

Земцова Е.Г., Морозов Н.Ф., Семенов Б.Н., Смирнов И.В., Смирнов В.М.

Предложена оригинальная методика изготовления металломатричных нанокомпозитов, заключающаяся в нанесении методом молекулярного наслаивания на поверхность частиц алюминиевого порошка карбида титана толщиной 4-12 нм, перемешивании полученных дисперсных частиц с частицами металла, последующим прессованием, спекании полученной смеси и действию на полученные заготовки интенсивной пластической деформации методом кручения под высоким давлением, в результате которой не только снижалась пористость, обеспечивалось однородное распределение армирующих частиц по объему и происходило разрушение карбидных оболочек на поверхности дисперсных частиц, но и происходило измельчение частиц алюминия.

Построены экспериментальные кривые деформирования $\sigma - \epsilon$ образцов из синтезированных композитов. Оценен возможный вклад различных механизмов упрочнения в итоговое упрочнение алюмоматричных композитов, проведено сравнение с экспериментально определенным упрочнением, на основании которого оценен размер зерна алюминия в матрице.

В синтезированных таким методом металлокомпозитах при малых долях объемного содержания армирующих частиц карбида титана (менее 0.5%) наблюдается практически двукратное упрочнение и трехкратный рост предела текучести при незначительном сокращении пластической деформации до разрушения.

1. Введение

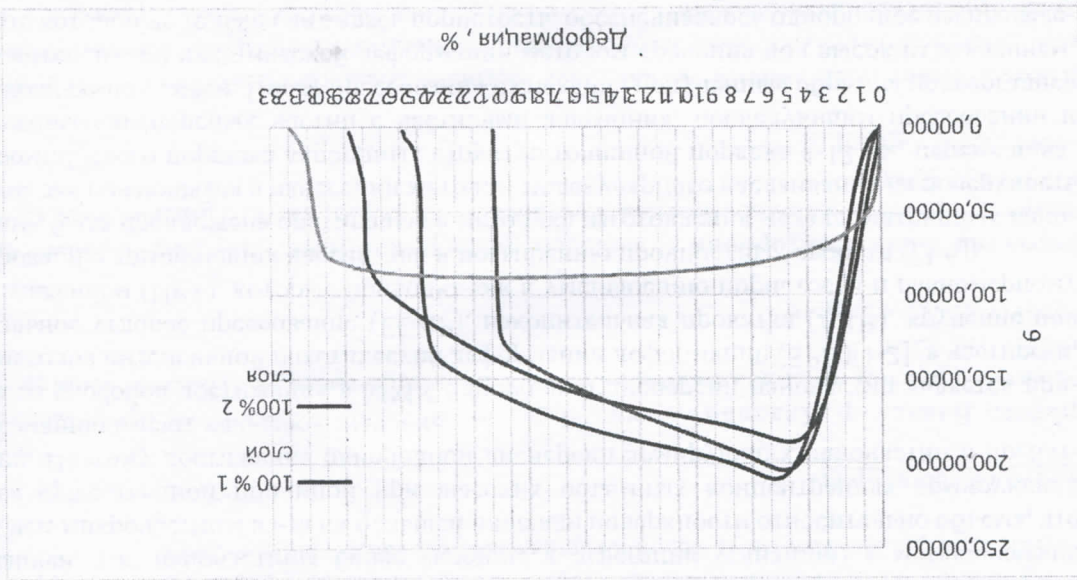
Металломатричные композиты (ММК) с алюминиевой матрицей находят широкое применение благодаря их высоким эксплуатационным свойствам. Переход к армированию металлической матрицы от микрочастиц к наночастицам приводит к значительному улучшению механических свойств. Это, прежде всего, связано с тем, что по сравнению с микрочастицами наночастицы обладают большей способностью препятствовать движению дислокаций в металлической матрице и, следовательно, более эффективно повышают прочность композитов (упрочнение Орована, упрочнение, вызванное рассогласованием упругих модулей, несовпадением коэффициентов линейного расширения и т.п.). Кроме этого, внедренные наночастицы также могут привести к усилению эффектов упрочнения границ зерен и дислокаций матрицы, препятствовать инициации и распространению трещин внутри зерен или на границах раздела частица/матрица, что способствует улучшению пластичности композитов.

