

УДК 621.762, 51.73, 532.135

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА TiC–NiCr, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС-ЭКСТРУЗИИ

© 2024 г. М. С. Антипов^{1, *}, Л. С. Стельмах¹, А. М. Столин¹,
П. М. Бажин¹

¹Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова
Российской академии наук, Россия, 142432 Московская обл., Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, 8
*e-mail: mora1997@mail.ru

Поступила в редакцию 02.10.2023 г.
После доработки 16.10.2023 г.
Принята к публикации 17.10.2023 г.

Проведено теоретическое и экспериментальное изучение особенностей формирования структуры сплава на основе карбида титана с никромовой связкой в условиях СВС-экструзии. Выявлены качественные изменения в структуре материала, обусловленные различными способами СВС-технологии: без приложения давления, прессование и экструзия. Установлено, что в отличие от СВС без приложения давления при СВС-экструзии реализуется механический процесс перемешивания материала, что обеспечивает более высокую степень однородности процесса структурообразования. На основе разработанных моделей тепловых режимов СВС-экструзии и результатов экспериментальных исследований изучено влияние условий теплоотвода и степени деформации материала на размер зерна TiC по длине и радиусу экструдированного стержня. Анализ полученных зависимостей показал, что максимальное расхождение теоретических расчетов и экспериментальных результатов составляет не более 10%, а для минимальных значений размера зерен TiC не более 1–5%, что подтверждает хорошую согласованность разработанной модели с экспериментальными результатами.

Ключевые слова: СВС-экструзия, высокотемпературное сдвиговое деформирование, измельчение, карбид титана, никром

DOI: 10.31857/S0002337X24020039, EDN: LITNPY

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день в промышленности существует большая потребность в создании и внедрении новых композиционных материалов [1–7] с повышенными твердостью, микротвердостью, износостойкостью, прочностью и т. п. Перспективным является создание новых композиционных материалов на основе TiC–NiCr [8–15]. Общая тенденция в выборе карбида титана как высокотвердой и износостойкой составляющей вместо карбида вольфрама обуславливается удешевлением конечного изделия с сохранением механических свойств, а также заменой дефицитных вольфрама, кобальта на более доступные. В качестве связующего материала актуально применение сплава никром [16–19]. В процессе синтеза никром может взаимодействовать с продуктами син-

теза, в результате чего возможно образование дополнительных упрочняющих фаз, что повысит физико-механические свойства получаемых металлокерамических изделий.

Немаловажным фактором является наличие мелкозернистой структуры в материале, которая реализуется в технологическом процессе СВС-экструзии [20–22]. Управляя технологическими параметрами СВС-экструзии (временем задержки, скоростью перемещения плунжера пресса и давлением прессования) [23], можно регулировать фазо- и структурообразование в конечном материале.

В условиях сочетания процессов горения с высокотемпературным сдвиговым деформированием продуктов синтеза в процессе СВС-экструзии реализуются благоприятные условия для получения мелкозернистой

структуры материала. Экспериментально показано, что, прикладывая сдвиговые нагрузки к еще несформированному материалу при синтезе, можно существенным образом влиять на размер зерна, морфологию и взаимное расположение зерен во всем объеме [24–26]. В ряде работ установлен ряд интересных экспериментальных результатов: образование текстур деформации, наноразмерных элементов структуры композитного керамического материала, которое регулируется процессом горения экзотермической смеси исходных компонентов в сочетании со сдвиговым высокотемпературным деформированием и высокими скоростями охлаждения в условиях СВС-экструзии и т.д. В работах [27, 28] приведены результаты теоретического и экспериментального исследований процессов формирования и эволюции интерметаллидного соединения Ni_3Al в процессе его высокотемпературного синтеза и экструзии. Показано, что за счет горячей экструзии происходят уплотнение композита и измельчение кристаллической структуры благодаря повышенной степени деформации синтезируемого продукта в процессе его экструзии с последующим улучшением механических свойств композита.

Целью настоящей работы является теоретическое и экспериментальное исследование влияния степени деформации синтезированного материала и условий теплоотвода на однородность структуры и размер зерна по длине и радиусу длинномерных стержней, полученных методом СВС-экструзии из сплава на основе карбида титана с матрицей нихром.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для проведения СВС-экструзии использовали коммерческие порошки Ti (60 мкм, 99.1%), C (1 мкм, 99.1%), NiCr (70 мкм, 99.9%). Выбор данного состава обусловлен получением в результате синтеза композиционного материала на основе карбида титана с нихромовой матрицей. Порошки предварительно просушивали, перемешивали в установленных пропорциях (мас. %): 56Ti, 14C, 30NiCr и затем прессовали шихтовые заготовки цилиндрической формы

высотой 40 ± 2 мм, диаметром 30 ± 1 мм с относительной плотностью 0.61. Данная относительная плотность выбрана из расчета того, что при ней достигаются максимальная температура горения $2050 \pm 100^\circ\text{C}$ и скорость горения 16.6 мм/с.

Сущность метода СВС-экструзии (рис. 1а) заключалась в следующем. Спрессованная шихтовая заготовка размещалась в пресс-форме. В верхней части заготовки помещалось иницирующее устройство в виде вольфрамовой проволоки, на которую подавали электрический ток. За счет теплового импульса от вольфрамовой спирали инициировался послойный процесс горения в режиме СВС. После того как волна горения проходила всю заготовку, через заданное время плунжером пресса проводили экструзию синтезированного материала через формующую матрицу диаметрами 3, 5, 8 и 10 мм, где материал претерпевал сдвиговое высокотемпературное деформирование. В результате СВС-экструзии были получены цилиндрические стержни диаметром 3–10 и длиной до 230 мм. На рис. 1б приведено фото полученного стержня диаметром 3 и длиной 230 мм.

