

PHYSICS OF STRENGTH AND PLASTICITY

PACS numbers: 62.20.F-, 62.20.M-, 81.05.Ni, 81.30.-t, 81.40.Lm

Деформация эвтектических композитов систем $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2)

О. П. Карасевская^{*,**}, Т. А. Соловьева^{**}, Ю. И. Богомол^{**},
П. И. Лобода^{**}, К. Абрамов^{**}

^{*}Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Академика Вернадского, 36,
03142 Киев, Украина

^{**}Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского»,
просп. Победы, 37,
03056 Киев, Украина

В работе проанализированы закономерности деформации эвтектических композитов систем $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) с волокнистым типом упрочняющей фазы в температурной области 600–1600°C. Проанализированы механизмы деформации с изменением температуры. Низкотемпературный механизм деформации связан с движением дислокаций в плоскостях с максимальной ретикулярной плотностью и прочность композита в этом случае определяется приведёнными сдвиговыми напряжениями в первичной системе скольжения, вторичные системы скольжения и волокна не вовлекаются в деформацию, материал разрушается хрупко. В области высокотемпературного механизма деформации в композитах $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) наблюдаются пластичность, субструктурное упрочнение в матрице, вязкое разрушение, а в волокнах растёт плотность дислокаций и формируется субструктура. Температура перехода от низкотемпературной деформации к высокотемпературной определяется несоответствием на межфазной

Corresponding author: Olha Pavlivna Karasevska
E-mail: karas@imp.kiev.ua

^{*}G. V. Kurdymov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine

^{**}National Technical University of Ukraine ‘Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute’,
37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine

Citation: O. P. Karasevska, T. O. Solovyova, I. I. Bogomol, P. I. Loboda, and K. Abramov, Deformation of Eutectic Composites of $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) Systems, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 7: 897–912 (2019) (in Russian), DOI: [10.15407/mfint.41.07.0897](https://doi.org/10.15407/mfint.41.07.0897).

границе матрица–волокно и для композита $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ наступает в области $\sim 1400^\circ\text{C}$ при несоответствии $\sim 1\text{--}2\%$, а в композите $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ при более низкой температуре $\sim 1000^\circ\text{C}$ при несоответствии $\sim 3\text{--}4\%$.

Ключевые слова: эвтектические композиты, механизмы деформации, приведённые напряжения, несоответствие.

В роботі проаналізовано закономірності деформації евтектичних композитів систем $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) з волокнистим типом фази зміцнення в температурній області $600\text{--}1600^\circ\text{C}$. Проаналізовано механізми деформації зі зміною температури. Низькотемпературний механізм деформації є пов'язаним з рухом дислокацій у площинах з максимальною ретикулярною густиною і міцність композиту в цьому випадку визначається зведеними напруженнями зсуву в первинній системі ковзання, вторинні системи ковзання і волокна не залучаються до процесу деформації, матеріал руйнується крихко. В області високотемпературного механізму деформації в композитах $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) спостерігаються пластичність, субструктурне зміцнення в матриці, в'язке руйнування, а у волокнах зростає густина дислокацій і формується субструктура. Температура переходу від низькотемпературної деформації до високотемпературної визначається невідповідністю на міжфазній границі матриця–волокно і для композиту $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ настає в області $\sim 1400^\circ\text{C}$ при невідповідності $\sim 1\text{--}2\%$, а в композиті $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ при більш низькій температурі $\sim 1000^\circ\text{C}$ при невідповідності $\sim 3\text{--}4\%$.

Ключові слова: евтектичні композити, механізми деформації, зведені напруження, невідповідність.

The paper analyses the laws of deformation of eutectic composites of $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) systems with a fibrous type of hardening phase in the temperature range of $600\text{--}1600^\circ\text{C}$. The deformation mechanisms with temperature change are analysed. The low-temperature deformation mechanism is associated with the movement of dislocations in planes with maximum of reticular density and the strength of the composite in this case is determined by the reduced shear stresses in the initial slip system, the secondary slip systems and fibbers are not involved in the deformation process, the material is brittle fractured. In the case of the high-temperature deformation mechanism, $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) composites exhibit plasticity, substructural hardening in the matrix, ductile fracture, and the density of dislocations in the fibbers increases and a substructure is formed. The temperature of the transition from low-temperature to high-temperature deformation is determined by a misfit on the matrix–fibber interface and for the $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ composite occurs in the region of $\sim 1400^\circ\text{C}$ with the misfit $\sim 1\text{--}2\%$, and for the $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ composite—at a lower temperature $\sim 1000^\circ\text{C}$ with the misfit $\sim 3\text{--}4\%$.

Key words: eutectic composites, deformation mechanisms, reduced stresses, misfit.

(Получено 9 октября 2018 г.; окончат. вариант — 12 мая 2019 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Эвтектические композиты $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) используются для изготовления термокатодных материалов. В монокристаллическом состоянии эти материалы имеют повышенные срок эксплуатации и технические характеристики [1–4]. Сплавы $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) наиболее часто получают методом направленной кристаллизации и объём матричной фазы LaB_6 в них составляет ~80–89 об.%, а упрочняющей волокнистой фазы MeB_2 ~11–20 об.% [5–8]. Наибольшее упрочнение в этих материалах наблюдается при наименьшем диаметре волокон упрочняющей фазы, который в условиях направленной кристаллизации может достигать $\varnothing \leq 1$ мкм. Волокна такого диаметра практически бездефектны [9, 10], их модуль сдвига ($G \sim 530$ ГПа) больше, чем в матричной фазе ($G \sim 490$ ГПа) и деформация развивается в последней, проявляя зависимость прочности композитов от кристаллографического направления приложенной нагрузки [10–12]. Матричная фаза (LaB_6) композитов имеет примитивную кубическую (ПК) кристаллическую решётку, где в вершинах куба расположены атомы La, а шесть атомов бора образуют октаэдр вокруг его центра.

