

УДК 539.3

## ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ С ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ

А. В. Мишин, В. М. Фомин

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

Новосибирский национальный исследовательский государственный университет,  
630090 Новосибирск, Россия

E-mails: alekseymishin1994@gmail.com, fomin@itam.nsc.ru

Исследуется гетерогенный материал, полученный методом холодного газодинамического напыления с последующей лазерной обработкой. Изучаются причины уменьшения размера частиц карбида бора  $B_4C$  под действием лазерного луча и химический состав материала, в котором содержится “потерянный” материал частиц  $B_4C$ . Исследована математическая модель, в которой учитываются процесс растворения частиц  $B_4C$  и наличие химической реакции. Проведен анализ упругих свойств напыленного гетерогенного материала с использованием континуальных подходов, описывающих гетерогенные среды и основанных на осреднении исходных стохастических уравнений.

**Ключевые слова:** гетерогенная среда, микроструктура, стохастические модели, осреднение.

DOI: 10.15372/PMTF20210611

**Введение.** При использовании метода холодного газодинамического напыления (ХГН) частицы с характерным размером  $10 \div 100$  мкм ускоряются в сверхзвуковом потоке газа до скоростей  $100 \div 1000$  м/с и сталкиваются с преградой, в результате чего формируются покрытия при отсутствии плавления [1]. Процесс ХГН впервые исследован в Институте теоретической и прикладной механики СО РАН. На его основе разработан метод нанесения покрытий и изготовления прототипов трехмерных объектов из металлов, сплавов, композитных порошков и механических порошковых смесей [2]. ХГН является перспективным методом восстановления областей эрозии или износа, создания структурированных и композитных материалов, нанесения антифрикционных, защитных, проводящих и других покрытий [1, 3].

Для улучшения свойств материала, полученного методом ХГН, используются методы постобработки, одним из которых является метод обработки лазерным излучением [4–7]. При воздействии лазерного излучения на исходную гетерогенную пористую среду, состоящую из порошков (в основном  $B_4C$ , Ni, В), напыленных на подложку из титана (Ti),

---

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 20-31-90090).

© Мишин А. В., Фомин В. М., 2021

в системе с несколькими временными и пространственными масштабами происходят различные физические и химические процессы, что затрудняет экспериментальное и теоретическое исследование получаемого материала. Среди процессов, происходящих при газодинамическом напылении, выделим взаимную диффузию компонентов с их растворением и различные химические реакции.

Исследование упругих свойств рассматриваемого гетерогенного материала проводится путем осреднения исходных стохастических уравнений с использованием метода условных моментов [8], что позволяет получить эффективные коэффициенты, характеризующие физические и геометрические свойства гетерогенной структуры.

**Эволюция микроструктуры материала.** Об изменении микроструктуры исследуемого материала свидетельствует уменьшение в 2–3 раза размера частиц  $V_4C$  вследствие фрагментации под действием лазерного луча [4]. Причины уменьшения размера частиц  $V_4C$  и химический состав материала, в котором содержится “потерянный” материал  $V_4C$ , в настоящее время не установлены.

Одной из причин уменьшения размера частиц  $V_4C$  является наличие химических реакций с  $Ti$  подложки, что приводит к изменению состава керамики [4, 5]. По-видимому, основной реакцией является экзотермическая реакция  $3Ti + V_4C = TiC + 2TiB_2$ , протекающая при температуре, равной  $900\text{ }^\circ\text{C}$ , что меньше температуры плавления  $Ti$  ( $1700\text{ }^\circ\text{C}$ ) и  $V_4C$  ( $2350\text{ }^\circ\text{C}$ ). При воздействии лазерного излучения с плотностью мощности, равной  $5 \cdot 10^7\text{ Вт/см}^2$ , создаются условия, необходимые для протекания химической реакции подобного типа. Согласно данным работы [9] температура материала в области лазерного воздействия при плотности мощности лазера порядка  $10^6\text{ Вт/см}^2$  составляет не менее  $3000\text{ }^\circ\text{C}$ . При указанном значении мощности начинается процесс конвективного перемешивания, в результате чего увеличивается скорость плавления. При температуре, равной  $2500\text{ }^\circ\text{C}$ , происходит разложение  $V_4C$ , при этом высвободившийся бор вступает в реакцию с титаном, более интенсивную по сравнению с реакцией  $V_4C$  и титана. Заметим, что в исходном порошке присутствует небольшая доля бора, который может вступить в экзотермическую реакцию с  $Ti$  при более мягких условиях. Соединения бора с никелем ( $NiB$ ,  $Ni_2B$ ,  $Ni_4B_3$  или  $Ni_5B_4$ ) также возможны, но соответствующие реакции протекают медленнее, поскольку энергетически более затратны.