Микроструктуру полученных изделий исследовали на растровом электронном микроскопе LEO-1450 в комбинации с энергодисперсионным микроанализатором INCA Energy (EDS System). Расчет размера зерна определялся на основе полученных результатов СЭМ при различных увеличениях при помощи программного обеспечения Altami Object Analyzer.

Математическое моделирование проводили на основе двумерной тепловой задачи с двумя подвижными границами и соответствующими граничными условиями. На основе математического моделирования температурных полей при СВС-экструзии разработана программа на языке Turbo Pascal 6.0 в среде Delphi7 для расчета температурных полей, возникающих в материале внутри камеры и в выдавленной части образца. Программа позволяет определить оптимальные технологические параметры: скорость плунжера пресса и давление на плунжере, время задержки, а также прогно-

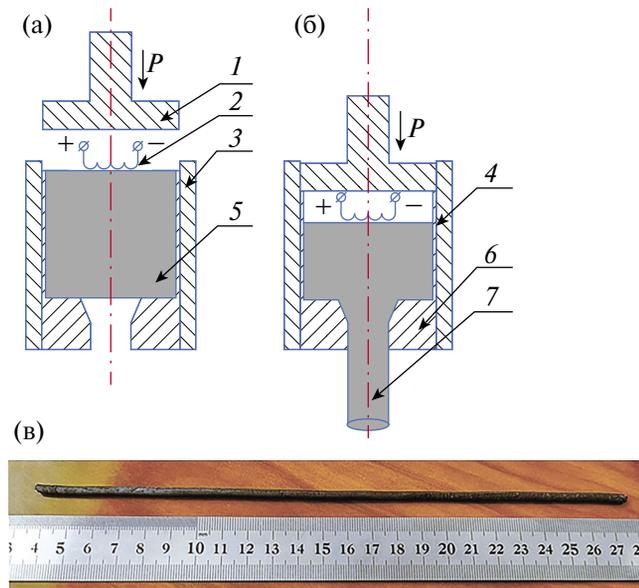


Рис. 1. Схема проведения СВС-экструзии до (а), после приложения давления (б): 1 – плунжер пресса, 2 – инициирующее устройство, 3 – пресс-форма, 4 – теплоизолятор, 5 – шихтовая заготовка, 6 – формующая матрица, 7 – экструдированный стержень; в – фото стержня, полученного методом СВС-экструзии.

зировать длину получаемого изделия и его качество. Программа может использоваться и для расчета технологических тепловых режимов горячей экструзии порошковых материалов [29].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Для исследования температурных полей при СВС-экструзии в материале образца, находящегося в цилиндрической пресс-форме, теплоизоляторе и экструдированном стержне, использовалась известная математическая модель процесса [30]. Численно исследуется система дифференциальных уравнений для теплоизолятора (1), в качестве которого была выбрана асбестовая ткань, и для материала образца, который находится в пресс-форме и экструдированном стержне (2):

$$\frac{\partial T_1}{\partial \tau} = a_1 \nabla^2 T_1 = a_1 \left(\frac{\partial^2 T_1}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T_1}{\partial r} + \frac{\partial^2 T_1}{\partial z^2} \right), \quad (1)$$

$$c \left(\frac{\partial(\rho T_2)}{\partial \tau} + f(\rho, z) \frac{\partial T_2}{\partial z} \right) = \lambda_2(\rho) \nabla^2 T_2 \quad (2).$$

В зависимости от стадии процесса функции $f(\rho, z)$, $\lambda_2(\rho)$, входящие в дифференциальные уравнения (3), (4), имеют следующие значения:

$$f(\rho, z) = \begin{cases} 0 & (\text{горение, задержка}) \\ \frac{\rho U_n z}{H_0} & (\text{компактирование}) \\ \frac{Q}{\pi R^2(z)} & (\text{экструзия}) \end{cases}, \quad (3)$$

$$\lambda_2(\rho) = \begin{cases} \lambda_0 & (\text{горение, задержка}) \\ \lambda_0 \left(\frac{\rho_0 (1 - U_n \tau / H_0)}{\rho_0} \right)^k & (\text{компактирование}) \\ \lambda_k & (\text{экструзия}) \end{cases}. \quad (4)$$

Дифференциальные уравнения, начальные и граничные условия приводились к безразмерному виду и решались методом конечных разностей с использованием метода прогонки в однослойных областях и метода сквозной прогонки в двухслойных областях.

СВС-экструзия прекращается, когда синтезированный материал теряет свои пластичные свойства и перестает экструдироваться из формующей матрицы. Полученная длина (L) – ордината нижней границы образца – и являлась искомой длиной экструдированного стержня. В результате численного исследования выдаются графики полей температур в образце, теплоизоляторе и экструдированном стержне, а также его длина.

Применимость этих моделей для конкретных практических рекомендаций и прогноза возникновения проблемных ситуаций в технологической практике, в том числе прямым сопоставлением результатов эксперимента и численных расчетов, была обоснована ранее [30, 31]. Эти модели позволяют исследовать температурные поля в материале образца, находящегося в цилиндрической пресс-форме, теплоизоляторе и экструдированном стержне в зависимости от различных технологических параметров процесса (температуры горения, времени задержки, скорости плунжера пресса, температуры подогрева различных зон оборудования и т.п.).

