

УДК 621.373.826

СОЗДАНИЕ ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И БОРИДА ТИТАНА МЕТОДОМ УПРАВЛЯЕМОГО ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

В. М. Фомин, Т. А. Брусенцева, А. А. Голышев, А. Г. Маликов,
А. В. Мишин, А. М. Оришич, А. А. Филиппов

Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

E-mails: fomin@itam.nsc.ru, brusentseva@itam.nsc.ru, alexgol@itam.nsc.ru, smalik@ngs.ru,
aleksey-mishin94@mail.ru, laser@itam.nsc.ru, filippov@itam.nsc.ru

Приведены результаты теоретического и экспериментального исследования физико-механических свойств гетерогенного материала на основе керамики TiB и металлического сплава ВТ-6, полученного путем управляемого лазерного воздействия. С использованием метода условных моментов описаны упругие свойства анализируемой гетерогенной структуры и проведены измерения модуля Юнга созданного гетерогенного материала на основе титанового сплава и борида титана. Показано, что данные экспериментов и результаты расчетов удовлетворительно согласуются.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, функционально-градиентный материал, титановый сплав, керамика, гетерогенная система, модуль Юнга.

DOI: 10.15372/PMTF20210506

Введение. Титановые сплавы приобретают все большее значение в аэрокосмической, военной, биомедицинской и химической промышленности, что обусловлено сочетанием в этих сплавах низкой плотности, биосовместимости, высокой прочности и соответствующей коррозионной стойкости [1, 2]. Армирование современных конструктивных титановых сплавов, таких как Ti-6Al-4V (ВТ-6), с помощью TiB является эффективным методом улучшения многих эксплуатационных характеристик. Хорошие механические свойства обусловлены, в первую очередь, наличием в этих микроструктурах армирующих фаз боридов титана [3, 4], обладающих кристаллографической и химической совместимостью с титановой матрицей. Коэффициент теплового расширения (КТР) TiB сопоставим с КТР титана, что позволяет устранить остаточные напряжения на границах раздела вследствие несоответствия значений КТР [5]. Плотность TiB сравнима с плотностью титана, но жесткость приблизительно в пять раз больше [6, 7]. Следовательно, жесткость обычных титановых сплавов можно существенно увеличить за счет их армирования частицами TiB без потери массы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 21-19-00733) с использованием оборудования центра коллективного пользования “Механика” (Институт теоретической и прикладной механики СО РАН).

© Фомин В. М., Брусенцева Т. А., Голышев А. А., Маликов А. Г., Мишин А. В.,
Оришич А. М., Филиппов А. А., 2021

Существует два метода получения композитных материалов: 1) метод *ex-situ* — введение армирующих частиц непосредственно в металлическую матрицу; 2) метод *in-situ* — синтез армирующих частиц в самой матрице за счет химических реакций между элементами. Метод *in-situ* характеризуется образованием мелких частиц, которые равномерно распределены во всем объеме и являются более термодинамически стабильными, с хорошей межфазной совместимостью [2, 8–11].

В настоящее время аддитивное производство широко применяется в различных сферах, что обусловлено возможностью формирования трехмерных изделий сложной формы [12, 13]. Известны работы, посвященные созданию титаноматричных композитов с помощью селективного лазерного плавления и прямого лазерного осаждения (лазерного формирования твердого тела) [14, 15].

В работе [16] описаны эксперименты, в которых использовались порошки Ti и TiB₂ и формировалось композитное покрытие с объемной долей TiB–Ti 40 % при различной мощности лазера. Показано, что с увеличением мощности объемная доля TiB уменьшалась до 33 %, однако покрытие имело повышенные твердость и износостойкость. В работе [17] описан процесс изготовления методом селективного лазерного плавления градиентного титаноматричного композита, верхний слой которого представляет собой смесь Ti–TiB₂ (15 %), нижний слой — Ti–TiB₂ (5 %). Показано, что за счет армирования частицами TiB и TiB₂ микротвердость верхнего слоя достигла значений $HV_{0,1} = 500 \div 650$.

