 5/3$ . Данные о характере фазовых равновесий и о механических свойствах сплавов системы Ti–Dy–Sn, являющейся одной из ограничивающих для четырехкомпонентной системы Ti–Dy–Si–Sn, практически отсутствуют. В работе [5] нами показано, что в сплаве 90Ti–5Dy–5Sn, отожженном при 1200 °C, 30 ч, наблюдается хорошее сочетание низкотемпературной пластичности и высокотемпературной прочности. Высказано предположение о том, что присутствующая в отожженном сплаве фаза на основе интерметаллида Dy<sub>5</sub>Sn<sub>3</sub> способствует повышению как жаропрочности (как не содержащая титан в своей основе), так и низкотемпературной пластичности (за счет диспергирования структуры). Целью данной работы было изучение структуры и свойств сплавов системы Ti–Dy–Sn в области, богатой титаном.

**1. Методика эксперимента.** Исходными материалами служили Ti (99,85%), Dy (99,76%) и Sn (99,9995%). Сплавы выплавляли в электродуговой печи и исследовали в литом и отожженном состояниях методами микроструктурного анализа (МСА) с помощью оптической и электронной сканирующей микроскопии, рентгеновского фазового анализа (РФА). Механические свойства определяли по результатам испытаний на сжатие: степень

<sup>1</sup>Здесь и далее используются % (ат.).

<sup>2</sup> $\beta$  – фаза на основе  $\beta$ -Ti;  $\alpha$  – фаза на основе  $\alpha$ -Ti;  $\beta^*$  – равновесная  $\beta$ -фаза, превращенная в  $\alpha$ -фазу при охлаждении.

<sup>3</sup> $\alpha_2$  – фаза на основе Ti<sub>3</sub>Sn.

<sup>4</sup>Z – фаза на основе Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>.

<sup>5</sup>5/3 – фаза на основе Dy<sub>5</sub>Sn<sub>3</sub>.

деформации при комнатной температуре — пластичность, предел текучести при 800 °С — жаропрочность.

Методики приготовления, термообработки и исследования подробно описаны в [3].

**2. Результаты и их обсуждение.** Систему Ti–Dy–Sn изучали в титановом углу преимущественно на сплавах по изоконцентраатам 5Dy и 65Ti. Сплавы исследовали в литом и отожженном состояниях. Отжиг проводили при температурах 1100 и 1200 °С с выдержкой 30 ч при каждой температуре. Микроструктура литых и отожженных образцов показана на рис. 1 и 2, фазовый состав и механические свойства сплавов приведены в табл. 1, концентрационные зависимости механических свойств — на рис. 3, 4.

Подчеркнем, что в изученных сплавах  $\beta$ -фаза не сохраняется при охлаждении и даже при острой закалке, а переходит в  $\alpha$ -фазу. Поэтому ниже (пункт 2.2) для нее используется обозначение  $\beta^*$ , показывающее, что в равновесном состоянии должна быть  $\beta$ -фаза, хотя в реальных сплавах наблюдается  $\alpha$ -фаза. В пункте же 2.1 используется обозначение  $\beta$ , подчеркивающее, что в данном случае рассматривается равновесный фазовый состав.

**2.1. Фазовый состав и структурные составляющие.** В сплавах (90–80)Ti–5Dy–(5–15)Sn (рис. 1, *a–в*) и 65Ti–30Dy–5Sn (рис. 1, *е*) первично й является  $\beta$ -фаза. В сплавах (75–70)Ti–5Dy–(20–25)Sn (рис. 1, *з, д*) первичные зерна двухфазны: участки  $\beta$ -фазы, расположенные внутри зерен, окаймлены слоями  $\alpha_2$ -фазы. По нашему мнению, это связано с неравновесным характером кристаллизации, когда  $\beta$ -фаза сильно пересыщена оловом, до его концентрации, отвечающей области первичной кристаллизации  $\alpha_2$ -фазы. В результате после кристаллизации пересыщенной  $\beta$ -фазы равновесие достигается выделением из нее фазы  $\alpha_2$ . При равновесной кристаллизации в этих сплавах первичной должна быть  $\alpha_2$ -фаза. В сплаве 65Ti–10Dy–25Sn (рис. 1, *з*)  $\alpha_2$ -фаза первична, в сплаве 65Ti–20Dy–15Sn (рис. 1, *жс*) первична фаза 5/3.

В сплавах (85–80)Ti–5Dy–(10–15)Sn (рис. 1, *б–в*) и 65Ti–(30–20)Dy–(5–15)Sn (рис. 1, *е, жс*) кристаллизация заканчивается в эвтектике ( $\beta + 5/3$ ), в сплавах (75–70)Ti–5Dy–(20–25)Sn (рис. 1, *з, д*) и 65Ti–10Dy–25Sn (рис. 1, *з*) — в эвтектике ( $\alpha_2 + 5/3$ ). В сплаве 90Ti–5Dy–5Sn (рис. 1, *а*) равновесной является эвтектика  $\beta + 5/3$ . Однако в исследуемом образце кристаллизация, видимо, проходила неравновесно, так как она завершается в эвтектике  $\beta + \alpha_2$ .