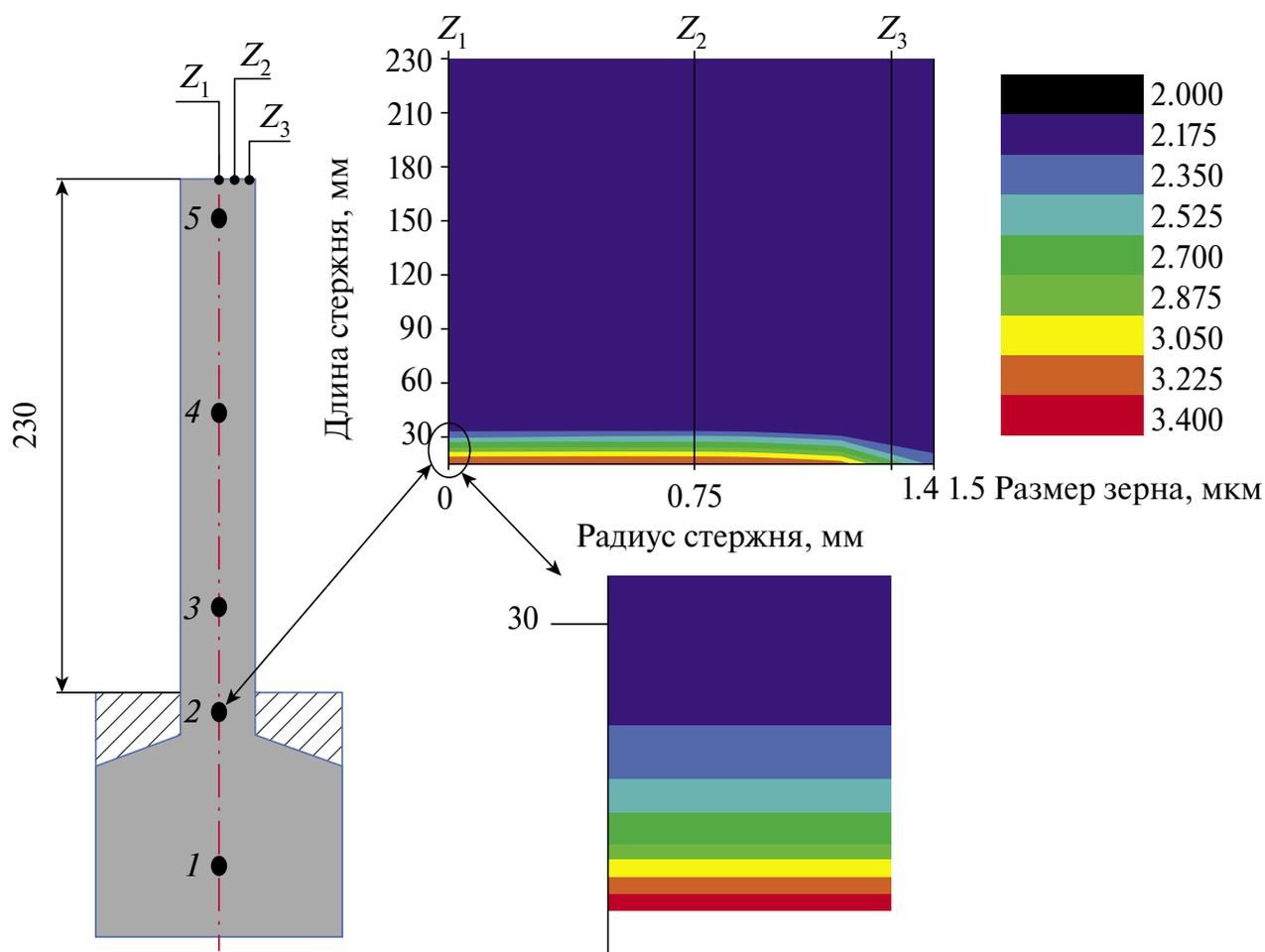


Рис. 2. Результаты теоретических расчетов распределения среднего размера зерна TiC по длине и радиусу экструдированного стержня.

В результате численного решения двумерной тепловой задачи с двумя подвижными границами и соответствующими граничными условиями определялось температурное поле $T = T(r, z, \tau)$, являющееся функцией двух координат r и z и времени τ (относительно угловой координаты существует симметрия), в образце, теплоизоляторе, выдавливаемой (экструдированной) части материала и прогнозировалась длина изделия (L).

Известно, что рост зерна экспоненциально зависит от температуры [26], поэтому информация о температурных полях в ходе синтеза, прессования и формования материала использовалась для исследования кинетики роста зерен в продукте синтеза в зависимости от температуры, которая, согласно [31], описывается уравнением

$$\frac{dD}{d\tau} = \frac{k_0 \exp(-E/RT)}{D^h}, \quad (5)$$

где $D = D(r, z, \tau)$ – текущий размер (диаметр) зерна продукта горения, являющийся функцией двух координат r, z и времени τ , k_0 – предэкспонент, E – энергия активации роста зерна, R – универсальная газовая постоянная, T – температура, h – показатель степени, близкий к единице.