В настоящее время существует ряд подходов для моделирования гетерогенных сред. Наиболее полный обзор моделей, описывающих их механические свойства, а также основные положения теории приведены в работах [18–20]. При построении моделей используются различные математические методы: анализ интегродифференциальных уравнений, формализм функций Грина, вариационное исчисление, преобразование Фурье, обобщенные функции и др. Как правило, с помощью данного математического формализма осуществляется переход от стохастических свойств гетерогенной среды к осредненным. На основе обзора существующих моделей для описания упругих свойств гетерогенного материала в данной работе предлагается использовать метод условных моментов [21]. В результате преобразования исходных стохастических упругих уравнений с помощью данного метода получаются осредненные уравнения с определенными коэффициентами, описывающие среду в целом.

Целью данного исследования является получение методом управляемого лазерного воздействия гетерогенного материала на основе металлической матрицы (сплав ВТ-6) с керамическим наполнителем TiB и описание его свойств. Используемый комплексный теоретико-экспериментальный подход позволяет управлять микроструктурными и, соответственно, упругими свойствами создаваемого гетерогенного материала.

Материалы и методика экспериментов. Металлокерамическая порошковая смесь наплавлялась на подложку в виде пластины из титанового сплава ВТ-20 с размерами 50 × 50 × 5 мм. В качестве наплавляемого материала использовалась порошковая смесь, состоящая из двух видов порошков: бориды титана (TiB) и титанового сплава ВТ-6. Лазерная наплавка осуществлялась в защитной атмосфере гелия.

Обработка лазерным излучением порошковой смеси проводилась на созданном в Институте теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН автоматизированном лазерно-технологическом комплексе “Сибирь 4” [22]. Лазерное излучение с длиной волны 10,6 мкм с помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 254 мм фокусировалось вглубь материала, на его поверхность и над ней.

Формируемые треки и слои исследовались на оптическом конфокальном микроскопе Olympus LEXT OLS 3000. Исследование микроструктуры проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Zeiss EVO MA 15, оснащенного двумя детектора-

ми: детектором обратнорассеянных электронов, позволяющим определять фазовый состав, и детектором вторичных электронов, предназначенным для анализа микрорельефа поверхности. Анализ элементного состава (EDX) выполнялся с помощью энергодисперсионного анализатора Oxford Instruments X-Max 50.

Эксперименты по индентированию проводились с использованием нанотвердомера НаноСкан-3D, предназначенного для измерения твердости материалов по шкалам индентирования, модуля упругости и ряда других параметров, в том числе указанных в ГОСТ Р 8.748-2011. Модуль упругости и твердость определялись по методике Оливера — Фарра [23]. Приведенный модуль E_r определялся через модуль упругости Юнга E по формуле

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - \nu_s^2}{E_s} + \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}.$$

Для стандартного алмазного индентора модуль Юнга равен $E_i = 1140$ ГПа, коэффициент Пуассона $\nu_i = 0,07$. Для большинства материалов коэффициент Пуассона варьируется в диапазоне $\nu_s = 0 \div 0,5$.

Для определения приведенного модуля упругости металлической матрицы и частицы TiB проведена серия тестовых испытаний, в которых индентор внедрялся вдоль линий, пересекающих переплавленную керамическую частицу. Индентирование проводилось с приложенной нагрузкой 10 мН, расстояние между уколами индентора равно 3 мкм, количество уколов — 100.

Результаты экспериментов и их обсуждение. При создании многослойного металлокерамического композитного материала важной задачей является определение режима технологии лазерного выращивания. Поиск оптимальных параметров воздействия лазерного излучения на порошковую смесь осуществлялся при формировании единичных треков по критерию отсутствия дефектов (пор, несплошностей и т. д.). Варьировались такие параметры, как мощность лазерного излучения W , скорость сканирования V , положение фокуса f , толщина слоя порошка t .

В результате проведенных экспериментов получены качественные многослойные металлокерамические композиты TiB — ВТ-6 с массовой долей борида титана в исходной смеси 5, 10, 15 %. При значении массовой доли TiB, равном 20 %, гетерогенный материал начинал разрушаться (трещина распространялась по всему поперечному сечению образца). Установлено, что для порошков с различной массовой долей керамики оптимальные значения параметров лазерного воздействия различаются незначительно и составляют: $W = 1000$ Вт, $V = 16,6$ мм/с, $f = 15$ мм (ниже поверхности порошкового слоя), $t = 0,3$ мм.

Получены экспериментальные данные о макро- и микроструктуре металлокерамических покрытий. На рис. 1 представлены полученные с помощью СЭМ изображения формируемого многослойного металлокерамического покрытия с массовой долей борида титана в исходной смеси, равной 15 %, при различном увеличении.