Механизмам пластической деформации, которые наиболее чётко проявляются в монокристаллах, посвящено значительное количество работ [13–17]. Пластическая деформация в монокристаллах начинается, как правило, в результате сдвига слоёв атомов в первичной системе скольжения в плоскостях (задаются нормальными \mathbf{n}) с максимальной ретикулярной плотностью, т.е. наибольшим значением межплоскостного расстояния d , и в направлении наиболее плотного их расположения (задаются вектором Бюргерса \mathbf{b}). Стартовое сдвиговое напряжение (напряжение Пайерлса–Набарро τ^*), требуемое для движения дислокации через решётку зависит от d как [14, 16, 17]:

$$\tau^* = \exp(-d). \quad (1)$$

Вторичные системы скольжения с меньшей ретикулярной плотностью атомов в плоскостях скольжения (меньшими значениями d) вовлекаются в деформацию либо при локализации пластического течения, которое порождает кристаллографическую неоднородность и изменение сдвиговых напряжений в системах скольжения, либо при эволюции микроструктуры, приводящей к изменению напряжённого состояния материала [18, 19]. Относительные значения напряжения τ^* позволяют оценить возможность активизации систем скольжения в структуре кристалла.

При кристаллографическом скольжении приложенное вдоль оси g напряжение σ вызывает приложенное сдвиговое напряжение τ в

системе скольжения в соответствии с ориентационным фактором Шмида (f_{sh}), которое определяется как [13, 14]:

$$\tau = \sigma f_{sh}, \quad (2)$$

где

$$f_{sh} = \cos(g\tau) \cos(gn). \quad (3)$$

Таким образом, приложенные и стартовые сдвиговые напряжения, определяющие активизацию систем скольжения, влияют на развитие деформации в монокристаллических материалах. С учётом этих факторов в работе проведён анализ прочностных характеристик монокристаллических композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) ориентаций $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ в температурном интервале 600–1600°C.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Направлено армированные композиты выращивали способом безтигельной зонной плавки неспечённых пористых прессовок [3, 8, 20]. За исходные материалы брались промышленные порошки TiB_2 и LaB_6 Донецкого завода химреактивов с чистотой 98% масс. и средним диаметром частиц ~1 мкм. Смесь порошков $\text{LaB}_6 + 14\%$ масс. TiB_2 и $\text{LaB}_6 — 21\%$ масс. ZrB_2 готовилась семикратным протиранием через сито с размером ячеек 50 мкм. В качестве пластификатора использовался 2,5% водный раствор поливинилового спирта. Длинномерные заготовки диаметром 10 мм и длиной 145 мм прессовались на гидравлическом прессе под давлением 50 МПа и сушились в вакуумном шкафу при 100°C. После сушки образцы помещались в модифицированную высокочастотную установку «Кристалл 206» с индукционным нагревом. Стержень закреплялся в нижний зажим, а в верхнем фиксировали затравку с заданной кристаллографической ориентацией матричной фазы LaB_6 . Зонная плавка проводилась в атмосфере гелия с избыточным давлением 1 атм. Кристаллы композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ выращивались со скоростью 5 мм/мин. в кристаллографических направлениях $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ матричной фазы гексаборида лантана.

Кристаллы разрезались на балочки размером 2,5×3×20 мм³ на электроэрозионном станке и шлифовались алмазными пастами. Испытания на прочность проводились при температурах 600–1600°C на установке «Instron 4505» методами растяжения и трёхточечного изгиба в вакууме $\geq 1,3 \cdot 10^{-3}$ Па. Скорость нагрузки составляла 0,5 мм/мин., расстояние между опорами при изгибе — 16 мм. Контейнеры, в которых находились образцы, изготавливались из графита, опоры — из карбида кремния.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Расчёт напряжений сдвига в матричной фазе композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2(\text{ZrB}_2)$

В ПК-решётке LaB_6 матричной фазы композитов наибольшие значения ретикулярной плотности (f_{rd}) 0,5, 0,35 и 0,25 принадлежат плоскостям $\{001\}$, $\{011\}$, $\{111\}$ соответственно. Совместно с направлениями $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$ эти плоскости составляют системы скольжения, которые наиболее часто экспериментально выявляются в деформированных боридных эвтектических композитах [1, 3–5, 7, 8]. Ориентационные факторы Шмида (f_{sh}) для систем скольжения в ПК-структурах с наибольшими значениями f_{rd} представлены в табл. 1.

На рисунке 1 показано изменение значений f_{sh} в системах скольжения с разным значением f_{rd} при изменении ориентации нагружения вдоль сторон основного стереографического треугольника.

При нагружении вдоль ориентации $\langle 001 \rangle$ в системах скольжения

ТАБЛИЦА 1. Значения ориентационных факторов в системах скольжения матричной фазы LaB_6 при приложении нагрузки вдоль направлений $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в зависимости от относительных межплоскостных расстояний (d/d^*), ретикулярной плотности (f_{rd}) и значения напряжения Пайерлса–Набарро (τ^*).

TABLE 1. The values of orientation factors in the slip systems of the LaB_6 matrix phase when a load is applied along the $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ directions depending on the relative interplanar distances (d/d^*), reticular density (f_{rd}), and stress value Peierls–Nabarro (τ^*).