Предполагается, что при переходе материала из камеры в калибр через формующую зону происходит уменьшение размера зерна в зависимости от степени деформации [32], которое вычисляется по формуле

$$D_\varepsilon = \frac{D}{A^{1/3} (\varepsilon / \varepsilon_k)^{2/3}} \quad (6)$$

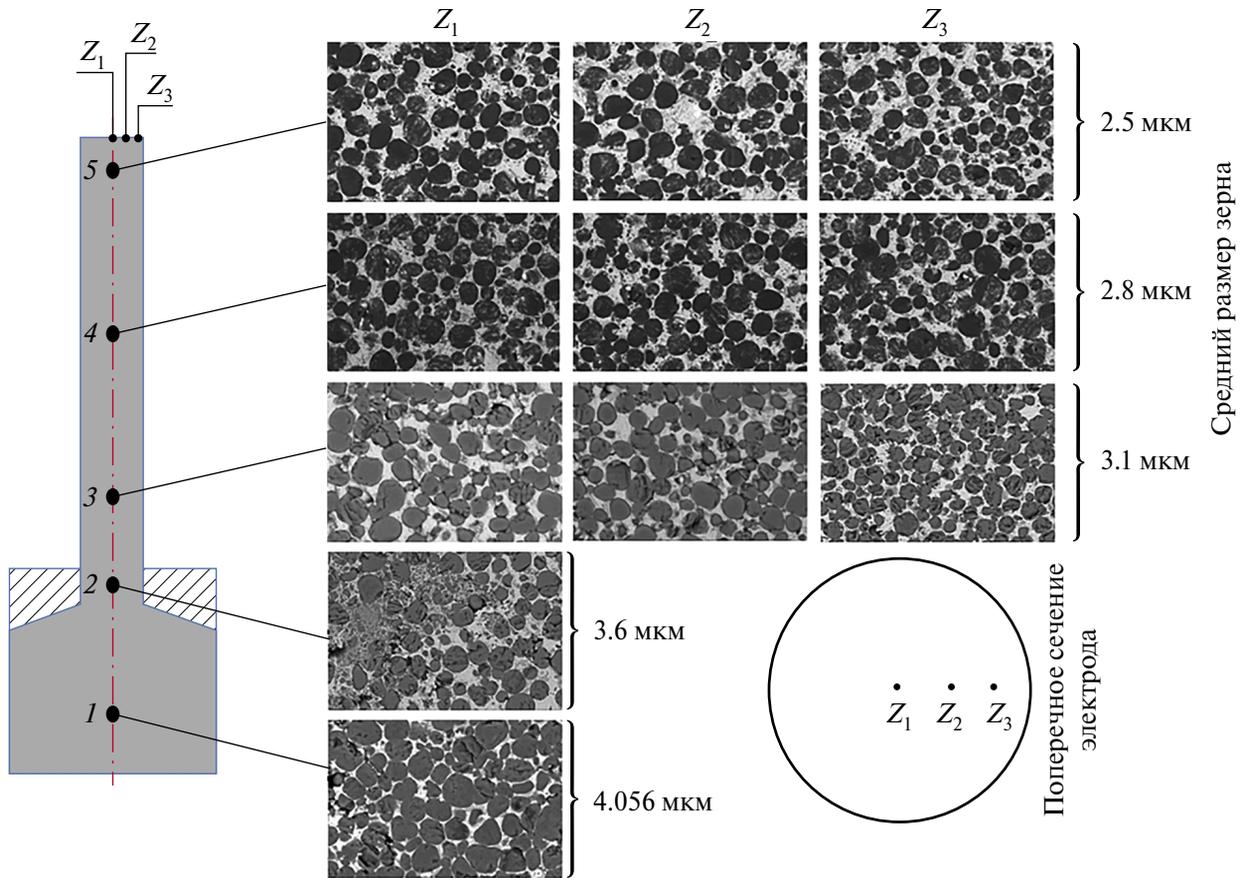


Рис. 3. Микроструктура материала и размер зерен TiC в различных областях: 1 – область объемного деформирования, 2 – область, находящаяся на выходе из матрицы, 3–5 – области сдвигового деформирования; зоны Z_1 – Z_3 – изменение среднего размера зерна по радиусу.

где ε – степень деформации ($\varepsilon = (r_0^2 - r_1^2)/r_0^2$), r_0 , r_1 – радиусы образца и стержня после экструзии соответственно; ε_k – критическая деформация, при которой происходит образование зародыша рекристаллизации ($\varepsilon_k = 0.1$); A – коэффициент формы площади границ исходного зерна находится в интервале $4\pi/3$ –6.

В расчетах использовались следующие исходные данные для изучаемого состава 70 мас.%TiC+30 мас.%NiCr: давление на плунжере пресса $P=50$ –70 МПа, плотность несжимаемой основы материала $\rho_1=5.61$ г/см³, начальная плотность образца $\rho_0=3.01$ г/см³, теплоемкость $c=833.74$ Дж/(кг К), коэффициент теплопроводности состава $\lambda_0=10$ –30 Вт/(м К), энергия активации роста зерна $E=70$ –130 КДж/(моль К), начальная высота заготовки $H_0=40\pm 2$ мм, диаметр заготовки $d_1=30\pm 1$ мм, угол конуса профилирующей матрицы $2\alpha=120^\circ$ – 180° , тем-

пература горения $T_r=2323$ К, температура формования $T_{ж}=1253$ К– 1533 К, скорость плунжера пресса $U_{п}=20$ –60 мм/с, скорость горения состава $U_r=16.6\pm 0.5$ мм/с, диаметр калибра $d_2=3\pm 0.5$ мм, толщина асбеста на матрице и в отверстии $\delta=1.5$ мм.