После отжига сплавы 90Ti–5Dy–5Sn, 65Ti–20Dy–15Sn (рис. 2, *а, жс*) и 70Ti–5Dy–25Sn (рис. 2, *д*) двухфазны. Первые два имеют фазовый состав  $\beta + 5/3$ , последний —  $\alpha_2 + 5/3$ . Остальные исследованные сплавы трехфазны. Сплавы (80–75)Ti–5Dy–(15–20)Sn (рис. 2, *в, з*) и 65Ti–10Dy–25Sn (рис. 2, *з*) содержат фазы  $\beta + \alpha_2 + 5/3$ , сплав 65Ti–30Dy–5Sn (рис. 2, *е*) —  $\beta + \langle \alpha - Dy \rangle + 5/3$ .

**2.2. Механические свойства.** Предел текучести и предел прочности при 20 °С ( $\sigma_{0,2}^{20}$  и  $\sigma_m^{20}$ ) литых сплавов Ti–5Dy–Sn возрастает с увеличением концентрации олова (рис. 3, *а, в*), причем темп возрастания резко увеличивается на участке 20–25% Sn. Слабое монотонное повышение  $\sigma_m$  и  $\sigma_{0,2}$  в интервале 10–20% Sn связано, очевидно, с относительным незначительным увеличением содержания интерметаллида 5/3. Появление интерметаллида  $\alpha_2$  в сплаве с 20% Sn не сказывается на уровне свойств. В сплаве с 5% Sn наблюдается слабый максимум как  $\sigma_{0,2}$  (763 МПа), так и  $\sigma_m$  (1046 МПа), что может объясняться как характером, так и морфологией эвтектики. Для сравнения, в сплаве с 10% Sn эти значения составляют 561 и 924 МПа соответственно. Указанный максимум, однако, весьма незначителен и не проявляется на концентрационной зависимости деформации до разру-