Еще одной причиной уменьшения размеров частиц карбида бора является их растворение в расплавленных металлах  $Ni$  и  $Ti$ . Механизм растворения  $V_4C$  в  $Ti$  описан в работе [10], в которой показано, что не все растворенные атомы  $B$  и  $C$  успевают вступить в реакцию  $3Ti + V_4C = TiC + 2TiB_2$ . Согласно [11] химическая реакция  $V_4C$  с  $Ni$  происходит менее интенсивно, чем реакция  $V_4C$  с  $Ti$ , существенная часть карбида бора, растворенного в  $Ni$ , остается непрореагировавшей к моменту достаточного охлаждения материала.

Наличие взаимной диффузии в реагирующей системе обусловлено силами взаимодействия типа сил Ван-дер-Ваальса. Для частиц  $V_4C$  характерна достаточно большая ван-дер-ваальсова сила притяжения [10], что способствует их кластеризации и агломерации. Наличие никеля препятствует неоднородному распределению частиц  $V_4C$ , что позволяет получить композит с армирующими элементами, относительно равномерно распределенными в конечной микроструктуре. Взаимная диффузия  $V_4C$  и  $Ti$  с одновременным их растворением и относительно быстрое затвердевание материала, при котором наиболее вероятные химические реакции не могут реализоваться в полной мере, способствуют возникновению в полученном материале специфических структур  $Ti-B-C$ ,  $Ni-B-C$ , определяющих его свойства.

**Модель, учитывающая процесс растворения и наличие химической реакции.** Рассмотрим модель, учитывающую процесс растворения и наличие химической реакции  $3Ti + V_4C = TiC + 2TiB_2$ . Предположим, что при характерном времени действия

лазера скорость процесса растворения и химической реакции превышает скорость диффузии  $\nabla D \nabla n$ .

Уравнения в нуль-мерном приближении, описывающие химическую реакцию, имеют вид

$$\frac{dn_{B_4C}}{dt} = -\gamma n_{B_4C} - kn_{Ti}^3 n_{B_4C}, \quad \frac{1}{3} \frac{dn_{Ti}}{dt} = -kn_{Ti}^3 n_{B_4C}, \quad (1)$$

где  $n_{B_4C}$  — концентрация частиц  $B_4C$  в твердом состоянии;  $n_{Ti}$  — концентрация в подложке непрореагировавшего  $Ti$ ;  $k$  — константа химической реакции; параметр  $\gamma$  определяет скорость растворения. В математической модели (1) предполагается, что расплавленная часть  $B_4C$  прореагировала с  $Ti$  либо растворилась. Параметры  $\gamma$ ,  $k$  считаем постоянными (в общем случае они зависят от площади контакта компонентов, насыщения приграничных слоев и от температуры). Для замыкания уравнений (1) задаются следующие начальные условия:  $n_0$  — начальная концентрация твердых частиц  $B_4C$ ,  $n_{Ti0}$  — начальная концентрация  $Ti$ . В нуль-мерной модели (1) предполагается отсутствие пространственно-неоднородных слоев, так как согласно данным [9] число Грасгофа равно  $Gr = gbl \Delta T \nu^{-3} \gg 1$ .

Система уравнений (1) имеет аналитическое решение, но для оценки поведения компонентов используем приближение, когда концентрация  $Ti$  много больше концентрации  $B_4C$ . С учетом этого предположения в нулевом приближении концентрацию  $n_{Ti}$  в правой части системы (1) считаем постоянной. Отклонение концентрации  $Ti$  от начального значения представим в виде  $n_{Ti} = n_{Ti0} - \Delta n_{Ti}$ . При этом решение первого и второго уравнений (1) имеет вид

$$n_{B_4C} = n_0 e^{-\Gamma t}, \quad \Delta n_{Ti} = \frac{3n_0}{1 + \gamma/(kn_{Ti0}^3)} e^{-\Gamma t}, \quad (2)$$

где  $\Gamma = \gamma + kn_{Ti0}^3$ . При  $\gamma \gg kn_{Ti0}^3$  уменьшение размера твердых частиц  $B_4C$  происходит в основном в результате процесса растворения, при  $\gamma \ll kn_{Ti0}^3$  — вследствие химической реакции.