На рис. 2 представлены результаты математического моделирования распределения среднего размера зерна TiC по длине и радиусу экструдированного стержня. Наибольшая разнородность по распределению размера зерна TiC наблюдается в начале стержня (длиной до 30 мм от формирующей матрицы) при проходе формирующей зоны. В дальнейшем, после 30 мм экструдированного СВС-стержня, наблюдается стабилизация среднего размера зерна TiC как по радиусу, так и по длине, составляющего 2.1 мкм.

Для установления реального распределения размеров зерен карбида титана по длине и радиусу экструдированных стержней

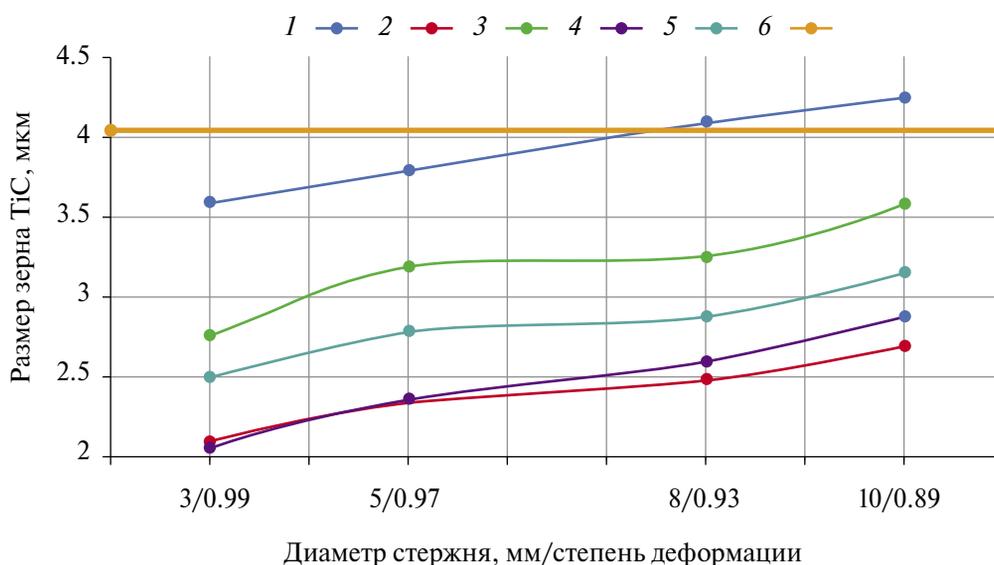


Рис. 4. Зависимости среднего размера зерна TiC от степени деформации (диаметра) экструдированного стержня: 1 – теория, максимальное значение; 2 – теория, минимальное значение; 3 – эксперимент, максимальное значение; 4 – эксперимент, минимальное значение; 5 – средний размер зерна; 6 – размер зерна после СВС без деформирования.

были изучены 5 областей, а также проведены исследования размеров зерен TiC для материалов, полученных СВС без деформирования и СВС-прессованием, реализующим объемное деформирование. В качестве модельного был взят стержень диаметром 3 мм. Одна область была выбрана там, где синтезированный материал не претерпел сдвигового деформирования, а был лишь объемно спрессован (область 1 на рис. 3). Область 2 была выбрана там, где материал претерпел сдвиговое деформирование, но еще находится на границе выхода из формирующей матрицы, т.е. контакт с направляющим калибром отсутствовал. Другие три области (3, 4 и 5) были взяты в экструдированном стержне на расстоянии 30, 140 и 200 мм от формирующей матрицы. Микроструктура синтезированного материала во всех пяти областях в основном представлена округлыми зернами карбида титана, расположенными в никромовой матрице. Для области 1

средний размер зерна карбида титана составил 4.056 мкм. В этой области в синтезированном материале по объему имеются поры и дефекты, которые концентрируются в основном по межзеренным границам карбида титана. После того как материал претерпел сдвиговое деформирование, дефекты и поры не были обнаружены. После экструдирования материала через формирующую матрицу происходит резкое уменьшение среднего размера зерна TiC в 1.4 раза с 3.6 до 2.5 мкм. Такое уменьшение связано с высокой степенью деформации и резким перепадом температур после экструдирования стержня.

Для установления среднего размера зерна TiC по радиусу экструдированного стержня (табл. 1) были выбраны три зоны: Z_1 , Z_2 , Z_3 (рис. 3). Зона 1 характеризуется как центр экструдированного стержня. Там наблюдается максимальный размер зерна TiC, что объясняется более продолжительным сохранением повышенной температуры по

Таблица 1. Размер зерна TiC (мкм) в зависимости от области исследования

Область	Z_1	Z_2	Z_3
1	4.056	-	-
2	3.613	3.608	3.471
3	3.487	3.206	2.624
4	3.101	2.964	2.382
5	2.774	2.648	2.078