На рис. 1, *a* видно, что полученный гетерогенный материал имеет периодическую структуру, образованную наплавленными слоями, а подложка и покрытие хорошо сплавлены. В табл. 1 приведены полученные с помощью EDX-анализатора значения массовой доли компонентов покрытия, представленного на рис. 1. Темные области представляют собой области с большой массовой долей TiB.

Следует отметить, что керамические включения имеют достаточно сложную структуру. Внутри переплавленного слоя находятся области с различной массовой долей бора. На рис. 2 представлено изображение керамического включения, полученное с помощью СЭМ. Керамические частицы смешиваются с титановой матрицей, образуя зоны с большой массовой долей бора. Керамическое включение содержит три зоны с различными структурой (см. рис. 2) и химическим составом (табл. 2).

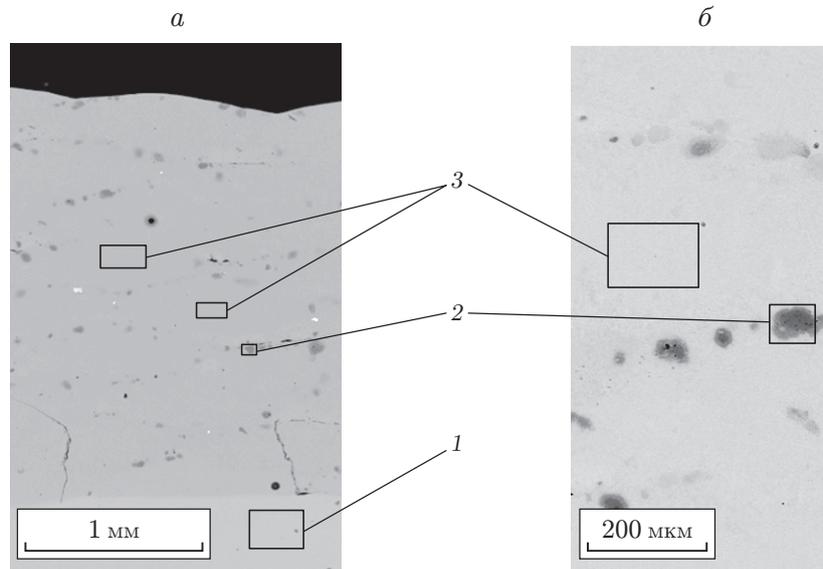


Рис. 1. Изображения гетерогенного материала на основе ВТ-6 (85 %) — TiB (15 %), полученные с помощью СЭМ:
a — $\times 60$, *б* — $\times 250$; 1 — подложка ВТ-20, 2 — область с частицами TiB, 3 — переплавленный слой

Таблица 1

Значения массовой доли m компонентов гетерогенного покрытия ВТ-6 (85 %) — TiB (15 %)

Область образца гетерогенного материала	$m, \%$						
	B	C	O	Al	Ti	V	Zr
Подложка	—	2,0	—	6,7	89,0	—	2,3
Область с частицами TiB	29,4	3,9	13,7	2,8	50,2	—	—
Переплавленный слой	—	1,7	—	5,9	89,1	3,3	—

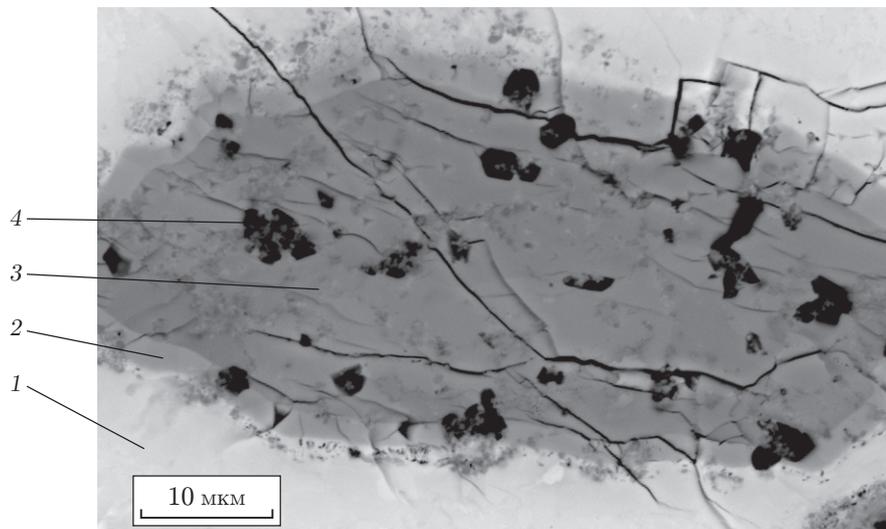


Рис. 2. Изображение керамического включения образца ВТ-6 (85 %) — TiB (15 %), полученное с помощью СЭМ:
 1 — переплавленная матрица, 2, 3, 4 — зоны керамического включения