Используя выражение для концентрации частиц в единице объема  $n_{B_4C}$  в (2), а также считая  $c_1(t) = V_0 n_{B_4C}(t)$ ,  $c_{10} = n_0 V_0$ , где  $V_0$  — объем частицы  $B_4C$ , получаем формулу

$$c_1(t) = c_{10} e^{-\Gamma t}, \quad (3)$$

определяющую объемную концентрацию  $B_4C$ . Параметр  $\Gamma$  содержит неизвестные коэффициенты  $\gamma$  и  $k$ , которые определяются с использованием результатов эксперимента по значениям концентраций и размеров частиц  $B_4C$  в начальной и конечной структурах. Выражение для объемной концентрации  $B_4C$  при характерном времени процесса  $\Delta t$  можно представить в виде  $c_1(\Delta t) = (4/3)\pi R^3 M_1$ , где  $M_1$  — концентрация частиц  $B_4C$ , вычисленная в предположении, что они имеют форму шаров радиусом  $R$ . Формула для начальной объемной концентрации  $B_4C$  имеет вид  $c_{10} = (4/3)\pi R_0^3 M_0$ . С учетом сказанного выше и соотношения (3) получаем равенство  $(4/3)\pi R_0^3 M_0 e^{-\Gamma \Delta t} = (4/3)\pi R^3 M_1$ , из которого выражается параметр  $\Gamma$ .

Согласно экспериментальным данным размер частиц  $B_4C$   $R/R_0$  в ходе процесса уменьшился в  $2 \div 3$  раза. При этом концентрация макроскопических частиц осталась сравнимой с начальной концентрацией:  $M_0 \sim M_1$ . Следовательно,  $\Gamma \approx 10 \text{ мс}^{-1}$  при  $\Delta t \approx 0,3 \text{ мс}$ . Значение конечной объемной концентрации частиц  $B_4C$  составляет  $c_1(\Delta t) \approx 0,1 c_{10}$ .

В общем случае параметры  $\gamma$  и  $k$  определяются аналогично с использованием общего решения системы (1). При этом нужно знать концентрацию вступивших в реакцию частиц  $Ti$ , которую можно определить на основе данных экспериментов, оценивая концентрацию и размеры макроскопических частиц  $TiC$  и  $TiB_2$  в полученной структуре.

**Оценка упругих свойств гетерогенного материала.** В начальном приближении при определении упругих свойств материала, полученного методом ХГН с последующей лазерной обработкой, считаем его двухфазной гетерогенной средой, содержащей частицы никеля в качестве связующей фазы и частицы карбида бора в качестве включений. С использованием приведенных выше результатов оценим упругие свойства материала, в котором исходный  $V_4C$  перешел в соединение с титаном  $TiC + 2TiB_2$ , и проведем оценки растворимости исходного  $V_4C$  в  $Ni$ .

Предполагается, что размеры неоднородностей, а именно размеры зерен карбида бора и частиц соединения с титаном  $TiC + 2TiB_2$ , существенно превышают молекулярные размеры. В то же время характерные размеры неоднородностей пренебрежимо малы по сравнению с изменением макрополей — статистически средних полей в системе. Распределение фаз в структуре полагается статистически однородным и изотропным.

В качестве исходной модели, позволяющей определить упругие свойства гетерогенного материала, используем стохастическую стационарную изотропную модель линейной теории упругости

$$\sigma_{ij,j} = 0, \quad \sigma_{ij} = \lambda_{ij\alpha\beta}\varepsilon_{\alpha\beta}, \quad \varepsilon_{\alpha\beta} = (u_{\alpha,\beta} + u_{\beta,\alpha})/2, \quad (4)$$

$$(\lambda_{ij\alpha\beta}u_{\alpha,\beta})_{,j} = 0, \quad \lambda_{ij\alpha\beta} = (K - 2\mu/3)\delta_{ij}\delta_{\alpha\beta} + 2\mu I_{ij\alpha\beta}, \quad I_{ij\alpha\beta} = (\delta_{i\alpha}\delta_{j\beta} + \delta_{i\beta}\delta_{j\alpha})/2,$$