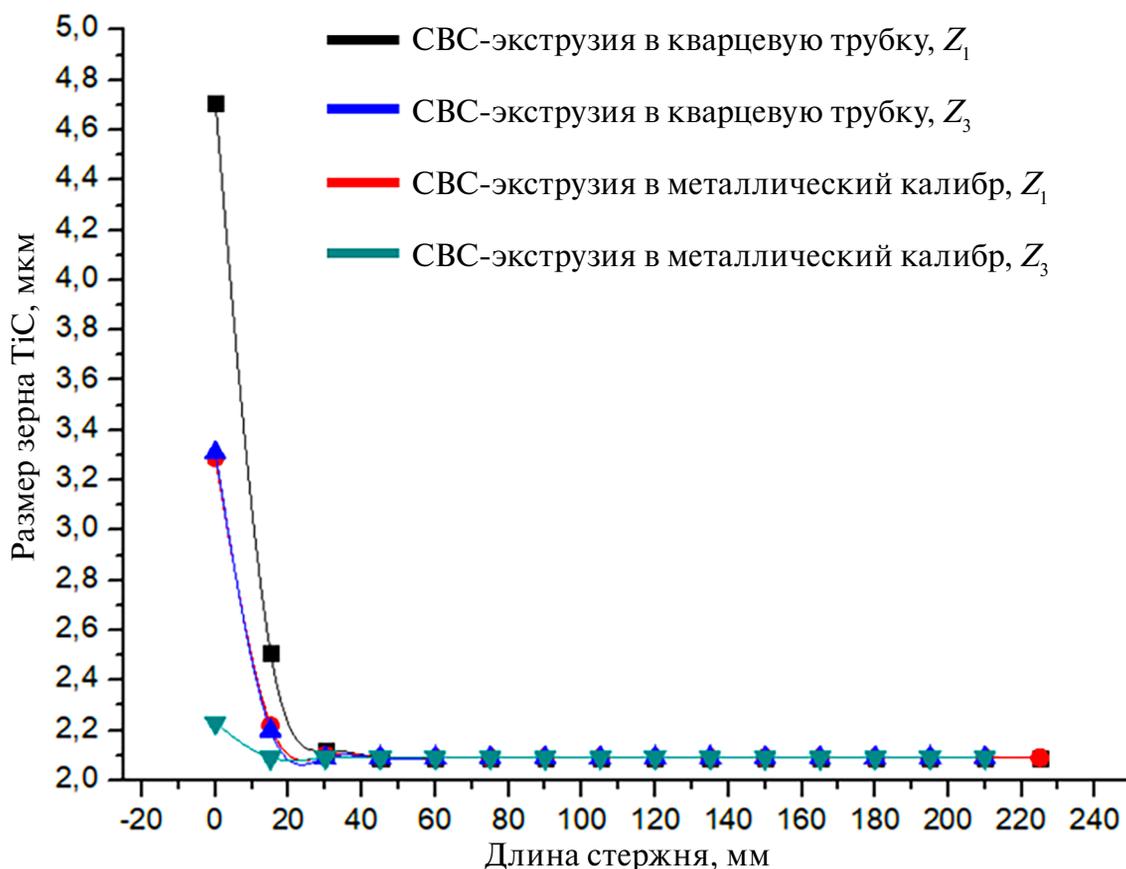


Рис. 5. Результаты математического моделирования зависимости размера зерна TiC от условий СВС-экструзии.

сравнению с поверхностью стержня. За счет контакта поверхности экструдированного стержня с калибром происходит ее более интенсивное остывание по сравнению с центральной частью, что приводит к некоторому снижению размера зерна TiC. Это также подтверждается тем, что для области 2 средний размер зерна практически не изменяется, т.к. материал находится в формирующей матрице и не контактирует с калибром.

Таким образом, установлено, что средний размер карбидного зерна TiC по длине экструдированного стержня изменяется от 2,5 до 3,6 мкм. При этом максимальный размер зерна наблюдается в области 2. По мере удаления от формирующей зоны, на расстоянии более 30 мм, средний размер зерна практически не изменяется и находится в диапазоне 2,5–2,8 мкм. Для областей 3–5 средний размер зерна уменьшается примерно в 1,3 раза.

В работе установлено влияние степени деформации (ψ) синтезированного мате-

риала на средний размер зерна TiC (рис. 4). Степень деформации определяли как отношение разницы площадей поперечного сечения исходной заготовки и экструдированного стержня к площади поперечного сечения экструдированного стержня. Были взяты диаметры 3 ($\psi = 0,99$) и 10 мм ($\psi = 0,89$), а в качестве промежуточных значений диаметров экструдированных стержней были выбраны диаметры 5 ($\psi = 0,97$) и 8 мм ($\psi = 0,93$). Установлено, что с увеличением степени деформации синтезированного материала с 0,89 до 0,99 средний размер карбидного зерна практически линейно уменьшается от 2,7–3,6 до 2–2,5 мкм в зависимости от изучаемой зоны. Экспериментальные кривые (рис. 4, кривые 3 и 4) находятся в диапазоне полученных теоретических значений изменения среднего размера зерна, причем минимальные теоретические и экспериментальные значения на длине стержня от 25 до 230 мм расходятся на 1–5% (кривые 2 и 4). Максимальные расхождения в начальной

части образца (меньше 10 мм), находящейся в матрице, составляют порядка 20% (кривые 1 и 3). В части образца от 10 до 25 мм максимальное расхождение теории и эксперимента составило 10%. Полученные результаты подтверждают согласованность разработанной математической модели с результатами экспериментальных исследований.

На основе математического моделирования установлено, что размер зерен TiC при СВС-экструзии существенным образом зависит и от условий теплоотвода. Так, при экструдировании в металлический калибр (рис. 5) наблюдается снижение среднего размера зерна TiC с 3.3 до 2.1 мкм, в случае экструдирования в кварцевую трубку – с 4.7 до 2.1 мкм. Это связано с тем, что при использовании кварцевой трубки (теплоемкость 670 Дж/(кг·°C)) синтезированный материал дольше находится при повышенной температуре по сравнению с металлической (теплоемкость 486 Дж/(кг·°C)). При этом установлено, что существенное изменение размера зерна наблюдается в областях 1 и 2. В областях 3–5 размер зерна TiC составил 2.1 мкм и не зависел от материала калибра.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что материал на основе TiC–NiCr обладает высокой технологической пластичностью (произошло удлинение образца по сравнению с исходной заготовкой в 6 раз), что важно для получения длинномерных стержней. Впервые методом СВС-экструзии получены длинномерные стержни диаметрами 3, 5, 8 и 10 мм из материала TiC–NiCr и установлена однородность структуры по длине и радиусу полученного стержня.