Таблица 2

Значения массовой доли компонентов керамического включения (см. рис. 2)

Область образца гетерогенного материала	<i>m</i> , %					
	B	C	O	Al	Ti	V
Переплавленная матрица	8,7 ± 2,5	31,3 ± 0,85	6,2 ± 1,9	2,85 ± 0,60	49,1 ± 2,4	1,86 ± 0,8
Зона 2	6,8 ± 0,8	25,8 ± 0,9	25,3 ± 1,2	0,30 ± 0,10	41,7 ± 0,7	—
Зона 3	7,3 ± 0,5	25,8 ± 0,4	27,6 ± 0,5	0,40 ± 0,20	38,9 ± 0,5	—
Зона 4	17,7 ± 6,5	31,3 ± 3,7	22,4 ± 7,0	7,00 ± 4,10	21,6 ± 8,1	—

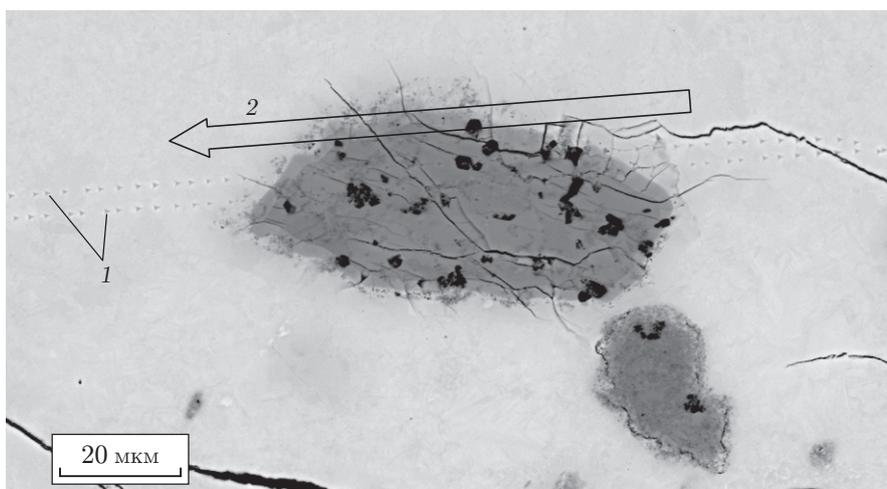


Рис. 3. Изображение гетерогенного материала на основе ВТ-6 (85 %) — TiВ (15 %), полученное с помощью СЭМ после инструментального индентирования:
1 — отпечатки индентора, 2 — направление линий индентирования

Энергодисперсионный анализ данных, приведенных в табл. 2, показал, что массовая доля бора, растворяющегося в переплавленной матрице вблизи керамических включений, составляет 6 %. В составе порошка имелось большое количество оксидных примесей. Тем не менее внутри исследуемого включения удалось обнаружить частицы керамики. Поскольку размеры частиц сопоставимы с разрешением энергодисперсионного анализатора, установить точный состав керамических частиц достаточно сложно. В данных частицах отмечены максимальная массовая доля бора (приблизительно 18 %) и минимальная массовая доля титана (приблизительно 22 %).

На рис. 3 представлено полученное с помощью СЭМ изображение отпечатков индентора в матрице из сплава ВТ-6 и частицы керамики TiВ после проведения индентирования вдоль двух линий (содержащих по 50 уколов индентора) с выбранными параметрами, проходящих через керамическое включение.

Глубина проникания индентора варьируется в диапазоне 138 ÷ 374 нм. Разброс значений приведенного модуля упругости объясняется неоднородностью композиционного материала и наличием трех основных фаз: матрицы, межфазного слоя и керамической частицы.