где  $K, \mu$  — стохастические модули сжатия и сдвига соответственно;  $u_\alpha$  — стохастический вектор смещений;  $\sigma_{ij}, \varepsilon_{\alpha\beta}$  — стохастические тензоры напряжений и деформаций соответственно. Запись  $u_{\alpha,\beta}$  обозначает дифференцирование компоненты поля смещений  $u_\alpha$  по координате  $x_\beta$ . Стохастичность полей и материальных параметров обусловлена тем, что в каждой микроточке среды находится один из компонентов; если в точке находится компонент 1, то  $K = K_1, \mu = \mu_1$ . Будем считать, что индекс 1 соответствует включению (карбид бора), индекс 2 — связующему компоненту (никелю).

В соответствии с методом условных моментов [8, 12] осредненную систему стохастических уравнений (4) представим в виде

$$\lambda_{ij\alpha\beta}^* \langle u_\alpha \rangle_{,\beta j} = 0,$$

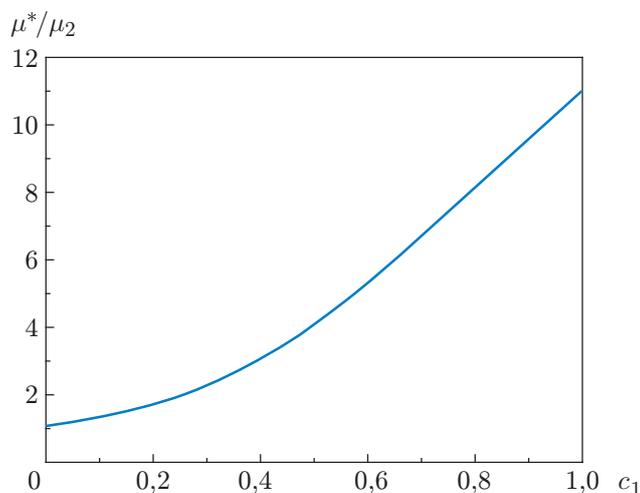
где  $\lambda_{ij\alpha\beta}^*$  — эффективный изотропный тензор, содержащий искомые эффективные объемный  $K^*$  и сдвиговый  $\mu^*$  коэффициенты линейной теории упругости;  $\langle u_\alpha \rangle = c_1 \langle u_\alpha^1 \rangle + c_2 \langle u_\alpha^2 \rangle$  — средний вектор смещения;  $c_1, c_2$  — объемные концентрации фаз ( $c_1 + c_2 = 1$ );  $\langle u_\alpha^1 \rangle, \langle u_\alpha^2 \rangle$  — осредненные смещения фаз. При получении осредненного уравнения для смещения используется осредненный закон Гука  $\langle \sigma_{ij} \rangle = \lambda_{ij\alpha\beta}^* \langle \varepsilon_{\alpha\beta} \rangle$ .

Необходимую информацию об осредненной структуре содержат эффективные коэффициенты  $K^*, \mu^*$ , которые в результате преобразований исходной стохастической модели (4) определяются по формулам

$$K^* = c_1 K_1 + c_2 K_2 - \frac{c_1 c_2 (K_1 - K_2)^2}{c_1 K_2 + c_2 K_1 + 4\mu^*/3}, \quad (5)$$

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

Используя вариационный метод [13, 14], метод самосогласованного поля [15, 16] и ряд статистических подходов, основанных на функции Грина (одноточечное приближение и метод условных моментов в теории эффективных модулей [12, 17, 18], сингулярное и обобщенное сингулярное приближения [19], гипотезу о сильной изотропии [19, 20]), получаем эффективные коэффициенты, совпадающие с коэффициентами (5).