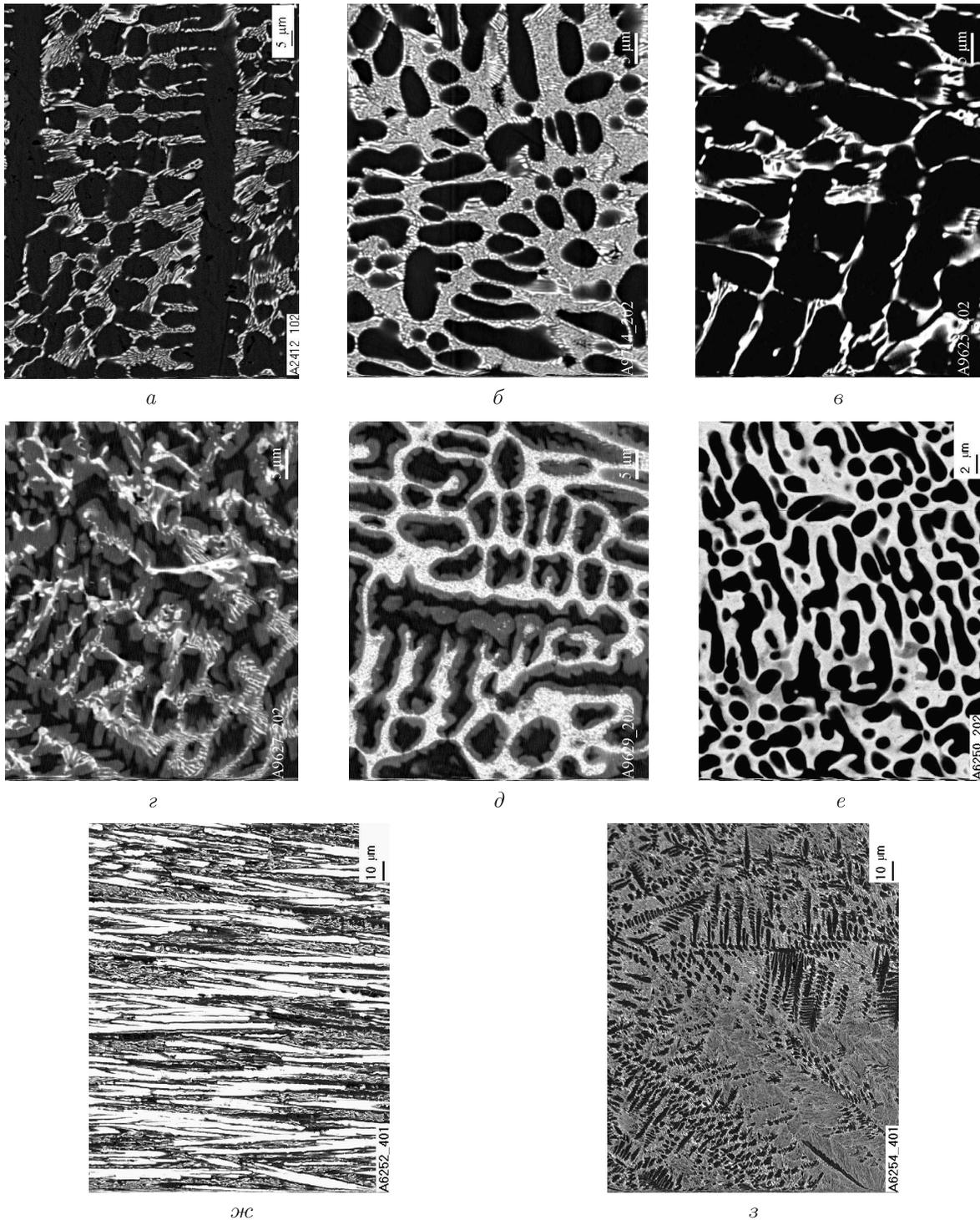


Рис. 1. Микроструктура литых сплавов системы Ti–Dy–Sn:

*a* – 90Ti–5Dy–5Sn,  $\times 1000$ ,  $\beta$ +эвтектика ( $\beta+5/3$ ); *б* – 85Ti–5Dy–10Sn,  $\times 2000$ ,  $\beta$ +эвтектика ( $\beta+5/3$ ); *в* – 80Ti–5Dy–15Sn,  $\times 2000$ ,  $\beta$ +эвтектика ( $\beta+5/3$ ); *г* – 75Ti–5Dy–20Sn,  $\times 2000$ ,  $\beta+\alpha_2$ +эвтектика ( $\alpha_2+5/3$ ); *д* – 70Ti–5Dy–25Sn,  $\times 2000$ ,  $\beta+\alpha_2$ +эвтектика ( $\alpha_2+5/3$ ), *е* – 65Ti–30Dy–5Sn,  $\times 2000$ ,  $\beta$ +эвтектика ( $\beta+5/3$ ); *ж* – 65Ti–20Dy–15Sn,  $\times 400$ ,  $5/3$ +эвтектика ( $\beta+5/3$ ); *з* – 65Ti–10Dy–25Sn,  $\times 400$ ,  $\alpha_2$ +эвтектика ( $\alpha_2+5/3$ )