№ п/п	Характеристики систем скольжения				Направление приложения нагрузки					
					$\langle 001 \rangle$		$\langle 011 \rangle$		$\langle 111 \rangle$	
	Системы скольжения	d/d^*	f_{rd}	$1/\tau^*$	f_{sh}	m	f_{sh}	m	f_{sh}	m
1	$\{001\}\langle 010 \rangle$	1	0,5	0,5	0	4	0,5	2	0,333	3
2	$\{001\}\langle 110 \rangle$				0	4	0,354	4	0,471	3
3	$\{110\}\langle 010 \rangle$				0	4	0,354	4	0,471	3
4	$\{110\}\langle 110 \rangle$	0,707	0,35	0,373	0,5	4	0,5	4	0	3
5	$\{110\}\langle 111 \rangle$	0,577	0,25	0,281	0,408	4	0,408	2	0,272	3
6	$\{111\}\langle 011 \rangle$				0,408	4	0,408	2	0,272	3
7	$\{111\}\langle 110 \rangle$				0	4	0,408	2	0	3

d^* — параметр решётки LaB_6 , m — число систем скольжения с одинаковым значением f_{sh} . Жирным шрифтом в табл. 1 выделены максимальные значения f_{sh} в каждой системе скольжения и направлении нагружения.

с максимальным значением ретикулярной плотности 0,5 ориентационный фактор f_{sh} равен 0. Поэтому, при нагружении монокристаллов с ПК-структурой в этом направлении, будет наблюдаться скольжение в плоскостях с более низким значением ретикулярной плотности: 0,35 (и, возможно, 0,25), т.е. с более высоким значением стартового напряжения Пайерлса–Набарро.

При нагружении вдоль ориентации $\langle 011 \rangle$ в системах скольжения

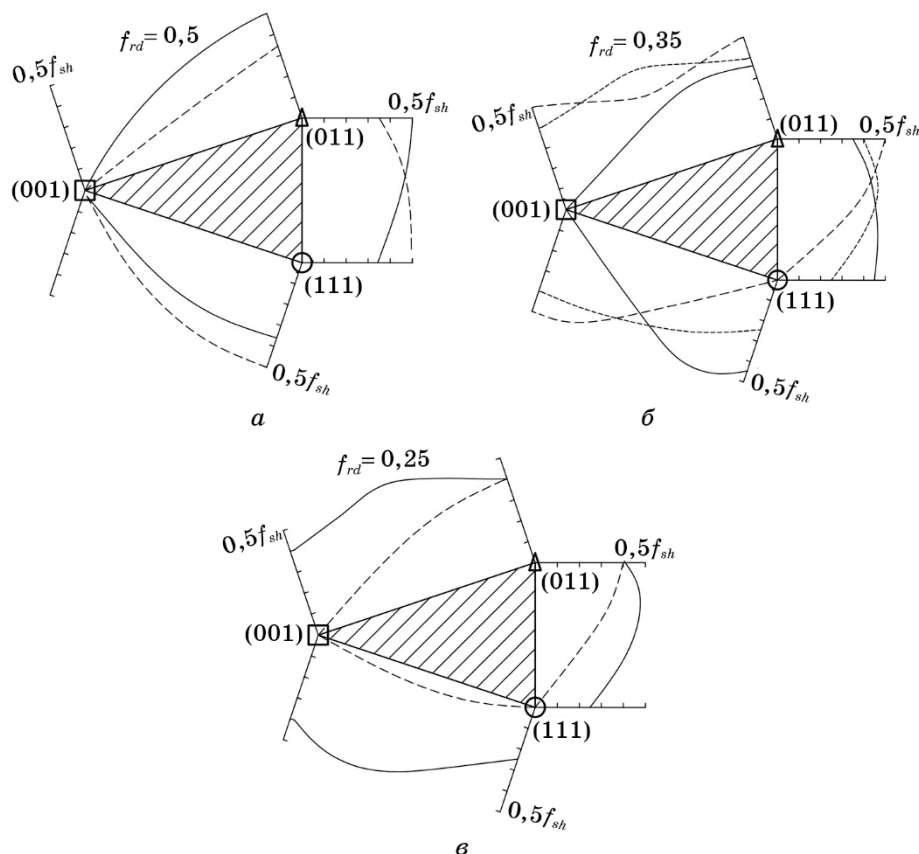


Рис. 1. Изменение фактора Шмида f_{sh} в системах скольжения матричной фазы композита $\text{LaB}_6\text{--MeB}_2$ при изменении направления нагружения вдоль сторон основного стереографического треугольника. Ретикулярная плотность 0,5 (а), 0,35 (б) и 0,25 (в). Номера кривых на графике соответствуют системам скольжения из табл. 1.

Fig. 1. Changing of Schmid factor f_{sh} in the slip systems of the matrix phase of the $\text{LaB}_6\text{--MeB}_2$ composite when the loading direction changes along the sides of the main stereographic triangle. The reticular density is 0.5 (a), 0.35 (б) and 0.25 (в). The numbers of the curves on the graph correspond to the slip systems from table 1.

с максимальной ретикулярной плотностью ($\{001\}\langle 010\rangle$ и $\{001\}\langle 110\rangle$) ориентационные факторы наибольшие и равны 0,5 и 0,408. В системах со значением $f_{rd}=0,35$ ($\{110\}\langle 110\rangle$, $\{110\}\langle 111\rangle$) величины f_{sh} такие же значительные, как и для систем с $f_{rd}=0,5$. Не на много ниже и фактор f_{sh} в системах скольжения с наименьшей ретикулярной плотностью $f_{rd}=0,25$ ($\{111\}\langle 011\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$).

Ориентационный фактор при нагружении вдоль $\langle 111\rangle$ отличается от выше рассмотренных направлений тем, что ни для какой системы скольжения фактор Шмида не достигает максимального значения, но при этом для всех значений f_{rd} есть системы скольжения с ненулевым значением f_{sh} .