Существуют различные жидкофазные и твердотельные методы изготовления нанокомпозитов с алюминиевой матрицей, содержащих различные типы наночастиц, такие как литье с перемешиванием, ультразвуковое литье, селективное лазерное плавление, обработка трением с перемешиванием, накопительная прессовка, порошковая металлургия и др.. Несмотря на то, что нанокомпозиты, полученные с помощью этих процессов, могут показывать повышенную прочность по сравнению с неармированной алюминиевой матрицей, их прочность, по-прежнему, ограничена сложностью введения однородной дисперсии наночастиц с их высокой концентрацией, т.к. наночастицы более склонны к агрегации (слиянию) в металлических матрицах чем микрочастицы из-за их большей площади поверхности относительно объема, что становится существенной причиной при высоких объемных концентрациях армирующих наночастиц. Поэтому достижение однородной дисперсии армирующих наночастиц и препятствие их слиянию имеют ключевое значение.

Одним из способов достижения в ММК однородной дисперсии наночастиц является применение методов интенсивной пластической деформации (SPD) [1-2], в частности, равноканальное угловое прессование (ECAP), накопительная прокатка (ARB), кручение под высоким давлением (НРТ), которые приводят как к уменьшению пористости и равномерному диспергированию армирующих частиц, так и повышению прочностных свойств ([3-6]).

Авторами была предложена оригинальная методика изготовления металломатричных нанокомпозитов, заключающаяся в нанесении методом молекулярного наслаивания на поверхность частиц алюминиевого порошка карбидных структур толщиной порядка 4-12 нм, перемешивании полученных дисперсных частиц с частицами алюминия, последующим прессованием и спекании полученной смеси. После прессования и спекания полученные образцы подвергались действию интенсивной пластической деформации методом кручения под высоким давлением, в результате которой не только снижалась пористость, обеспечивалось однородное распределение армирующих частиц по объему и происходило разрушение карбидных оболочек на

Рис. 1. Условные кривые деформирования $\sigma - \varepsilon$ для алюминоматричных композиций,



нанесенных на частицы алюминия.

карбидного наложения наблюдается зависимость от числа слоев карбидов. При сравнении кривых деформирования ($\sigma - \varepsilon$) для частиц с различной толщиной, двумя и тремя слоями нанесенного на него карбид кремния.

На рис. 1 приведены экспериментальные кривые деформирования $\sigma - \varepsilon$ для металломатричных композиций, синтезированных из стопроцентного дисперсного порошка алюминия.

алюминия с нанесенным на его поверхность карбидом титана

3. Моделирование упрочнения металломатричного композита на основе дисперсного алюминия с нанесенным на его поверхность карбидом титана.

Кроме того, армирующие наночастицы на границах зерен алюминиевой матрицы препятствуют их слиянию. Следует также отметить, что с ростом концентрации карбидных частиц уменьшается размер зерен алюминия, что приводит к упрочнению синтезируемого металломатричного композита. Существенное значение имеют как размер, так и концентрация армирующих частиц [5].

Полученные на этих этапах заготовки синтезируемого композита обладают высокой пористостью, для снижения которой применялось кручение (10 оборотов) под высоким давлением (6 ГПа). В результате наложение на алюминиевые частицы покрытие распадается на отдельные армирующие частицы карбид титана, размер которых зависит от интенсивности кручения, т.е. давления и числа оборотов.

Этим методом достигается не только равномерное распределение по объему армирующих частиц и уменьшается пористость [5-6], но и происходит измельчение частиц алюминия как за счет кручения под высоким давлением, так и дополнительно инициированное частицами карбид кремния.