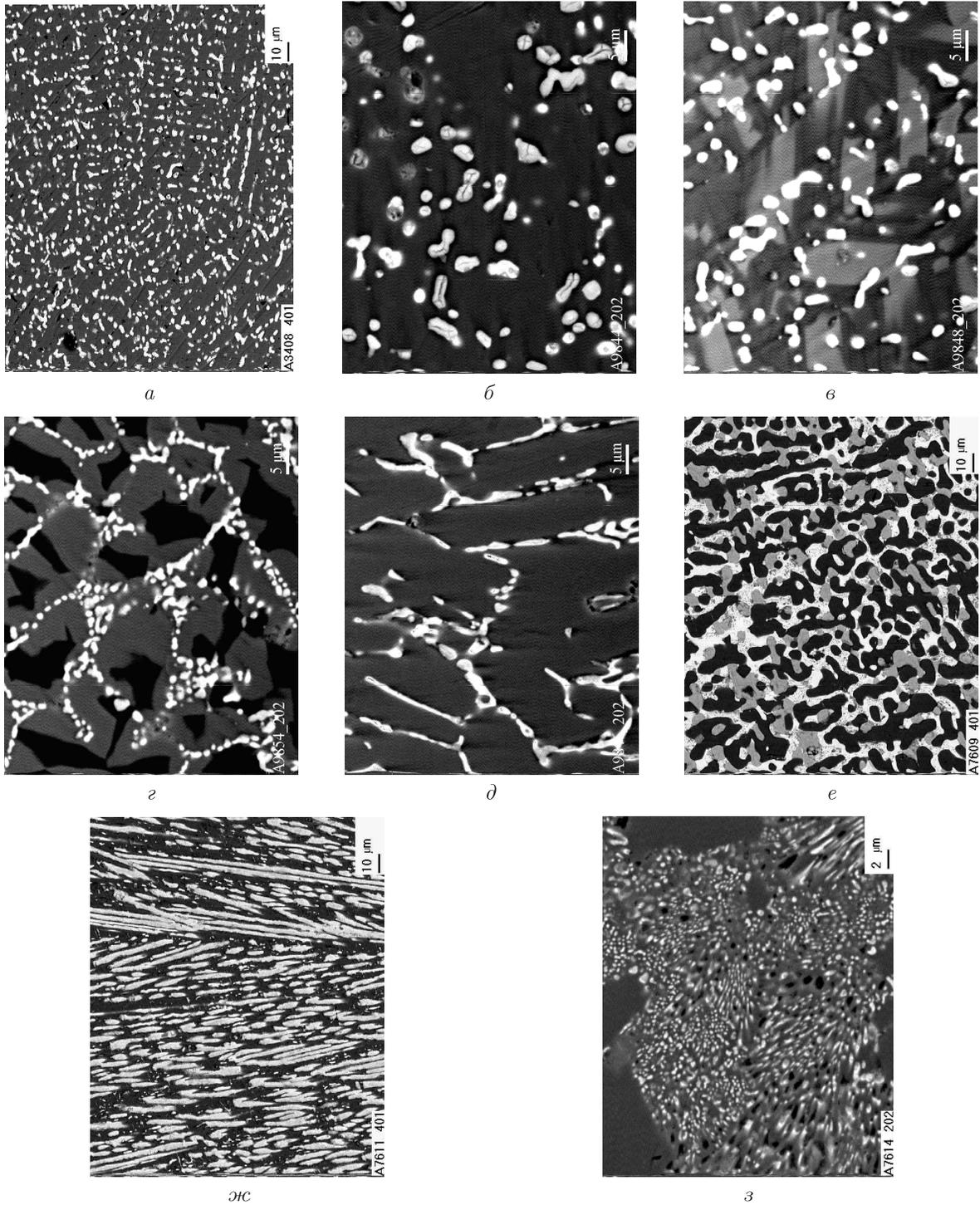


Рис. 2. Микроструктура отожженных сплавов системы Ti-Dy-Sn:  
*a* – 90Ti-5Dy-5Sn, 1200 °C, 30 ч,  $\times 400$ ,  $\beta + 5/3$ ; *б* – 85Ti-5Dy-10Sn, 1200 °C, 30 ч,  $\times 2000$ ,  $\beta + 5/3$ ;  
*в* – 80Ti-5Dy-15Sn, 1200 °C, 30 ч,  $\times 2000$ ,  $\beta + 5/3 + \alpha_2$ ; *г* – 75Ti-5Dy-20Sn, 1200 °C, 30 ч,  $\times 2000$ ,  
 $\beta + 5/3 + \alpha_2$ ; *д* – 70Ti-5Dy-25Sn, 1200 °C, 30 ч,  $\times 2000$ ,  $\beta + 5/3 + \alpha_2$ ; *е* – 65Ti-30Dy-5Sn, 1100 °C, 30 ч,  
 $\times 400$ ,  $\beta + 5/3 + \langle \alpha - Dy \rangle$ ; *ж* – 65Ti-20Dy-15Sn, 1100 °C, 30 ч,  $\times 400$ ,  $\beta + 5/3$ ; *з* – 65Ti-10Dy-25Sn, 1100 °C,  
 $\times 2000$ ,  $\beta + 5/3 + \alpha_2$

Таблица 1. Фазовый состав и механические свойства сплавов системы Ti–Dy–Sn

Сплав, % (ат.)			Термообработка	Фазовый состав	Механические свойства			
Ti	Dy	Sn			$T_{исп}, ^\circ C$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_m, \text{МПа}$	$\varepsilon, \%$
1	2	3	4	5	6	7	8	9
95	5	0	Литой	$\beta^* + \text{эвтектика } (\beta^* + \langle \alpha - Dy \rangle)$	20 <sup>1)</sup>	297	900	20
			1200 °C, 31 ч		800 <sup>1)</sup>	52	110	40
					20 <sup>1)</sup>	305	> 950	20
90	5	5	Литой	$\beta^* + \text{эвтектика } (\beta^* + \alpha_2^2)$	800 <sup>1)</sup>	45	> 50	> 40
			1200 °C, 30 ч		20	763	1046	15
					800	97	145	20
85	5	10	Литой	$\beta^* + 5/3$	20	427	1000	25
			1200 °C, 30 ч		800	122	> 150	> 40
					20	561	924	10
80	5	15	Литой	$\beta^* + \text{эвтектика } (\beta^* + 5/3)$	800	260	340	34
			1200 °C, 30 ч		20	875	1314	13,7
					800	313	406	45
75	5	20	Литой	$\beta^* + \text{эвтектика } (\beta^* + 5/3)$	20	656	981	7,2
			1200 °C, 30 ч		800	680	785	35
					20	790	1254	13,5
75	5	20	Литой	$\beta^{*3}) + \alpha_2 + \text{эвтектика } (\alpha_2 + 5/3)$	800	436	536	40
			1200 °C, 30 ч		20	751	1038	4,4
					800	423	445	2
75	5	20	1200 °C, 30 ч		20	630	818	8,9
					800	418	605	14