3.2. Экспериментальные исследования прочности композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2)

Для композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) ориентационная зависимость температурных кривых напряжение–деформация наблюдается при различных видах нагружения. На рисунке 2 представлена такая зависимость, полученная при испытании на растяжение керамических эвтектических композитов $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ (а) и $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (б), выращенных в кристаллографическом направлении матричной фазы $\langle 001\rangle$. Аналогичные зависимости наблюдаются и для других ориентаций.

Деформация эвтектических композитов $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ в температурной области 600–1000°C (рис. 2, а) проходит, практически, без пластической составляющей — разрушение хрупкое по межфаз-

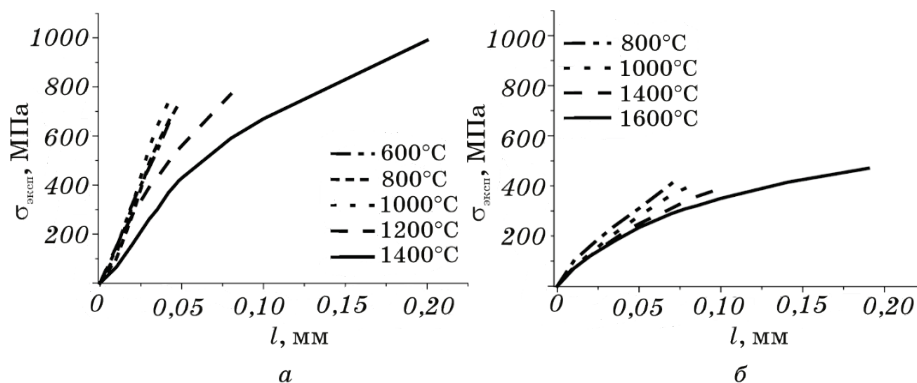


Рис. 2. Температурные зависимости напряжение–деформация при испытании на растяжение эвтектических композитов $\langle 001\rangle$ $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ (а) [25] и $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (б).

Fig. 2. Temperature dependences of stress–strain curves at tensile test of eutectic $\langle 001\rangle$ $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ (а) [25] and $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (б) composites.

ным границам. При температуре испытания $\geq 1200^\circ\text{C}$ зависимость деформация–напряжение коренным образом меняется: наблюдается пластическое течение, которое с повышением температуры хорошо выражено, растёт значение прочности при разрушении материала. Разрушение композитов пластическое, проходящее через матрицу и волокна. Деформация эвтектических композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (рис. 2, б), в общем, аналогична той, что наблюдается для композитов $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$. Также, при относительно низких температурах ($\leq 1400^\circ\text{C}$), деформация и напряжения практически неизменные, а с повышением температуры испытания наблюдается пластичность композитов и повышение напряжения разрушения.

Деформационные кривые композитов $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ и $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ различаются абсолютными значениями температуры перехода от хрупкой к пластичной области деформации и более высокими значениями напряжения разрушения при одинаковой температуре испытания в композитах $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$. Аналогичные зависимости получены и для других ориентаций монокристаллов композитов $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ и $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ и других работах [4, 5, 7, 8].

Обобщенные экспериментальные результаты по напряжению ($\sigma_{\text{эксп}}$), вызывающему разрушение при изгибе керамических эвтектических композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ разных ориентаций в зависимости от температуры испытания представлены на рис. 3.

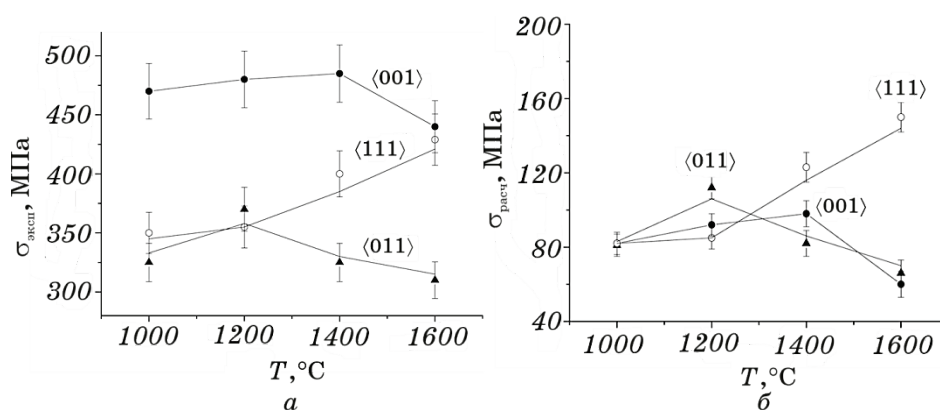


Рис. 3. Зависимость напряжения разрушения от температуры при испытаниях на изгиб керамических эвтектических композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$, выращенных в кристаллографических направлениях матричной фазы $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$: а — приложенные напряжения [6], б — приведенные напряжения.

Fig. 3. Dependence of the fracture stress on temperature during bending tests of ceramic eutectic $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ composites grown in the crystallographic directions of the matrix phase $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, and $\langle 111 \rangle$: а—applied stress [6], б—reduced stress.

Наибольшие значения $\sigma_{\text{эксп}}$ наблюдаются для композитов с ориентацией $\langle 001 \rangle$, а для композитов с ориентацией $\langle 011 \rangle$ или $\langle 111 \rangle$ они существенно ниже. Значения $\sigma_{\text{эксп}}$ в исследованных образцах сохраняются практически постоянными до 1400°C , а с повышением температуры разнонаправлено изменяются.