Полученные на этих этапах заготовки синтезируемого композита обладают высокой пористостью, для снижения которой применялось кручение (10 оборотов) под высоким давлением (6 ГПа). В результате наложение на алюминиевые частицы покрытие распадается на отдельные армирующие частицы карбид титана, размер которых зависит от интенсивности кручения, т.е. давления и числа оборотов.

Полученные на этих этапах заготовки синтезируемого композита обладают высокой пористостью, для снижения которой применялось кручение (10 оборотов) под высоким давлением (6 ГПа). В результате наложение на алюминиевые частицы покрытие распадается на отдельные армирующие частицы карбид титана, размер которых зависит от интенсивности кручения, т.е. давления и числа оборотов.

Были получены дисперсные частицы Al_2O_3 с одним, двумя и тремя слоями нанесенного карбид кремния толщиной 4 нм, 8 нм, 12 нм соответственно. Далее проводилась компактирование этих частиц с добавлением или без добавления дисперсного порошка алюминия пресованием, спеканием и изготовлением таблеток. Максимальное содержание карбид титана в изготовленных таким образом таблетках не превышает 0,1%.

2. Методика создания алюминоматричного композита

В качестве исходного материала для изготовления металломатричного композита взяли алюминиевый порошок АСП-50. После просеивания порошка через сито были выделены частицы, средний размер которых 100 мкм. Затем методом молекулярного наслаивания на поверхность дисперсных частиц, но и измельчались частицы алюминия. В результате при малых долях объема содержания армирующих наночастиц карбид титана, методом молекулярного наслаивания нанесенных на частицы алюминия, наблюдается в синтезированном таким методом МКБ большое упрочнение.

Несмотря на столь малую концентрацию армирующих частиц карбида титана все образцы демонстрируют двукратное увеличение предела прочности и более чем трехкратное увеличение условного предела пластичности σ_{02} по сравнению с образцом из алюминиевого порошка без добавления дисперсных частиц, изготовленного предложенным методом. Заметим, что при стандартном армировании карбидными частицами при столь значительном упрочнении существенно уменьшается протяженность пластического деформирования, что не наблюдается на полученных в нашем случае кривых деформирования. На Рис.1 представлены кривые деформирования $\sigma - \epsilon$ для алюмоматричных композитов, синтезированных из стопроцентного дисперсного порошка алюминия Al@TiC с одним, двумя и тремя слоями карбида титана.

По-видимому, это обусловлено малой концентрацией армирующих частиц карбида титана в композите и тем, что после кручения при высоком давлении карбидное покрытие на дисперсных частицах распадается на частицы, диаметр которых имеет порядок толщины покрытия.

Проведем теоретическую оценку вкладов механизмов упрочнения в итоговое упрочнение композита в предположении, что средние диаметры частиц карбида кремния после интенсивной пластической деформации равен толщине покрытия, т.е. 4 нм, 8 нм и 12 нм.

Так как объемная концентрация армирующих частиц менее 0,1%, упрочнением за счет перераспределения нагрузки и рассогласования коэффициентов температурного расширения матрицы и армирующего материала можно пренебречь [8].

Оценка вклада дисперсионного упрочнения может быть получена с помощью формулы Орована-Эшби [7]

$$\Delta\sigma_{Orow} = \frac{0.13G_m b}{d_p \left[\left(\frac{1}{2V_p} \right)^{1/3} - 1 \right]} \ln \left(\frac{d_p}{2b} \right), \lambda = d_p \left[\left(\frac{1}{2V_p} \right)^{1/3} - 1 \right] \quad (1)$$

где $G_m = 30$ ГПа – модуль сдвига матрицы, $b = 0.3 \cdot 10^{-9}$ м вектор Бюргерса, V_p и d_p – объемная концентрация и диаметр армирующих частиц TiC соответственно.