На рис. 4 представлено распределение модуля упругости вдоль оси *X*. Видно, что малые значения модуля упругости соответствуют переплавленному слою, а большие — частицам керамики. Вследствие наличия трещин в правой части керамического включения (см. рис. 3) значения модуля упругости уменьшаются (см. рис. 4). Размер керамических частиц сопоставим с размером отпечатка, поэтому модуль упругости определен приближенно. Среднее значение модуля Юнга для частицы TiВ принято равным (325 ± 25) ГПа,

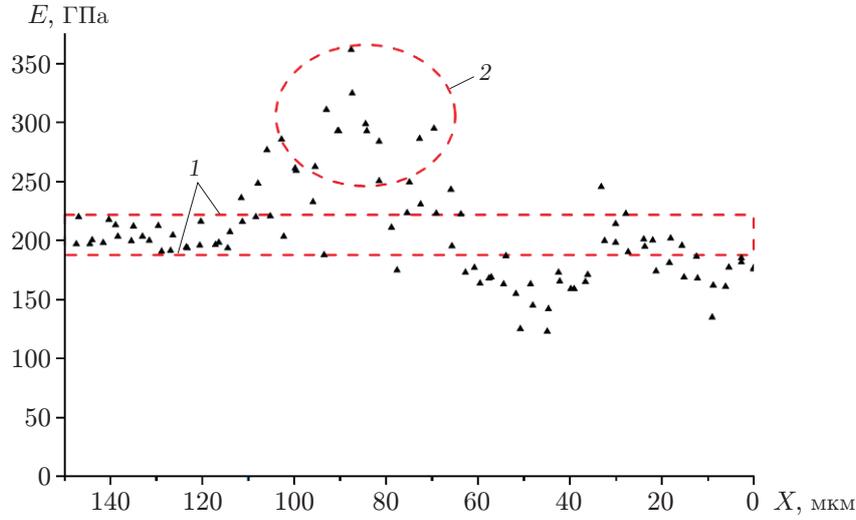


Рис. 4. Распределение приведенного модуля упругости гетерогенного материала на основе ВТ-6 (85 %) — TiB (15 %) вдоль оси X :

1 — границы диапазона значений модуля Юнга для переплавленной матрицы (зона 1),
2 — область с керамическими включениями (зоны 2, 3, 4)

для переплавленного слоя ВТ-6 — (195 ± 15) ГПа, для полученного композиционного материала ВТ-6 — TiB — (225 ± 15) ГПа.

Аналитическое описание упругих свойств гетерогенного материала. Анализ упругих свойств исследуемого гетерогенного материала проводится с использованием метода условных моментов [21]. Материал рассматривается как двухфазная гетерогенная среда, фазой 1 которой является матричная фаза ВТ-6, а фазой 2 — фаза включений TiB. Распределение фаз в структуре считается статистически однородным и изотропным, что подтверждается экспериментальными данными. Поведение данной двухфазной среды описывается в упругом приближении стационарной моделью линейной теории упругости в виде

$$\begin{aligned} \sigma_{ij,j} = 0, \quad \sigma_{ij} = \lambda_{ij\alpha\beta} \varepsilon_{\alpha\beta}, \quad (\lambda_{ij\alpha\beta} u_{\alpha,\beta})_{,j} = 0, \\ \lambda_{ij\alpha\beta} = (K - 2\mu/3) \delta_{ij} \delta_{\alpha\beta} + \mu (\delta_{i\alpha} \delta_{j\beta} + \delta_{i\beta} \delta_{j\alpha}), \end{aligned} \quad (1)$$

где σ_{ij} , ε_{ij} , u_i — напряжение, деформация и смещение соответственно; $\lambda_{ij\alpha\beta}$ — тензор упругости, содержащий объемный K и сдвиговой μ коэффициенты линейной теории упругости. В системе уравнений (1) коэффициенты K и μ зависят от фазы, находящейся в рассматриваемой точке. Если в этой точке находится фаза ν ($\nu = 1, 2$), то имеют место равенства $K = K_\nu$, $\mu = \mu_\nu$.