Таблица 1. Продолжение

1	2	3	4	5	6	7	8	9
70	5	25	Литой 1200 °С, 30 ч	$\beta^{*3)} + \alpha_2 + \text{эвтектика } (\alpha_2 + 5/3)$	20	1053	1471	4,4
				$\alpha_2 + 5/3$	800	468	503	2
					20	342	463	4,6
65	30	5	Литой 1100 °С, 30 ч	$\beta^* + \text{эвтектика } (\beta^* + 5/3)$	20	545	924	11,2
				$\beta^* + \langle \alpha - Dy \rangle + 5/3$	800	152	186	15
					20	460	835	10,9
65	20	15	Литой 1100 °С, 30 ч	$5/3 + \text{эвтектика } (\beta^* + 5/3)$	800	106	130	54,5
				$\beta^* + 5/3$	20	1050	1117	0,41
					800	356	457	14,7
65	10	25	Литой 1100 °С, 30 ч	$\alpha_2 + \text{эвтектика } (\alpha_2 + 5/3)$	20	685	700	0,88
				$\beta^* + \alpha_2 + 5/3$	800	730	877	8,6
					20	570	848	3,6
					800	529	586	13,4

1) Данные [6].

2) Эвтектика неравновесна. При равновесной кристаллизации должна наблюдаться эвтектика  $\beta + 5/3$ .3)  $\beta^*$  метастабильна.