Приращение упрочнения, вызванное геометрически необходимыми дислокациями, порожденными несоответствием упругих модулей матрицы и армирующих частиц

$$\Delta\sigma_{EM} = \alpha G_m b \sqrt{\frac{8V_p \epsilon}{b d_p}} \quad (2)$$

где $\alpha = 1.25$ для алюминия равен [8].

При кручении под высоким давлением происходит измельчение зерен металла, сопровождающееся упрочнением материала по механизму Холла-Петча

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{H-P} = \sigma_0 + K \sqrt{\frac{1}{d_{Al}}} \quad (3)$$

где $\sigma_0 \approx 15$ МПа, а $K = 70$ МПа · мкм^{1/2} для алюминия, d_{Al} – диаметр зерна, σ_Y – предел текучести.

Заметим, что при деформировании мелкозернистых металлов, зная предел текучести металла после интенсивной пластической деформации, можно оценить средний размер зерна

$$d_{Al} = \left(\frac{K}{\sigma_Y - \sigma_0} \right)^2 \quad (4)$$

При наличии наноразмерных армирующих частиц следует учитывать их влияние на размер зерна матрицы при кручении под высоким давлением (Zener pinning).

Следуя [8],

$$\sigma_Y = \sigma_0 + \Delta\sigma_{H-P-Z} = \sigma_0 + K G_m \sqrt{\frac{3bV_p}{4d_p}} \quad (5)$$

где $\sigma_0 \approx 15$ МПа, $K = 0.05$, $G_m = 30$ ГПа, b – вектор Бюргерса, d_p – диаметр армирующей частицы, V_p – объемная концентрация частиц, $\Delta\sigma_{H-P-Z}$ – упрочнение Холла-Петча-Зенера.

Для оценки суммарного вклада от отдельных механизмов упрочнения воспользуемся аддитивной моделью [8]

$$\Delta\sigma_{cy} = \Delta\sigma_{H-P-Z} + \Delta\sigma_{Orow} + \Delta\sigma_{EM} \quad (6)$$

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда №

пластичности, (TIC) существенно повышает прочность свойства металлокомпозиита без снижения пористости кручения под давлением даже при малых долях армирующего материала. Предложенная методика синтеза металломатричного композиита с использованием повышается более чем в два раза. Несмотря на довольно низкую концентрацию карбида титана в композиите матрицы. Применение метода интенсивной пластической деформации (кручение под давлением) не только уменьшает пористость композиита, но и существенно влияет на структуру карбида титана. Предложен новый метод введения наноразмерных частиц алюминия в алюминий матрицу посредством дисперсных частиц алюминия с нанесенным наноразмерным карбидом титана.

4. Заключение

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
100%	1	188	148	133	46	19	52,7	15,3	68
	2	203	162	147	40	19	52,7	25,3	88
	3	209	168	153	36	19	52,7	45,3	98
90%									

Таблица 1.