3.3. Расчёт приведённых напряжений в эвтектических композитах $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2(\text{ZrB}_2)$ и анализ их прочности

Экспериментальное исследование значений прочности ($\sigma_{\text{эксп}}$) эвтектических композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2(\text{ZrB}_2)$ позволило установить существенную их зависимость от ориентации приложения нагрузки. В табл. 2 приведены значения $\sigma_{\text{эксп}}$ и отношения $\sigma_{\text{эксп}}\langle 001 \rangle / \sigma_{\text{эксп}}\langle 011 \rangle \approx 1,45$ и $\sigma_{\text{эксп}}\langle 001 \rangle / \sigma_{\text{эксп}}\langle 111 \rangle \approx 1,35$ при температуре 1000°C для $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$. Анализ сдвиговых и стартовых напряжений в плоскостях скольжения с различной ретикулярной плотностью также показал существенную их зависимость от ориентации нагружения для композитов с ПК-кристаллической структурой. С учётом стартового напряжения и ориентационного фактора формулу (2) можно представить в виде:

$$\tau_{\text{пр}} / f_{\text{rd}} = \sigma f_{\text{sh}}. \quad (4)$$

При таком подходе приведенные сдвиговые напряжения ($\tau_{\text{пр}}$)

ТАБЛИЦА 2. Экспериментальная и приведенная прочности композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ при температуре 1000°C и ориентациях приложения нагрузки $\{001\}$, $\{011\}$ и $\{111\}$.

TABLE 2. Experimental and reduced strength of $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ composites at 1000°C and $\{001\}$, $\{011\}$, and $\{111\}$ applied load orientations.

Системы скольжения/напряжения		Направление нагружения $\langle hkl \rangle$		
		$\langle 001 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	$\langle 111 \rangle$
Система скольжения $\{hkl\}\langle hkl \rangle$ с максимальными значениями f_{sh}		$\{001\}\langle 010 \rangle$	$\{001\}\langle 010 \rangle$	$\{001\}\langle 110 \rangle$
Экспериментальные значения прочности при 1000°C	Абсолютные значения $\sigma_{\text{эксп}}$, МПа	470	325	350
	Относительные значения $\sigma_{\text{эксп}}\langle 001 \rangle / \sigma_{\text{эксп}}\langle hkl \rangle$	1	1,45	1,35
Расчётные значения прочности при 1000°C	Абсолютные приведенные значения $\sigma_{\text{пр}}$, МПа	$470 \times 0,5 \times 0,35 \approx 82,3$	$330 \times 0,5 \times 0,5 \approx 82,5$	$350 \times 0,471 \times 0,5 \approx 82,4$
	Относительные значения $\sigma_{\text{эксп}}\langle 001 \rangle / \sigma_{\text{эксп}}\langle hkl \rangle$	1	0,998	0,999

учитывают, как различие стартовых напряжений в плоскостях скольжения, так и взаимную кристаллографическую ориентацию направления приложения нагрузки по отношению к этим плоскостям.

В результате расчёта получены одинаковые значения приведенных сдвиговых напряжений, а, следовательно, прочности композитов разных ориентаций с учётом стартовых напряжений и ориентационного фактора (температура деформации 1000°C). Относительные изменения $\sigma_{\text{пр}}\langle 001 \rangle / \sigma_{\text{пр}}\langle 011 \rangle \approx 0,998$ и $\sigma_{\text{пр}}\langle 001 \rangle / \sigma_{\text{пр}}\langle 111 \rangle \approx 0,999$, что существенно отличается от аналогичных отношений экспериментальных значений напряжений. Полученный результат представляется вполне логичным: прочность эвтектических композитов не зависит от ориентации приложения нагрузки, когда его деформация осуществляется по системе с максимальным ориентационным фактором, а сдвиговые напряжения в этой системе учитывают фактор Шмида и стартовые напряжения (напряжения Пайерлса–Набарро). Иначе, сдвиговые (ориентационный фактор) и стартовые напряжения (напряжения Пайерлса–Набарро) определяют ориентационную зависимость прочности монокристаллов композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2) при деформации, если она осуществляется движением дислокаций в системах скольжения с максимальным фактором Шмида. На рисунке 3, б представлены расчётные значения прочности керамических композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ разных ориентаций в интервале $1000\text{--}1600^{\circ}\text{C}$, для которых использованы экспериментальные значения $\sigma_{\text{эксп}}$, представленные на рис. 3, а с учётом ориентационного и стартового факторов для скольжения дислокаций по системе скольжения с максимальным ориентационным фактором.

3.4. Механизмы деформации композитов

На рисунках 3, а и б можно выделить участок по температуре $1000\text{--}1400^{\circ}\text{C}$, на котором прочность монокристаллов каждой ориентации остаётся, с точностью $\approx 15\%$, одинаковой. При этом экспериментальные значения прочности монокристаллов керамических композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ разных ориентаций ($\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$) (рис. 3, а) существенно отличаются: при температуре 1000°C это различие составляет $\approx 50\%$ и на всём ($1000\text{--}1400^{\circ}\text{C}$) интервале $\approx 65\%$. Оценка приведенных значений прочности, рассчитанных для систем скольжения с максимальными значениями ориентационного фактора, показала, что отличия в этом случае значительно меньше (рис. 3, б): составляют $\approx 0,1\%$ при 1000°C , а на всём интервале ($1000\text{--}1400^{\circ}\text{C}$) не превышают 10% .

На начальной стадии пластическая деформация монокристаллов [13–17] осуществляется движением дислокаций по одной системе

плоскостей — дислокации на этой стадии перемещаются сравнительно беспрепятственно, обеспечивая деформацию без значительного роста действующих напряжений. Это даёт возможность предполагать, что в этом температурном интервале прочность связана с деформацией по первичным системам скольжения. Микроструктура композитов в этой области температур представлена на рис. 4, *а* и *б*. Деформация проходит по матрице, огибает волокна и далее по межфазной границе. В работах [8, 20, 21] показано, что на межфазной границе наблюдаются макронапряжения, которые приводят к раскрытию трещин на границе матрица — волокно и межфазному разрушению. Волокна вытягиваются из матрицы, но формирование дислокационной структуры в них не наблюдается (рис. 4, *б*). В температурном интервале 1000–1400°C для $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ и 600–1100°C для $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ механизм деформации связан с движением дислокаций в первичной системе скольжения.