Следуя формализму подхода [21], включающего использование аппарата функции Грина, осреднения и преобразования Фурье, запишем осредненные уравнения (1) линейной теории упругости

$$\sigma_{ij} = \lambda_{ij\alpha\beta}^* \varepsilon_{\alpha\beta}, \quad \lambda_{ij\alpha\beta}^* u_{\alpha,\beta j} = 0,$$

где $u_\alpha = c_1 u_\alpha^1 + c_2 u_\alpha^2$ — осредненный вектор смещения; c_1 , c_2 — объемные доли фаз ($c_1 + c_2 = 1$); u_α^1 , u_α^2 — осредненные смещения фаз. Тензор $\lambda_{ij\alpha\beta}^*$ является эффективным изотропным тензором, характеризующим упругие свойства гетерогенной структуры и осредненный закон Гука $\sigma_{ij} = \lambda_{ij\alpha\beta}^* \varepsilon_{\alpha\beta}$. Тензор $\lambda_{ij\alpha\beta}^*$ содержит искомые эффективные

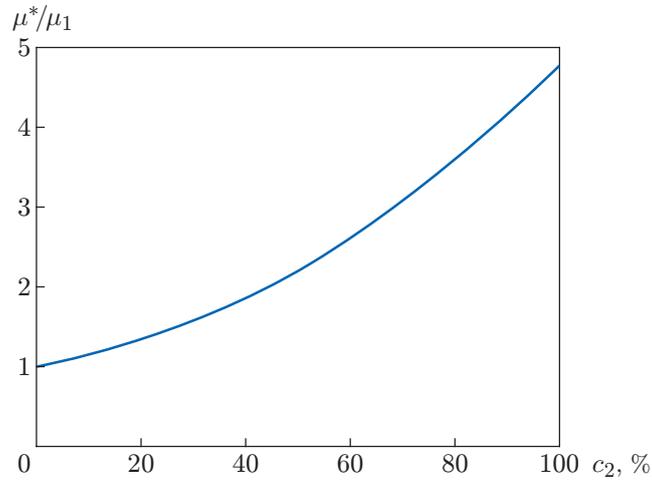


Рис. 5. Зависимость эффективного модуля сдвига, нормированного на модуль сдвига ВТ-6, от объемной доли TiB

объемный K^* и сдвиговый μ^* коэффициенты линейной теории упругости, выражения для которых в результате осреднения имеют вид

$$K^* = c_1 K_1 + c_2 K_2 - \frac{c_1 c_2 (K_1 - K_2)^2}{c_1 K_2 + c_2 K_1 + 4\mu^*/3}, \quad (2)$$

$$\mu^* = c_1 \mu_1 + c_2 \mu_2 - \frac{c_1 c_2 (\mu_1 - \mu_2)^2}{c_1 \mu_2 + c_2 \mu_1 + \mu^* (9K^* + 8\mu^*) / [6(K^* + 2\mu^*)]}.$$

Данные коэффициенты можно получить также, используя результаты работ [18–20, 24–26].

В случае если коэффициенты упругости исследуемых фаз различаются менее чем на порядок, формула (2) позволяет оценить эффективные коэффициенты более простыми выражениями. При такой оценке используется вилка Хашина — Штрикмана. При этом эффективные коэффициенты в знаменателях выражений (2) следует заменить на коэффициенты упругости соответствующей фазы: $K^* \rightarrow K_k$, $\mu^* \rightarrow \mu_k$ ($k = 1, 2$). Полученные два выражения ($k = 1, 2$) дают узкую вилку в силу того, что значения коэффициентов упругости фаз практически одинаковы. Более грубую оценку эффективных коэффициентов

$$\frac{K_1 K_2}{c_1 K_2 + c_2 K_1} \leq K^* \leq c_1 K_1 + c_2 K_2, \quad \frac{\mu_1 \mu_2}{c_1 \mu_2 + c_2 \mu_1} \leq \mu^* \leq c_1 \mu_1 + c_2 \mu_2$$

можно получить с использованием вилки Хилла. Данные неравенства следуют из формул (2), если эффективные коэффициенты в знаменателях заменить на нуль и бесконечность соответственно. Вилка Хилла является менее узкой по сравнению с вилкой Хашина — Штрикмана.

На рис. 5 показана зависимость модуля сдвига эффективной среды, нормированного на модуль сдвига сплава ВТ-6 $E_1 = 110$ ГПа, от объемной доли TiB. При этом модуль Юнга TiB полагается равным $E_2 = 482$ ГПа [27], модуль Юнга ВТ-6 равен $E_1 = 110$ ГПа, коэффициенты Пуассона для фаз равны $\nu_1 = 0,32$, $\nu_2 = 0,2$.

На рис. 6 показана зависимость модуля Юнга эффективной среды E^* , нормированного на модуль Юнга сплава ВТ-6, от объемной доли TiB.