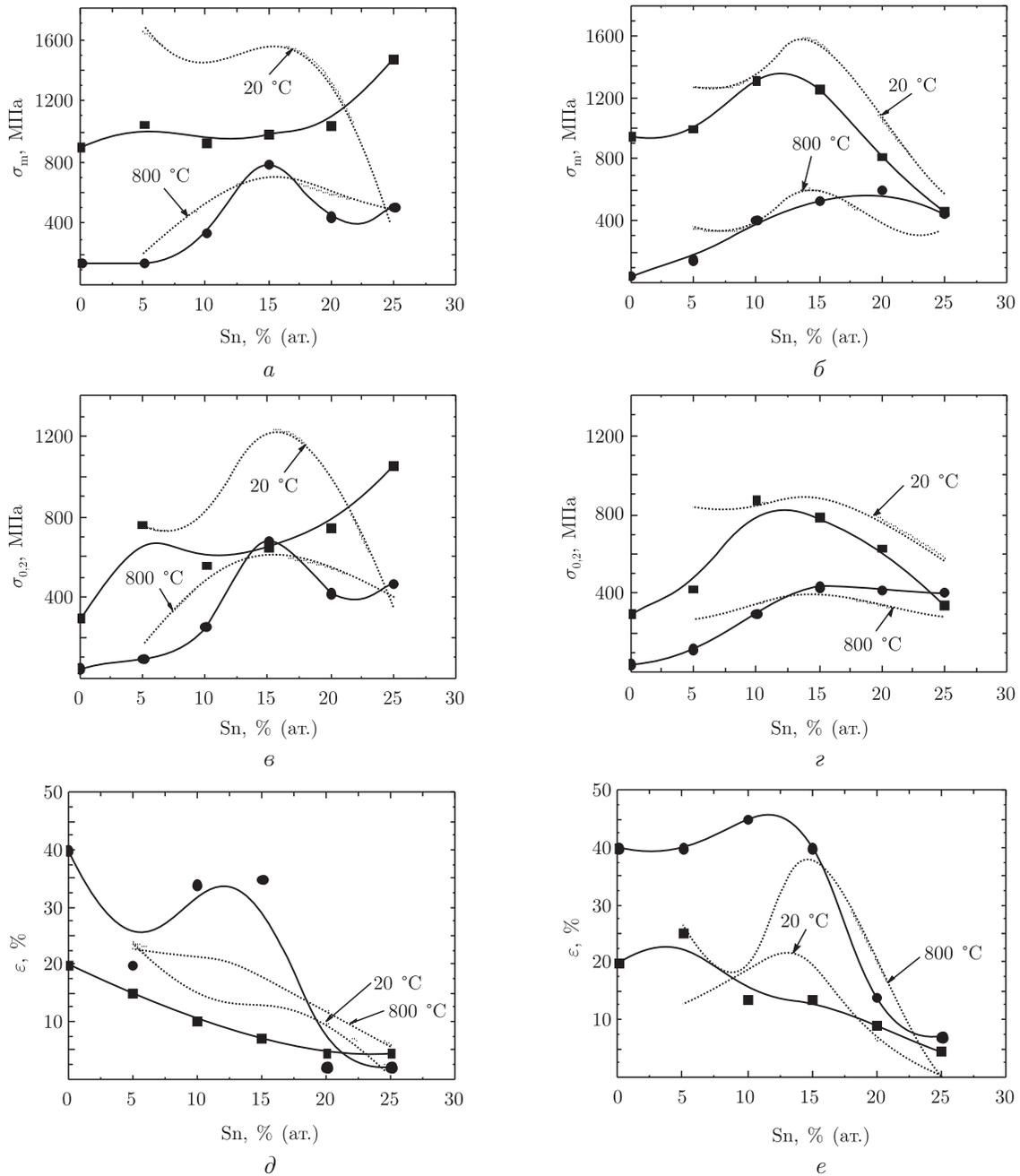


Рис. 3. Механические свойства сплавов Ti-5Dy-Sn: а, в, д – литые образцы; б, г, е – отожженные образцы; ■ – температура испытания 20 °С; ● – температура испытания 800 °С; ... – сплавы системы Ti-Sn

пения  $\epsilon$  (рис. 3, д), которая монотонно понижается с ростом концентрации олова и не превышает 15%. Для сравнения на рис. 3, д приведена концентрационная зависимость  $\epsilon$  для бинарных сплавов системы Ti-Sn, в которых она достигает 20–22%. Некоторое снижение пластичности в трехкомпонентных сплавах объясняется присутствием в фазовом составе последних интерметаллидной фазы 5/3.