С повышением температуры дислокационная структура усложняется, плотность дислокаций увеличивается и это вызывает возрастание сопротивления движению дислокаций в первичных системах скольжения. Под влиянием все возрастающего напряжения развивается поперечное скольжение, т.е. скольжение с переходом из одной разрешенной плоскости скольжения в другую. Начинается стадия множественного скольжения — движение дислокаций в двух и более системах, поскольку барьеры в плоскости скольжения (барьеры Пайерлса–Набарро) преодолеваются дислокационной линией с помощью термической активации, например, по механизму образования двойных перегибов. Это приводит к частичной релаксации напряжений, аннигиляции отдельных дислокаций разного знака и группировке дислокаций в объёме ячейки, внутри которых плотность дислокаций меньше, чем в стенах ячеек — наступает динамический возврат, который замедляет деформационное упрочне-

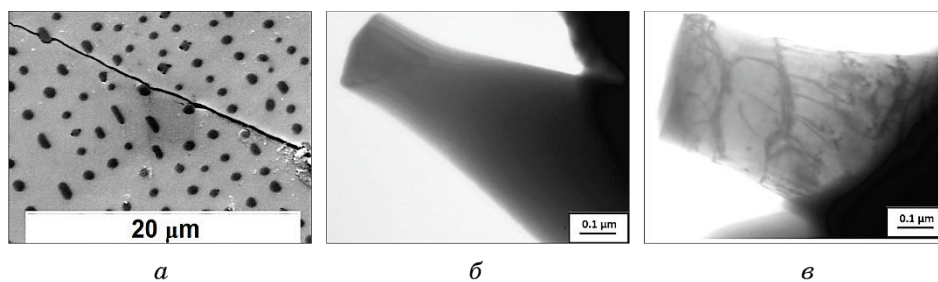


Рис. 4. Микроструктура композита (*а*) и ТЕМ-структура волокон TiB_2 (*б*, *в*) после деформации при 1000°C (*а*, *б*) и 1400°C (*в*) [6].

Fig. 4. Microstructure of the composite (*a*) and TEM-structure of TiB_2 fibbers (*б*, *в*) after deformation at 1000°C (*а*, *б*) and 1400°C (*в*) [6].

ние.

С повышением температуры $\geq 1400^\circ\text{C}$ для $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ и $\geq 1100^\circ\text{C}$ для $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ рассчитанная прочность в композитах для каждой ориентации начинает отличаться: для композитов с ориентацией $\langle 111 \rangle$ наблюдается её рост, а для ориентаций $\langle 001 \rangle$ и $\langle 011 \rangle$ уменьшение при испытаниях на изгиб (рис. 3, б). Можно предположить, что в этом температурном интервале начинается стадия множественного скольжения с вовлечением разного числа систем скольжения, отличающихся значениями приведенных сдвиговых напряжений. Ориентация приложения нагружения в этих условиях определяет формирование дислокационного ансамбля и протекание конкурирующих процессов упрочнения и разупрочнения. Макронапряжения на межфазной границе с деформацией не возрастают [20]. С повышением температуры в деформацию вовлекаются волокна упрочняющей фазы, и в ней явно проявляется дислокационная структура (рис. 4, в) [6]. Температурная зависимость относительного уменьшения площади волокон TiB_2 при испытаниях в температурном интервале $1000\text{--}1600^\circ\text{C}$ представлена на рис. 5.

В монокристаллах с ориентациями приложения нагрузки вдоль $\langle 011 \rangle$ и $\langle 001 \rangle$ наиболее сильно уменьшается толщина волокон, тогда как для ориентации $\langle 111 \rangle$ толщина волокон остается практически неизменной до температуры 1600°C .

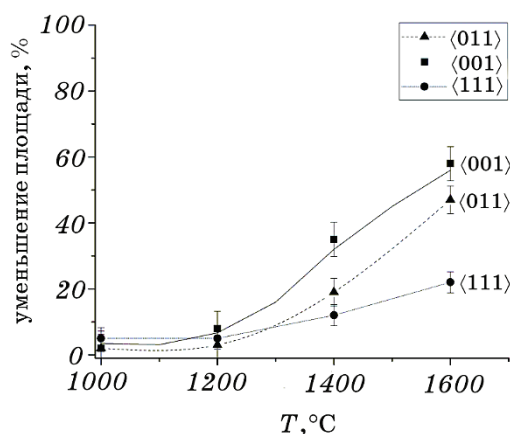


Рис. 5. Температурная зависимость относительного уменьшения площади волокон TiB_2 при испытаниях эвтектических композитов в температурном интервале $1000\text{--}1600^\circ\text{C}$, полученных на затравках $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ матричной фазы [6].

Fig. 5. Temperature dependence (in temperature range of $1000\text{--}1600^\circ\text{C}$) of the relative decreasing of the TiB_2 fibbers' area at tests of eutectic composites obtained on the seeds $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, and $\langle 111 \rangle$ of matrix phase [6].

Изменение приведенных значений прочности керамических эвтектических композитов $\text{LaB}_6\text{--MeB}_2$ с температурой определяет переход от низкотемпературной к высокотемпературной деформации ($T_{\text{нд}} \leftrightarrow T_{\text{вд}}$), который отражает изменения вовлечения в деформацию различных систем дислокаций, особенности формирования дислокационных ансамблей в матрице и волокнах. Для композитов $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ температура $T_{\text{нд}} \leftrightarrow T_{\text{вд}}$ находится в области $T \sim 1000^\circ\text{C}$, а для композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ в области $T \sim 1400^\circ\text{C}$ и на кривых растяжения (рис. 2) это проявляется понижением прочности при возрастающей пластичности.