Согласно данным работы [27] при $c_2 = 10\%$ эффективный модуль Юнга получаемого материала увеличивается приблизительно на 20%, а при $c_2 = 20\%$ — приблизительно на 45%. В соответствии с используемыми формулами при этих значениях объемной

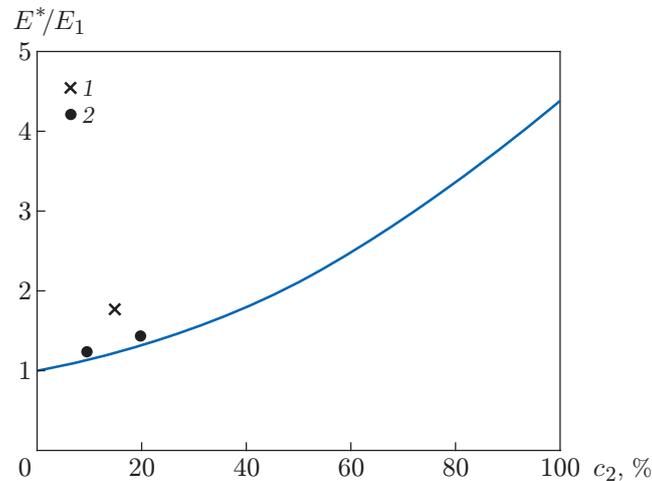


Рис. 6. Зависимость эффективного модуля Юнга, нормированного на модуль Юнга ВТ-6, от объемной доли TiB:

1 — данные работы [27], 2 — данные, полученные в настоящей работе с помощью инструментального индентирования; сплошная линия — зависимость, построенная с использованием формулы (2)

доли модуль Юнга увеличивается на 15 и 33 % соответственно. Различие обусловлено тем, что в формулах (2) не учитывается микроструктура фазы TiB. В отличие от модели, приведенной в работе [28], в предлагаемой модели не учитываются химические реакции и процесс растворения, которые согласно экспериментальным данным практически отсутствуют в анализируемом материале.

Если в формулы (2) подставить коэффициенты упругости, полученные в результате проведения индентирования, то при $c_2 = 15\%$ получим модуль Юнга $E^* = 197$ ГПа. Это значение приблизительно на 12 % больше значения модуля Юнга для матрицы ВТ-6.

Заключение. Методом селективного лазерного плавления сформированы единичные треки с применением металлокерамического порошка Ti-6Al-4V и TiB с различной начальной концентрацией керамических частиц. Проведена оптимизация процесса лазерного воздействия на порошковую смесь с использованием критерия минимальной шероховатости получаемой поверхности и отсутствия на ней трещин.

Выполнены эксперименты по инструментальному индентированию полученных образцов и измерен модуль упругости металлической матрицы, частицы TiB, а также композита в целом. Экспериментальные значения удовлетворительно согласуются с соответствующими значениями, полученными при теоретическом описании упругих свойств гетерогенной среды в рамках метода условных моментов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Sabahi Namini A., Dilawary S. A. A., Motallebzadeh A., et al.** Effect of TiB₂ addition on the elevated temperature tribological behavior of spark plasma sintered Ti matrix composite // Composites. Pt B. Engng. 2019. V. 172. P. 271–280.
2. **Golyshev A., Orishich A.** Microstructure and mechanical characterization of Ti₆Al₄V–B₄C metal ceramic alloy, produced by laser powder-bed fusion additive manufacturing // Intern. J. Adv. Manufactur. Technol. 2020. V. 109, N 1/2. P. 579–588.
3. **Saito T.** The automotive application of discontinuously reinforced TiB–Ti composites // JOM (Minerals, Metals Materials Soc.). 2004. V. 56, N 5. P. 33–36.