Установлено, что разработанная математическая модель и результаты экспериментов хорошо согласуются друг с другом. Так, результаты математического моделирования показали, что размер зерна TiC уменьшается от 4.25 до 2 мкм (в зависимости от степени деформации и диаметра формующей матрицы). Эксперимент в свою очередь показал, что без сдвигового деформирования средний размер зерна TiC составил 4.056 мкм, а в результате сдвигового деформирования он уменьшился до 2.5 мкм.

Математическая модель и результаты проведенных экспериментов показали, что на размер зерна влияют также условия теплоотвода. При экструдировании в металлический калибр диаметром 3 мм размер зерен TiC снижается от 3.3 до 2.1 мкм по сравнению с экструдированием в кварцевую трубку, где размер зерен уменьшается с 4.7 до 2.1 мкм.

Анализ полученных зависимостей показал, что максимальное расхождение теоретических расчетов и экспериментальных результатов составляет не более 10%, а для минимальных значений размера зерен TiC – не более 1–5%, что подтверждает хорошую согласованность разработанной модели с экспериментальными результатами.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Амосов А.П., Самборук А.Р., Вологин М.Ф., Епифанов В.Б., Редин С.В., Суханов С.И., Глазков А.И. Новые композиционные материалы состава полимер-металл для производства сверхпрочных изделий // Вестн. Казанского гос. техн. ун-та им. А.Н. Туполева. 2015. Т. 71. № 5. С.115–119.
2. Gurbanov N., Sidorov D., Ismailova K. Composite Materials, General Properties and Usage Areas // SoE. 2021. № 78. P. 25–27. <https://doi.org/10.24412/3162-2364-2021-78-1-25-27>
3. Николаев А.Н., Степичев Е.С., Перевислов С.Н. Жаростойкие композиционные материалы алмаз-карбид кремния, модифицированные гафнием // Материаловедение. 2023. № 5. С. 28–34. <https://doi.org/10.31044/1684-579X-2023-0-5-28-34>
4. Краснов Е.И., Серпова В.М., Ходыкин Л.Г., Голлобов А.В. Металлические композиционные материалы на основе титановых сплавов, армированные тугоплавкими частицами (обзор) // Тр. ВИАМ. 2021. № 6. С. 36–45. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2021-0-6-36-45>
5. Makhkamov N.Ya., Yusupov G.U. Properties of Metal-Based and Nonmetal-Based Composite Materials // Theor. Appl. Sci. 2020. V.6.

- № 86. P. 629–634. <https://doi.org/10.15863/TAS.2020.06.86.115>
6. *Piliptsov D.G., Rudenkov A.S., Rogachev A.V.* Structural Properties of Carbon Composites Doped with Boron // *Bull. Karaganda Univ. Phys. Ser.* 2020. V. 3. № 99. P. 31–37. <https://doi.org/10.31489/2020Ph3/31-37>
 7. *Самарина О.Ю., Долгодворов А.В.* Исследование микроструктуры конструкционного композиционного материала на этапе получения углерод-углеродного композиционного материала // *Вестн. Пермского нац. исслед. политех. ун-та. Аэрокосмическая техника.* 2014. № 38. С. 140–152.
 8. *Смирнов В.М., Шалунов Е.П., Лобанов Д.В.* Структура и свойства дисперсно-упрочненных композиционных материалов системы Cu-Ti-C-O // *Актуальные проблемы в машиностроении.* 2021. Т. 8. № 3-4. С. 135–141.
 9. *Промахов В.В., Матвеев А.Е., Шульц Н.А., Бахмат В.Р., Дронов Ф.Ю., Туранов Т.Э.* Исследование структуры и свойств металл-матричных композиционных материалов, полученных методом прямого лазерного выращивания // *Вестн. Томского гос. ун-та. Математика и механика.* 2022. № 77. С. 125–139. <https://doi.org/10.17223/19988621/77/10>
 10. *Сан Э., Узун М.* Исследование микроструктуры и твердости медных композитов, армированных Co - Ti // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2021. Т. 10. № 796. С. 40–45.
 11. *Луц А.Р., Шипилов С.И., Рыбаков А.Д.* Влияние легирующей добавки никеля на структуру композиционного материала Al-10%TiC // *Научные технологии в машиностроении.* 2020. Т. 10. № 112. С. 10–15. <https://doi.org/10.30987/2223-4608-2020-10-10-15>
 12. *Roger J., Petitcorps Y., Le, Audubert F.* Thermal Effect of TiC in the Mo/TiC/SiC System at Elevated Temperature // *J. Alloys Compd.* 2010. V. 496. № 1–2. P. 244–250. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.12.158>
 13. *Gong J., Miao H., Zhao Z.* Effect of TiC-Particle Size on Sliding Wear of TiC Particulate Reinforced Alumina Composites // *Mater. Lett.* 2002. V. 53. № 4-5. P. 258–261. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(01\)00488-8](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(01)00488-8)
 14. *Zheng Y., Zhou Ya., Li R.* Preparation and Mechanical Properties of TiC-Fe Cermets and TiC-Fe/Fe Bilayer Composites // *J. Mater. Eng. Perform.* 2017. V. 26. № 10. P. 4933–4939. <https://doi.org/10.1007/s11665-017-2914-1>
 15. *Tisov O., Dukhota O., Kindrachuk M.* Research on the Properties of Co-TiC and Ni-TiC Hip-Sintered Alloys // *Acta Mech. Autom.* 2019. V. 13. № 1. P. 57–67. <https://doi.org/10.2478/ama-2019-0009>
 16. *Aramian A., Sadeghian Z., Berto F., Prashanth K.G.* In Situ Fabrication of TiC-NiCr Cermets by Selective Laser Melting // *Int. J. Refract. Hard. Met.* 2020. V. 87. P. 105171. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105171>
 17. *Чесноков А.Е., Филиппов А.А.* Исследование физических свойств металлокерамических компактов TiC-NiCr, полученных методом горячего прессования // *Прикладная механика и техническая физика.* 2022. Т. 63. № 2(372). С. 175–181. <https://doi.org/10.15372/PMTF20220216>
 18. *Kiryukhantsev-Korneev P.V., Sytchenko A.D., Levashov E.A.* Comparative Study of Coatings formed by Electrospark Alloying Using TiC-NiCr and TiC-NiCr-Eu₂O₃ Electrodes // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2019. V. 60. № 6. P. 662–672. <https://doi.org/10.3103/S1067821219060099>
 19. *Liu Y., Yu B.H., Guan D.H., Wang Z.B., Bi J.* Microstructure and Properties of TiC/NiCr Cermets Produced by Partial Liquid-Phase Sintering // *J. Mater. Sci.* 2001. V. 20. № 7. P. 619–620. <https://doi.org/10.1023/A:1010965216385>
 20. *Бажин П.М., Столин А.М.* СВС-экструзия материалов на основе МАХ-фазы Ti-Al-C // *Доклады Академии наук.* 2011. Т. 439. № 5. С. 630–632.
 21. *Бажин П.М., Столин А.М., Алымов М.И., Чижиков А.П.* Особенности получения длинномерных изделий из керамического материала с наноразмерной структурой методом СВС-экструзии // *Перспективные материалы.* 2014. № 11. С. 73–80.
 22. *Столин А.М., Бажин П.М.* Получение изделий многофункционального назначения из композитных и керамических материалов в режиме горения и высокотемпературного деформирования (СВС-экструзия) // *Теоретические основы хим. технологии.* 2014.