Зависимость эффективного модуля сдвига, нормированного на модуль сдвига никеля, от объемной концентрации карбида бора

Анализ соотношений (5) затруднен вследствие неявной зависимости эффективных коэффициентов. Выражения (5) сводятся к алгебраическому уравнению четвертого порядка для коэффициента  $\mu^*$ . При  $c_1 = 0$ ,  $c_2 = 1$  имеем тривиальные соотношения  $K^* = K_2$ ,  $\mu^* = \mu_2$ , аналогично при  $c_1 = 1$ ,  $c_2 = 0$  имеем  $K^* = K_1$ ,  $\mu^* = \mu_1$ . Рассмотрим случай, когда упругие параметры фаз существенно различаются:  $\mu_1 \ll \mu_2$ ,  $K_1 \ll K_2$ . При концентрации  $c_1 > 0,5$  эффективный модуль сдвига  $\mu^*$  и эффективный объемный модуль сжатия  $K^*$  пропорциональны параметрам компонента 1, при концентрации  $c_2 > 0,5$  — параметрам компонента 2. Согласно формулам (5) при  $\mu_1/\mu_2 = 0$ ,  $K_1/K_2 = 0$  в точке  $c_2 = 0,5$  происходит структурный фазовый переход, при котором эффективные коэффициенты изменяются скачкообразно от  $\mu^* \sim \mu_1$ ,  $K^* \sim K_1$  к  $\mu^* \sim \mu_2$ ,  $K^* \sim K_2$ . Это изменение соответствует фазовому переходу первого рода, имеющему место в результате смены агрегатного состояния.

В нулевом приближении будем пренебрегать влиянием растворившегося  $V_4C$  на Ni и не учитывать химические реакции  $V_4C$ , В с титаном, т. е. гетерогенная среда состоит из карбида бора и никеля. В качестве параметров карбида бора выберем  $K_1 = 80$  ГПа,  $\mu_1 = 45$  ГПа, для никеля соответственно  $K_2 = 160$  ГПа,  $\mu_2 = 3,8$  ГПа. На рисунке представлена зависимость эффективного модуля сдвига, нормированного на модуль сдвига никеля  $\mu_2$ , от объемной концентрации карбида бора  $c_1$ , полученная с использованием формул (5).

В изучаемом материале удается получить объемную концентрацию карбида бора  $c_1 \approx 0,1 \div 0,2$ . При  $c_1 \approx 0,1 \div 0,2$  происходит увеличение модуля сдвига практически в два раза.

Выражения для эффективных сдвигового и объемного модулей упругости в (5) при малых и умеренных концентрациях фазы включений  $V_4C$  в рассматриваемом случае можно упростить. Для матричной никелевой фазы имеют место приближения  $\mu^* \approx \mu_2 \ll \mu_1$  ( $\mu_2/\mu_1 \approx 0,1$ ),  $K^* \approx K_1$ ,  $K_2 \gg \mu^* \approx \mu_2$ . С учетом этого выражения для эффективных модулей упругости сводятся к выражениям

$$\mu^* = \frac{\mu_2}{1 - 5c_1/2}, \quad K^* = \frac{K_1 K_2}{c_1 K_2 + c_2 K_1}. \quad (6)$$

При малых концентрациях карбида бора  $c_1$  формула для эффективного сдвигового модуля аналогична формуле Эйнштейна для вязкости суспензий. При  $c_1 = 0,2$  имеем  $\mu^* = 2\mu_2$ . Значение объемного модуля упругости соответствует нижней границе вилки Хилла, что эквивалентно значению  $K^*$ , вычисленному по формуле обратной теории смесей.

Будем учитывать в формулах (6) зависимость концентрации карбида бора от времени  $c_1(t) = (4/3)\pi R^3(t)M_1(t)$ , имеющую место при растворении и при наличии химической реакции. Используя выражение (3), где  $c_{10} = (4/3)\pi R_0^3 M_0$ , и подставляя значение объемной концентрации карбида бора  $c_1(t)$  в выражения (6), получаем

$$\mu^*(t) = \frac{\mu_2}{1 - (10/3)\pi R_0^3 M_0 e^{-\Gamma t}}, \quad K^*(t) = \frac{K_1 K_2}{K_1 + (4/3)\pi R_0^3 M_0 e^{-\Gamma t} (K_2 - K_1)}.$$

ЗАМЕЧАНИЕ 1. Приведем оценку изменения упругих свойств Ni с растворенным в нем  $V_4C$ , полученную с использованием теории смесей:

$$\begin{aligned} \tilde{\mu}_2(t) &= (1 - c_{10} + c_1(t))\mu_2 + (c_{10} - c_1(t))\mu_1, \\ \tilde{K}_2(t) &= (1 - c_{10} + c_1(t))K_2 + (c_{10} - c_1(t))K_1. \end{aligned}$$