4. **Tamirisakandala S., Bhat R. B., Tiley J. S., et al.** Grain refinement of cast titanium alloys via trace boron addition // *Scripta Materialia*. 2005. V. 53, N 12. P. 1421–1426.
5. **Lieberman S. I., Gokhale A. M., Tamirisakandala S., Bhat R. B.** Three-dimensional microstructural characterization of discontinuously reinforced Ti64–TiB composites produced via blended elemental powder metallurgy // *Materials Character.* 2009. V. 60, N 9. P. 957–963.
6. **Gorsse S., Miracle D. B.** Mechanical properties of Ti–6Al–4V/TiB composites with randomly oriented and aligned TiB reinforcements // *Acta Materialia*. 2003. V. 51, N 9. P. 2427–2442.
7. **Gorsse S., Petitcorps Y. Le, Matar S., et al.** Investigation of the Young's modulus of TiB needles in situ produced in titanium matrix composite // *Materials Sci. Engng. A*. 2003. V. 340, N 1/2. P. 80–87.
8. **Wu X.** In situ formation by laser cladding of a TiC composite coating with a gradient distribution // *Surface Coatings Technol.* 1999. V. 115, N 2/3. P. 111–115.
9. **Wang H. Y., Jiang Q. C., Li X. L., et al.** In situ synthesis of TiC/Mg composites in molten magnesium // *Scripta Materialia*. 2003. V. 48, N 9. P. 1349–1354.
10. **Cui C., Guo Z., Wang H., et al.** In situ TiC particles reinforced grey cast iron composite fabricated by laser cladding of Ni–Ti–C system // *J. Materials Process. Technol.* 2007. V. 183, N 2/3. P. 380–385.
11. **Masanta M., Ganesh P., Kaul R., et al.** Development of a hard nano-structured multi-component ceramic coating by laser cladding // *Materials Sci. Engng. A*. 2009. V. 508, N 1/2. P. 134–140.
12. **Herzog D., Seyda V., Wycisk E., et al.** Additive manufacturing of metals // *Acta Materialia*. 2016. V. 117, N 15. P. 371–392.
13. **Фомин В. М., Гольшев А. А., Косарев В. Ф. и др.** Создание металлокерамических структур на основе Ti, Ni, WC и V_4C с применением технологии лазерной наплавки и холодного газодинамического напыления // *Физ. мезомеханика*. 2019. Т. 22, № 4. С. 5–15.
14. **Fang M., Han Y., Shi Z., et al.** Embedding boron into Ti powder for direct laser deposited titanium matrix composite: Microstructure evolution and the role of nano-TiB network structure // *Composites. Pt B. Engng.* 2021. V. 211. 108683.
15. **An Q., Huang L., Jiang S., et al.** Two-scale TiB/Ti64 composite coating fabricated by two-step process // *J. Alloys Compounds*. 2018. V. 755. P. 29–40.
16. **Ocelik V., Matthews D., De Hosson J. T. M.** Sliding wear resistance of metal matrix composite layers prepared by high power laser // *Surface Coatings Technol.* 2005. V. 197, N 2/3. P. 303–315.
17. **Shishkovsky I., Kakovkina N., Sherbakov V.** Graded layered titanium composite structures with TiB₂ inclusions fabricated by selective laser melting // *Composite Structures*. 2017. V. 169. P. 90–96.
18. **Khoroshun L. P.** Mathematical models and methods of the mechanics of stochastic composites // *Intern. Appl. Mech.* 2000. V. 36, N 10. P. 1284–1316.
19. **Шермергор Т. Д.** Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977.
20. **Кристенсен Р.** Введение в механику композитов. М.: Мир, 1982.
21. **Khoroshun L. P.** A new mathematical model of the nonuniform deformation of composites // *Mech. Composite Materials*. 1995. V. 31, N 3. P. 310–318.
22. **Гольшев А. А., Оришич А. М., Филиппов А. А.** Законы подобия лазерной наплавки металлокерамических покрытий // *ПМТФ*. 2019. Т. 60, № 4. С. 194–205.
23. **Oliver W. C., Pharr G. M.** An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Materials Res.* 1992. V. 7, N 6. P. 1564–1583.

24. **Hill R.** A self-consistent mechanics of composite materials // J. Mech. Phys. Solids. 1965. V. 13, N 4. P. 213–222.
25. **Hashin Z., Shtrikman S.** On some variational principles in anisotropic and nonhomogeneous elasticity // J. Mech. Phys. Solids. 1962. V. 10, N 4. P. 335–342.
26. **Болотин В. В., Москаленко В. Н.** Задача об определении упругих постоянных микронеоднородной среды // ПМТФ. 1968. № 1. С. 66–72.
27. **Morsi K., Patel V. V.** Processing and properties of titanium-titanium boride (TiB) matrix composites. A review // J. Materials Sci. 2007. V. 42, N 6. P. 2037–2047.
28. **Мишин А. В., Фомин В. М.** Исследование упругих свойств материалов полученных методом холодного газодинамического напыления с лазерной обработкой // ПМТФ. 2021. Т. 62, № 6. (В печати.)

*Поступила в редакцию 26/VIII 2021 г.,
после доработки — 26/VIII 2021 г.
Принята к публикации 30/VIII 2021 г.*