Керамические композиты $\text{LaB}_6\text{--MeB}_2$ — это термодинамически совместимые эвтектические (естественные) композиционные материалы, которые способны находиться неограниченно долго в состоянии равновесия. Межфазное взаимодействие, т.е. сила сцепления фаз, в этих композитах обеспечивается когерентным (полуккогерентным) контактом их поверхностей. В соответствии с нашими исследованиями межплоскостных расстояний [20, 21], а также с данными ICDD (card. № 01-073-1669 для LaB_6 , card. № 00-007-0275 для TiB_2 , card. № 00-034-0423 для ZrB_2), в табл. 3 приведены значения несоответствий для пяти наиболее близких значений межплоскостных расстояний в этих фазах.

В эвтектическом композите $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ наименьшее значение несоответствия $\sim 0,76\%$, а в композите $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2 \sim 4,23\%$. Также отличаются и средние значения несоответствия по пяти наиболее близким межплоскостным расстояниям.

Влияние величины несоответствия на прочность межфазной границы широко исследовано в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах [22–24]. В этих работах показано, что максимальный эффект упрочнения соответствует наименьшему значению несоответствия. При этом величина несоответствия на меж-

ТАБЛИЦА 3. Значения несоответствия для фазовых составляющих композитов $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2(\text{ZrB}_2)$ с наиболее близкими значениями межплоскостных расстояний.

TABLE 3. Misfit values for phase components of $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2(\text{ZrB}_2)$ composites with the closest interplanar spacing values.

Плоскости		Несоответствие, %	
LaB_6	MeB_2	TiB_2	ZrB_2
{100}	(101)	2	4,23
	(102)	0,76	7,13
	(111)	1,01	4,31
{111}	(201)	1,3	6,58
{210}	(211)	2,01	7,06

фазной границе определяет не только прочностные свойства этих сплавов, но и температурные интервалы механизмов деформации. Значение прочности керамического эвтектического композита $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ всех ориентаций выше, чем в эвтектических композитах $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$. Но не значение прочности, а величина несоответствия определяет температуру перехода от низкотемпературного механизма деформации к высокотемпературному, и у композита $\text{LaB}_6\text{--ZrB}_2$ она ниже, чем у композита $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$.

4. ВЫВОДЫ

Деформация керамических эвтектических композитов $\text{LaB}_6\text{--MeB}_2$ подобна и может соответствовать низкотемпературному или высокотемпературному механизмам деформации.

В низкотемпературной области пластическая деформация развивается по системам скольжения с максимальным ориентационным фактором, не вовлекая в деформацию волокна и вторичные системы скольжения, что приводит к накоплению дислокаций и, соответственно, макронапряжений на межфазной границе, образованию трещин на границе матрица–волокно и хрупкому разрушению.

В области высокотемпературной деформации пластическое течение матрицы передаётся на волокна, на межфазной границе напряжения не растут, наблюдается пластичность эвтектических композитов с вовлечением в деформацию вторичных систем скольжения.

Температура перехода от низкотемпературного к высокотемпературному механизму деформации определяется несоответствием на межфазных границах керамических композитов систем $\text{LaB}_6\text{--TiB}_2$ (ZrB_2).

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. P. I. Loboda, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **39**, Iss. 9–10: 480 (2000).
2. I. Bogomol and P. Loboda, *MAX Phases and Ultra-High Temperature Ceramics for Extreme Environments* (Eds. I. M. Low, Ch. Hu and Y. Sakka) (IGI Global, USA: 2013), vol. 10, p. 303.
3. П. І. Лобода, *Фізико-хімічні основи створення нових боридних матеріалів для електронної техніки і розробка керамічних катодних вузлів з підвищеною ефективністю* (Дис. ... д-ра техн. наук) (Київ: Національний технічний ун-т України «Київський політехнічний ін-т»: 2004).
4. Д. Д. Несмелов, С. С. Орданьян, *Сб. тр. научного семинара «Актуальные проблемы технологии производства современных керамических материалов» (Окт., 2015)*, с. 194.
5. Д. А. Закарян, *Доповіді НАН України*, № 12: 86 (2014).
6. I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasylykiv, Y. Sakka, and P. Loboda. *J. Alloys*