- T. 48. № 6. С. 603–615. <https://doi.org/10.7868/S0040357114060116>
23. *Pazniak A., Bazhin P., Shchetinin I., Kolesnikov E., Prokopets A., Shplis N., Stolin A., Kuznetsov D.* Dense Ti_3AlC_2 Based Materials Obtained by SHS-extrusion and Compression Methods // *Ceram. Int.* 2019. V. 45. № 2. P. 2020–2027. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.10.101>
24. *Bazhin P., Chizhikov A., Stolin A., Antipov M., Konstantinov A.* Long-Sized Rods of Al_2O_3 – SiC – TiB_2 Ceramic Composite Material Obtained by SHS-Extrusion: Microstructure, X-ray Analysis and Properties // *Ceram. Int.* 2021. V 47. № 20. P. 28444–28448. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.06.262>
25. *Antipov M.S., Chizhikov A.P., Konstantinov A.S., Bazhin P.M.* Sintered Material Based on Titanium Carbide to Increase the Service Life of Slide Gates // *Refract. Ind. Ceram.* 2021. V. 62. № 2. P. 208–211. <https://doi.org/10.1007/s11148-021-00584-7>
26. *Стельмах Л.С., Столин А.М., Бажин П.М.* Измельчение зеренной структуры материала TiC – Co в процессе СВС-экструзии // *Неорган. материалы.* 2020. Т. 56. № 7. С. 732–737. <https://doi.org/10.31857/S0002337X20070155>
27. *Sheng L.Y., Yang F., Xi T.F., Guo J.T., Ye H.Q.* Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Ni_3Al/Al_2O_3 Composite During Self-Propagation High-Temperature Synthesis and Hot Extrusion // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. V. 555. P. 131–138. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.042>
28. *Овчаренко В.Е., Лапиин О.В., Чудинов В.А., Колобова Е.Г.* Эволюция зеренной структуры интерметаллического соединения Ni_3Al при экструзии интерметаллида в процессе его высокотемпературного синтеза под давлением // *Физ. мезомех.* 2005. Т. 8. № СпецВ. С. 65–68.
29. *Стельмах Л.С., Паршин Д.А., Столин А.М., Дворецкий С.И.* Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2012613246 «Программа расчета температурных полей в материале образца при СВС-экструзии на стадии выдавливания».
30. *Stolin A.M., Stel'makh, L.S.* Mathematical Modeling of SHS Compaction/Extrusion: An Autoreview // *Int. J. Self-Propag. High-Temp Synth.* 2008. № 17. P. 93–100. <https://doi.org/10.3103/S1061386208020015>.
31. *Штремель М.А., Лизунов В.И., Шкатов В.В.* Преобразование зерна при первичной рекристаллизации // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1984. № 6. С. 2–5.
32. *Овчаренко В.Е., Акимов К.О.* Влияние деформации на размер зерна в синтезированном под давлением интерметаллиде Ni_3Al // *Неорган. материалы.* 2020. Т. 56. № 11. С. 1183–1187. <https://doi.org/10.31857/S0002337X20110111>