Здесь коэффициенты  $\tilde{\mu}_2$ ,  $\tilde{K}_2$  характеризуют модифицированные упругие свойства Ni ( $\mu_2 \rightarrow \tilde{\mu}_2$ ,  $K_2 \rightarrow \tilde{K}_2$ ) с растворенным в нем  $V_4C$ . Поскольку  $K_1 \approx K_2$ , при замене  $K_2 \rightarrow \tilde{K}_2$  в формуле (6) эффективный объемный модуль  $K^*$  существенно не изменится. Что касается эффективного сдвигового модуля  $\mu^*$  в (6), при замене  $\mu_2 \rightarrow \tilde{\mu}_2$  он изменится, так как  $\mu_1/\mu_2 \approx 10$ , причем эти изменения будут тем больше, чем большее количество частиц карбида бора растворится ( $c_{10} - c_1(t)$ ) в никеле. Полное растворение  $V_4C$  в Ni эквивалентно условию  $c_1(t) = 0$ . При этом будем считать, что упругие параметры  $\mu_1$ ,  $K_1$  растворившегося  $V_4C$  соответствуют упругим параметрам  $V_4C$ .

ЗАМЕЧАНИЕ 2. Выражения для эффективных упругих модулей, полученные с использованием обратной теории смесей, не содержат информацию о существенном изменении упругих свойств исходного никеля.

ЗАМЕЧАНИЕ 3. В случае полного химического перехода исходного карбида бора в соединения  $TiV_2$  и  $TiC$  исследуемый гетерогенный материал имеет три компонента. Связующим компонентом является никель, включениями —  $TiV_2$  и  $TiC$ , при этом имеет место равенство  $c_2 + c_3 + c_4 = 1$ . Для соединения  $TiV_2$   $K_3 = 300$  ГПа,  $\mu_3 = 200$  ГПа, для соединения  $TiC$   $K_4 = 250$  ГПа,  $\mu_4 = 190$  ГПа. В рамках используемых подходов выражения для эффективных коэффициентов упругости обобщаются на случай произвольного числа компонентов [19]. Однако следует отметить, что соответствующие упругие параметры компонентов  $TiV_2$  и  $TiC$  различаются незначительно:  $K_3 \simeq K_4$ ,  $\mu_3 \simeq \mu_4$ , поэтому их можно рассматривать как один компонент. Таким образом, имеем двухкомпонентную среду ( $c_1 + c_2 = 1$ , где  $c_1 = c_3 + c_4$ ). Формула для эффективного сдвигового модуля упругости  $\mu^*$  для матричного никелевого компонента сводится к формуле (6) для  $\mu^*$ , но вследствие более существенного различия сдвиговых параметров компонентов ( $\mu_2 \ll \mu_3 \simeq \mu_4$ ) формулы (6) являются более точными при малых и умеренных значениях объемной концентрации включений.

Представляет интерес выяснить, какое количество тепла необходимо передать в систему, чтобы получить требуемую концентрацию частиц  $V_4C$  и продуктов реакции, т. е. получить структуру с необходимыми свойствами. Для определения распределения энергии, поступающей от лазера, используем формулу

$$E = P/(vh),$$

где  $E$  — количество энергии, поступившей в единицу объема системы, Дж/мм<sup>3</sup>;  $P$  — мощность лазера, Дж/с;  $v$  — скорость сканирования (скорость перемещения лазерного пятна определенной площади), мм<sup>2</sup>/с;  $h$  — толщина слоя, мм. В работе [10] энергия, поступающая в единицу объема, равна  $E = 50 \div 75$  Дж/мм<sup>3</sup> и является достаточной для растворения исходных частиц  $V_4C$  в Ni и Ti. При меньших значениях энергии следует ожидать частичного растворения исходных частиц  $V_4C$ .