- Compd.*, **505**, Iss. 1: 130 (2010).
7. H. Deng, E. C. Dickey, Y. Paderno, V. Paderno, V. Filippov, and A. Sayir, *J. Mater. Sci.*, **39**, Iss. 19: 5987 (2004).
8. Yu. Paderno, V. Paderno, and V. Filippov, *Japan Sci. Soc.*, No. 10: 190 (1994).
9. *Ceramic Matrix Composites: Fiber Reinforced Ceramics and Their Applications* (Ed. W. Krenkel) (WILEY-VCH Verlag GmbH and Co. KGaA: 2008), vol. 6, p. 141.
10. S. Seshan, A. Guruprasad, M. Prabha, and A. Sudhakar, *J. Indian Inst. Sci.*, **76**: 1 (1996).
11. Yu. Paderno, V. Paderno, and V. Filippov, *AIP Conference Proceedings*, **231**: 561 (1991).
12. I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasyukiv, Y. Sakka, and P. Loboda, *J. Alloys Compd.*, **485**, Iss. 1–2: 677 (2009).
13. R. Berner and H. Kronmüller, *Plastische Verformung von Einkristallen* (Springer: Berlin, Heidelberg: 1965).
14. Р. Хоникомб, *Пластическая деформация металлов* (Москва: Мир: 1972).
15. Ж. П. Пуарье, *Высокотемпературная пластичность кристаллических тел* (Москва: Металлургия: 1982).
16. Ж. Фридель, *Дислокации* (Москва: Мир: 1967).
17. А. Х. Коттрелл, *Дислокации и пластическое течение материалов* (Москва: Металлургиздат: 1958).
18. Е. В. Панин, Ю. В. Гриняев, Т. Ф. Елсукова, А. Г. Иванчин, *Изв. вузов, Физика*, **25**, № 6: 5 (1982).
19. E. Tenckhoff, *J. ASTM Int.*, **2**, Iss. 4: 1 (2005).
20. T. O. Soloviova, O. P. Karasevska, J. Vleugels, and P. I. Loboda, *J. Alloys Compd.*, **729**: 749 (2017).
21. П. І. Лобода, О. П. Карасевська, Т. О. Соловйова, *Металофіз. новітні технол.*, **38**, № 9: 1249 (2016).
22. А. И. Самойлов, Р. М. Назаркин, Н. В. Петрушин, Н. С. Моисеева, *Металлы*, № 3: 71 (2011).
23. Е. Н. Каблов, И. Л. Светлов, Н. В. Петрушин, *Материаловедение*, № 4: 32 (1997).
24. Е. Н. Каблов, И. Л. Светлов, Н. В. Петрушин, *Материаловедение*, № 5: 14 (1997).

REFERENCES

1. P. I. Loboda, *Powder Metall. Met. Ceram.*, **39**, Iss. 9–10: 480 (2000).
2. I. Bogomol and P. Loboda, *MAX Phases and Ultra-High Temperature Ceramics for Extreme Environments* (Eds. I. M. Low, Ch. Hu and Y. Sakka) (IGI Global, USA: 2013), vol. 10, p. 303.
3. P. I. Loboda, *Fizyko-Khimichni Osnovy Stvorenniya Novykh Borydnykh Materialiv dlya Elektronnoyi Tekhniki i Rozrobka Keramichnykh Katodnykh Vuzliv z Pidvyshchenoyu Efektyvnistyu* (Dissertation for the Degree of Dr. Techn. Sci.) (Kyiv: National Technical University of Ukraine 'Kyiv Polytechnic Institute': 2004) (in Ukrainian).
4. D. D. Nesmelov and S. S. Ordanian, *Collection of Works for Sci. Symp. 'Aktualnye Problemy Tekhnologii Proizvodstva Sovremennykh Keramicheskikh*

- Materialov'* (Oct., 2015), p. 194 (in Russian).
5. D. A. Zakaryan, *Dopovid NAN Ukrayiny*, No. 12: 86 (2014) (in Russian).
 6. I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasylykiv, Y. Sakka, and P. Loboda, *J. Alloys Compd.*, **505**, Iss. 1: 130 (2010).
 7. H. Deng, E. C. Dickey, Y. Paderno, V. Paderno, V. Filippov, and A. Sayir, *J. Mater. Sci.*, **39**, Iss. 19: 5987 (2004).
 8. Yu. Paderno, V. Paderno, and V. Filippov, *Japan Sci. Soc.*, No. 10: 190 (1994).
 9. *Ceramic Matrix Composites: Fiber Reinforced Ceramics and Their Applications* (Ed. W. Krenkel) (WILEY-VCH Verlag GmbH and Co. KGaA: 2008), vol. 6, p. 141.
 10. S. Seshan, A. Guruprasad, M. Prabha, and A. Sudhakar, *J. Indian Inst. Sci.*, **76**: 1 (1996).
 11. Yu. Paderno, V. Paderno, and V. Filippov, *AIP Conference Proceedings*, **231**: 561 (1991).
 12. I. Bogomol, T. Nishimura, O. Vasylykiv, Y. Sakka, and P. Loboda, *J. Alloys Compd.*, **485**, Iss. 1–2: 677 (2009).
 13. R. Berner and H. Kronmüller, *Plastische Verformung von Einkristallen* (Springer, Berlin, Heidelberg: 1965).
 14. R. Khonikomb, *Plasticheskaya Deformatsiya Metallov* (Moscow: Mir: 1972) (in Russian).
 15. G. P. Puare, *Vysokotemperaturnaya Plastichnost Kristallicheskikh Tel* (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
 16. Zh. Fridel, *Dislokatsii* (Moscow: Mir: 1967) (in Russian).
 17. A. Kh. Kottrell, *Dislokatsii i Plasticheskoe Techenie Materialov* (Moscow: Metallurgizdat: 1958) (in Russian).
 18. E. V. Panin, Yu. V. Grinyaev, T. F. Elsukova, and A. G. Ivanchin, *Izv. Vuzov, Fizika*, **25**, No. 6: 5 (1982) (in Russian).
 19. E. Tenckhoff, *J. ASTM Int.*, **2**, Iss. 4: 1 (2005).
 20. T. O. Soloviova, O. P. Karasevska, J. Vleugels, and P. I. Loboda, *J. Alloys Compd.*, **729**: 749 (2017).
 21. P. I. Loboda, O. P. Karasevska, and T. O. Soloviova, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 9: 1249 (2016) (in Ukrainian).
 22. A. I. Samoulov, R. M. Nazarkin, N. V. Petrushin, and N. S. Moiseeva, *Metally*, No. 3: 71 (2011) (in Russian).
 23. E. N. Kablov, I. L. Svetlov, and N. V. Petrushin, *Materialovedenie*, No. 4: 32 (1997) (in Russian).
 24. E. N. Kablov, I. L. Svetlov, and N. V. Petrushin, *Materialovedenie*, No. 5: 14 (1997) (in Russian).