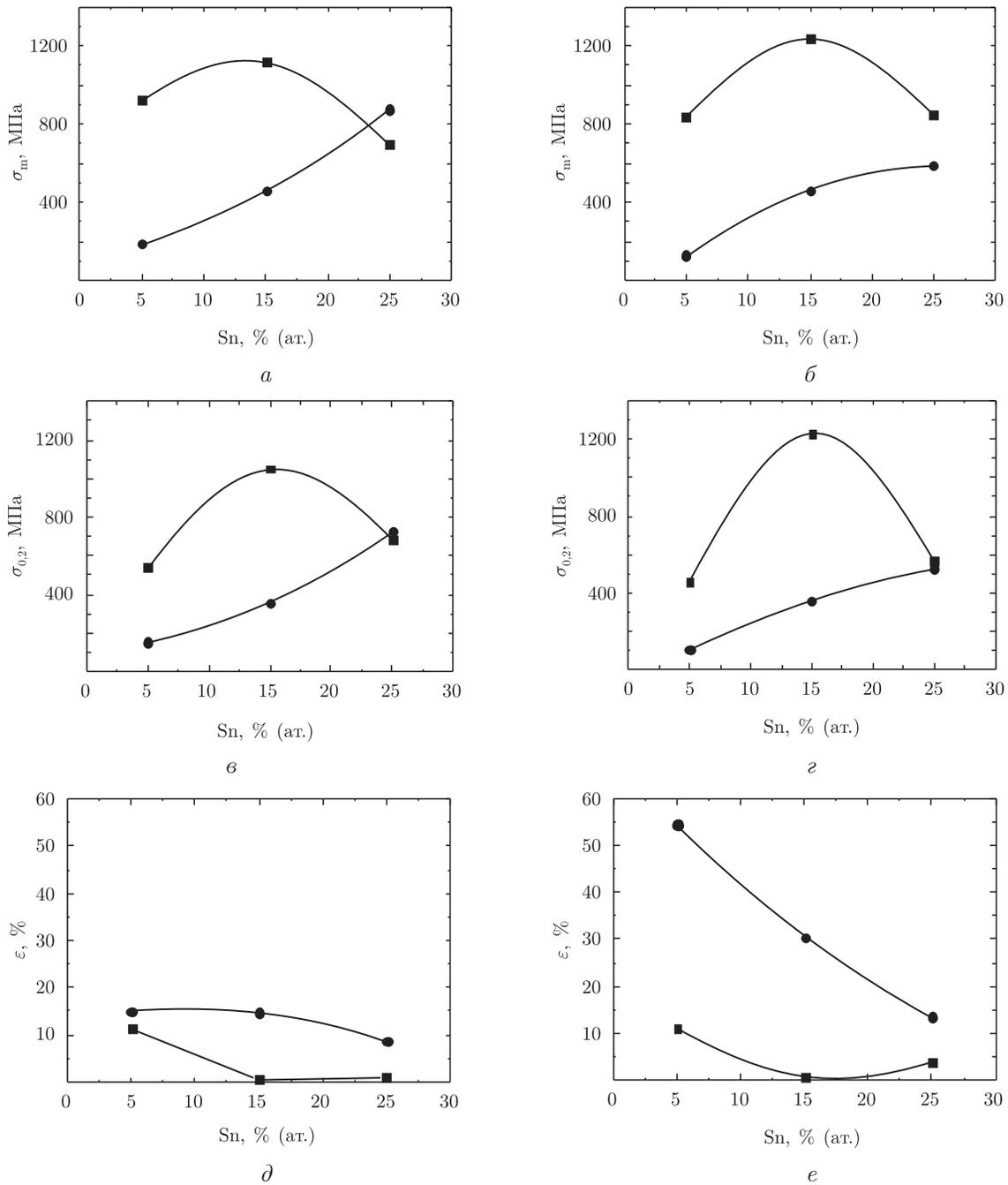


Рис. 4. Механические свойства сплавов 65Ti–Dy–Sn

Концентрационная зависимость жаропрочности литых сплавов Ti–5Dy–Sn, которая оценивается по результатам определения предела текучести и предела прочности при 800 °C ( $\sigma_{0,2}^{800}$  и  $\sigma_m^{800}$ ), демонстрирует ярко выраженный максимум (рис. 3, а, в), который приходится на 15% Sn и отвечает фазовой границе  $\beta^* + 5/3/\beta^* + 5/3 + \alpha_2$ . Отметим, что максимум при таких содержаниях олова наблюдается и в литых бинарных сплавах Ti–Sn, испытанных как при 800, так и при 20 °C (рис. 3, а, в, пунктирная кривая).

Интересно, что концентрационная зависимость пластичности  $\varepsilon$  при 800 °С трехкомпонентных литых сплавов (рис. 3, *d*) симбатна таковым для  $\sigma_m^{800}$  и  $\sigma_{0,2}^{800}$ . Высокое значение  $\varepsilon$  для сплава, не содержащего олова ( $\varepsilon = 40\%$ ), объясняется фазовым составом сплава ( $\beta^* + \langle\alpha-Dy\rangle$ ), в котором отсутствуют интерметаллидные фазы.

Концентрационные зависимости  $\sigma_{0,2}^{20}$  и  $\sigma_m^{20}$  отожженных сплавов Ti–5Dy–Sn (рис. 3, *b, z*) также показывают максимум ( $\sigma_m^{20} \sim 1250\text{--}1300$  МПа;  $\sigma_{0,2}^{20} \sim 790\text{--}880$  МПа) при концентрации 10–15% Sn, отвечающей положению фазовой границы  $\beta^* + 5/3/\beta^* + \alpha_2 + 5/3$ . При этом, как и в литых сплавах,  $\alpha_2$ -фаза не влияет на уровень свойств. Понижение значений прочности с уменьшением концентрации олова ( $\sigma_m^{20} \sim 1000$  МПа,  $\sigma_{0,2}^{20} \sim 400$  МПа для сплава с 5% Sn), несмотря на благоприятную морфологию структуры (рис. 2, *a*), по-видимому объясняется понижением прочности  $\beta^*$ -матрицы за счет уменьшения растворимости олова. Снижение прочности при повышении содержания олова  $> 15\%$  ( $\sigma_m^{20} \sim 700$  МПа,  $\sigma_{0,2}^{20} \sim 600$  МПа для сплава с 20% Sn) очевидно объясняется морфологическими особенностями структуры. Так, если в сплавах с 10 и 15% Sn (рис. 2, *b, в*) частицы 5/3-фазы распределены статистически в матричных фазах ( $\beta^*$  и  $\beta^* + \alpha_2$  соответственно), то в сплавах с 20 и 25% Sn (рис. 2, *z, d*) они расположены по границам зерен матричных фаз. Характер зависимостей практически аналогичен таковым для двухкомпонентных сплавов Ti–Sn [3] (рис. 3, *b, z*, пунктирные кривые).

Прочность литых и отожженных сплавов при 800 °С изменяется с концентрацией олова (рис. 3, *b, z*), хотя уровень свойств отожженных сплавов существенно ниже, чем литых. Разница уменьшается с увеличением концентрации олова и исчезает в сплаве с 25% Sn. Следует отметить, что в отличие от двухкомпонентной системы, где повышение содержания олова до 20–25% ведет к резкому уменьшению жаропрочности, отожженные трехкомпонентные сплавы с таким же содержанием олова демонстрируют практически такую же жаропрочность ( $\sigma_{0,2} = 400\text{--}420$  МПа), как сплавы оптимальных составов (10–15% Sn). Сравнение характеристик прочности отожженных трехкомпонентных сплавов с бинарными Ti–Sn (рис. 3, *b, z*, пунктирные кривые) показывает, что  $\sigma_{0,2}^{800}$  и  $\sigma_m^{800}$  для них близки, тогда как  $\sigma_m^{20}$  и  $\sigma_m^{20}$  бинарных сплавов во всем интервале концентраций олова выше, чем тройных.