**Заключение.** В работе показана возможность управления упругими свойствами гетерогенного материала с развитой микроструктурой, отличающейся от структуры традиционных гетерогенных сред с механической смесью компонентов вследствие наличия химических реакций и процесса растворения. Проанализирован полный переход исходного карбида бора в соединения с титаном ( $\text{TiC} + 2\text{TiB}_2$ ), а также растворение исходного  $\text{B}_4\text{C}$  в никеле. Установлено, что за счет изменения количества энергии, подаваемой в исходную систему, можно менять состав и свойства получаемого материала.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Алхимов А. П.** Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика / А. П. Алхимов, С. В. Клинков, В. Ф. Косарев, В. М. Фомин. М.: Физматлит, 2010.
2. **Бузник В. М.** Металлополимерные нанокompозиты (получение, свойства, применение) / В. М. Бузник, В. М. Фомин, А. П. Алхимов. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2005.
3. **Maev R.** Introduction to low pressure gas dynamic spray: Physics and technology / R. Maev, V. Leschchynsky. Weinheim: Wiley-VCH, 2009.
4. **Фомин В. М., Гольщев А. А., Косарев В. Ф. и др.** Создание металлокерамических структур на основе Ti, Ni, WC и  $\text{B}_4\text{C}$  с применением технологии лазерной наплавки и холодного газодинамического напыления // Физ. мезомеханика. 2019. Т. 22, № 4. С. 5–15.
5. **Фомин В. М., Гольщев А. А., Маликов А. Г. и др.** Создание функционально-градиентного материала методом аддитивного лазерного сплавления // ПМТФ. 2020. Т. 61, № 5. С. 224–234.
6. **Косарев В. Ф., Полухин А. А., Ряшин Н. С. и др.** Влияние состава порошковой смеси на коэффициент напыления и свойства Ni +  $\text{B}_4\text{C}$  покрытий ХГН // Изв. РАН. Механика твердого тела. 2017. № 4. С. 127–134.
7. **Фомин В. М., Гольщев А. А., Косарев В. Ф. и др.** Создание гетерогенных материалов на основе порошков  $\text{B}_4\text{C}$  и Ni методом холодного газодинамического напыления с последующим послойным лазерным воздействием // ПМТФ. 2017. Т. 58, № 5. С. 218–227.
8. **Хорошун Л. П.** О математической модели неоднородного деформирования композитов // Прикл. механика. 1996. Т. 32, № 5. С. 22–29.
9. **Яковлев Е. Б., Вейко В. П.** Особенности плавления металлов при лазерном нагревании // Науч.-техн. вестн. информ. технологий, механики и оптики. 2005. Т. 5, № 5. С. 52–56.
10. **Fereiduni E., Ghasemi A., Elbestawi M.** Selective laser melting of hybrid ex-situ/in-situ reinforced titanium matrix composites: Laser/powder interaction, reinforcement formation mechanism, and non-equilibrium // Materials Design. 2019. V. 184. 108185.
11. **Самсонов Г. В.** Бор, его соединения и сплавы / Г. В. Самсонов, Л. Я. Марковский, А. Ф. Жигач. Киев: Изд-во АН УССР, 1960.
12. **Khoroshun L. P.** Mathematical models and methods of the mechanics of stochastic composites // Appl. Mech. 2000. V. 30, N 10. P. 30–62.
13. **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.
14. **Hashin Z., Shtrikman S.** Conductivity of polycrystals // Phys. Rev. 1963. V. 130, N 129. P. 129–133.
15. **Bruggeman D. A. G.** Berechnung verschiedener physikalischer Konstanten von heterogenen Substanzen. 2. Dielektrizitätskonstanten und Leitfähigkeiten von Vielkristallen der nichtregularen Systeme // Ann. Phys. 1936. Bd 417, N 25. S. 645–672.
16. **Hill R. A.** Self-consistent mechanics of composite materials // J. Mech. Phys. Solids. 1965. V. 13, N 4. P. 213–222.

17. **Khoroshun L. P.** Conditional-moment method in problems of the mechanics of composite materials // Appl. Mech. 1987. V. 23, N 10. P. 100–108.
18. **Khoroshun L. P.** Random functions theory in problems on the macroscopic characteristics of microinhomogeneous media // Appl. Mech. 1978. V. 14, N 2. P. 3–17.
19. **Шермергор Т. Д.** Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977.
20. **Болотин В. В., Москаленко В. Н.** Задача об определении упругих постоянных микронеоднородной среды // ПМТФ. 1968. № 1. С. 66–72.

*Поступила в редакцию 2/Х 2020 г.,  
после доработки — 2/Х 2020 г.  
Принята к публикации 26/Х 2020 г.*

---