Пластичность отожженных сплавов несколько выше, чем литых (рис. 3, *d, e*), что, скорее всего, связано с уменьшением внутренних напряжений по межфазным границам и отсутствием эвтектического каркаса, имеющего место в литых сплавах. Высокотемпературная пластичность  $\varepsilon^{800}$  отожженных сплавов симбатна зависимостям  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_m$  и проявляет максимум при 10–15% Sn. Низкотемпературная пластичность  $\varepsilon^{20}$  имеет тенденцию к понижению с ростом концентрации олова, что объясняется увеличением относительного содержания интерметаллидной фазы 5/3. Слабый максимум при 5% Sn может объясняться высокодисперсностью структуры (рис. 2, *a*).

Сравнение пластичности трехкомпонентных сплавов Ti–5Dy–Sn с бинарными Ti–Sn [3] показывает в целом близкий уровень значений. Исключение составляет высокотемпературная пластичность сплавов с содержанием олова меньше 15%, где значения  $\varepsilon$  для тройных сплавов в среднем вдвое выше, чем для бинарных. Возможно, это объясняется диспергированием структуры, которому, в соответствии с [6], способствует диспрозий.

Концентрационные зависимости предела прочности и предела текучести при 20 °С литых и отожженных сплавов по изоконцентрате 65Ti (рис. 4, *a–z*) также показывают максимум вблизи границы  $\beta^* + 5/3/\beta^* + \alpha_2 + 5/3$ . Для этих характеристик при 800 °С наблюдается монотонное возрастание, что, возможно, объясняется изменением фазового состава:  $\beta^* + \langle\alpha-Dy\rangle + 5/3(5Sn) \rightarrow \beta^* + 5/3(15Sn) \rightarrow \beta^* + \alpha_2 + 5/3(25Sn)$ .

Концентрационные зависимости  $\varepsilon$  (рис. 4,  $d$ ,  $e$ ) при 20 и 800 °С антибатны  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_m$  при соответствующих температурах.

Таким образом, изучен фазовый состав сплавов системы Ti–Dy–Sn по изоконцентра-там 5Dy и 65Ti. Проведенные механические испытания на сжатие при 20 и 800 °С показывают, что добавление диспрозия к сплавам системы Ti–Sn способствует повышению пластичности при малых концентрациях олова (до 5%(ат.)) за счет диспергирования структуры, а также повышению жаропрочности в сплавах с концентрацией олова больше 10% (ат.), благодаря увеличению объемного содержания фазы  $\langle \text{Dy}_5\text{Sn}_3 \rangle$ . Оптимум механических свойств находится на границе фазовых областей  $\langle \beta^* - \text{Ti} \rangle + \langle \text{Dy}_5\text{Sn}_3 \rangle / \langle \beta^* - \text{Ti} \rangle + \langle \text{Ti}_3\text{Sn} \rangle + \langle \text{Dy}_5\text{Sn}_3 \rangle$ . Максимальную жаропрочность при 800 °С демонстрирует сплав 80Ti–5Dy–15Sn: в литом состоянии  $\sigma_{0,2} = 650$  МПа, в отожженном  $\sigma_{0,2} = 440$  МПа.

1. *Bulanova M., Podrezov Yu., Fartushna Yu.* Phase composition, structure and mechanical properties of Ti–Dy–Si–Sn alloys // *Intermetallics*. – 2006. – **14**. – P. 435–443.
2. *Fartushna Yu. V., Kotko A. V., Samelyuk A. V. et al.* Influence of thermal conditions on high-temperature mechanical properties of Ti–5Dy–5Si–Sn alloys // *High Temp. Mater. Proces.* – 2006. – **25**, No 1–2. – P. 67–73.
3. *Буланова М. В., Подрезов Ю. Н., Фартушина Ю. В. и др.* Структура и механические свойства сплавов системы Ti–Sn // *Доп. НАН України*. – 2006. – № 11. – С. 101–108.
4. *Корнилов И. И., Нартова Т. Т.* Жаропрочность сплавов системы титан — олово // *Изв. АН СССР. ОТН*. – 1960. – № 5. – С. 133–136.
5. *Буланова М. В., Подрезов Ю. Н., Фартушина Ю. В. и др.* Раздельное влияние кремния и олова на структуру и свойства сплава 95Ti–5Dy // *Доп. НАН України*. – 2004. – № 12. – С. 87–92.
6. *Bulanova M., Podrezov Yu., Fartushnaya Yu. et al.* Structure and properties of as-cast Ti–Dy alloys // *J. Alloys Compounds*. – 2004. – **370**, No 1–2. – L10–L13.
7. *Massalski T. B.* (Ed). *Binary alloy phase diagrams*. 2nd edition. – ASM International, Metals Park, OH, 1990.

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

*Поступило в редакцию 08.11.2006*