В таблице 1 для синтезированных металлокомпозиитов из стопроцентного дисперсного порошка алюминия Al@TiC с одним, двумя и тремя слоями карбида титана приведены данные из экспериментальных кривых прочности (столбец 3), предел текучести (столбец 4) и удлинение (столбец 5), вклады механизмов упрочнения Орована (столбец 6), разность между упрочнением Холла-Петра-Зенера (столбец 7), упрочнение Холла-Петра-Зенера (столбец 8), разность между упрочнением $\Delta\sigma_y$ из эксприментальных кривых и суммарным упрочнением $\Delta\sigma_y$ из эксприментальных кривых и $\Delta\sigma_y$ из эксприментальных кривых и суммарным упрочнением Орована $\Delta\sigma_{Orova}$ и за счет несоответствия упругих модулей $\Delta\sigma_{EM}$ (столбец 9), значения, приведенные в столбце 9, дают основание полагать, что упрочнение Холла-Петра-Зенера не соответствует размеру зерен алюминия в синтезированном ММК. Это объясняется тем, что не учитывается в полной мере измельчение зерен алюминия на этапе снижения пористости методом кручения под давлением при наличии армирующей матрицы. В столбце 11 приведен средний размер зерна алюминийевой матрицы, если предположить что разность между $\Delta\sigma_y$ и $\Delta\sigma_{Orova} + \Delta\sigma_{EM}$ соответствует упрочнению, вызванному измельчением частиц алюминия, и воспользоваться формулой (4) для определения диаметра частиц алюминия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Vinogradov, A., Estrin, Y. Analytical and numerical approaches to modelling of severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, vol.95, 2018. doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.02.001
2. Glezer, A.M.; Sundeev, R.V. General view of severe plastic deformation in solid state. *Materials Letters*, vol.139, 2015. doi:10.1016/j.matlet.2014.10.052
3. Zhilyaev, A.P., McNelly, T.R. and Langdon, T.G. Evolution of microstructure and microtexture in fcc metals during high-pressure torsion. *Journal of Materials Science*, vol.42 (5), 2007. doi:10.1007/s10853-006-0628-0
4. M. Alizadeh, H.A. Beni, M. Ghaffari, R. Amini, Properties of high specific strength Al-4wt.% Al₂O₃/B₄C nano-composite produced by accumulative roll bonding process, *Mater. Des.*, vol.50, 2013. doi:10.1016/j.matdes.2013.03.018
5. Sabirov, I., Kolednik, O. & Pippan, R. Homogenization of metal matrix composites by high-pressure torsion. *Metall Mater Trans A*, vol.36, 2005. doi.org/10.1007/s11661-005-0281-2
6. Jorge M. Cubero-Sesin, Zenji Horita (2012). Mechanical Properties and Microstructures of Al-Fe Alloys Processed by High-Pressure Torsion. vol. 43(13), 2012. doi:10.1007/s11661-012-1341-z
7. Raj, Ritesh; Thakur, DG. Effect of particle size and volume fraction on the strengthening mechanisms of boron carbide reinforced aluminum metal matrix composites. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, vol.233, 2018. doi:10.1177/0954406218771997
8. Mirza, F.; Chen, D. (2015). A Unified Model for the Prediction of Yield Strength in Particulate-Reinforced Metal Matrix Nanocomposites. *Materials*, vol.8(8),2015. doi:10.3390/ma8085138

Сведения об авторах

Земцова Елена Георгиевна – доцент, Санкт-Петербургский государственный университет, Институт химии (7 911 9421339)
E-mail ezimtsova@mail.ru

Морозов Никита Федорович – профессор, Санкт-Петербургский государственный университет, математико-механический факультет (7 9219405031)
E-mail n.morozov@spbu.ru

Семенов Борис Николаевич – доцент, Санкт-Петербургский государственный университет, математико-механический факультет (7 921 9214965)
E-mail b.semenov@spbu.ru

Смирнов Владимир Михайлович – профессор, Санкт-Петербургский государственный университет, Институт химии (7 911 2729257)
E-mail vms11@yandex.ru

Смирнов Иван Валерьевич – старший научный сотрудник, Санкт-Петербургский государственный университет, математико-механический факультет (79118271217)
E-mail i.v.smirnov@spbu.ru

УДК 531(082)
ББК 22.25я43
А 437

Институт механики НАН РА
Южный федеральный университет России
Институт проблем механики им. А.Ю.Ишгинского РАН
Национальный университет архитектуры и строительства Армении
Национальный комитет по теоретической и прикладной механике Армении
Дом творчества писателей в Цахкадзоре

Со-председатели оргкомитета: д.ф.-м.н. В.Н. Акопян (Армения)
д.ф.-м.н. А.О. Ватульян (Россия)

Зам. председателя: д.ф.-м.н. А.В. Саакян (Армения), д.ф.-м.н. М.А. Сумбатьян (Россия)
Ученые секретари: к.ф.-м.н. Л.Л. Даштоян (Армения), к.ф.-м.н. Е.В. Мурашкин (Россия)

Международный редакционный совет:

Аветисян А.С., Аветисян В.В., Агалянов Л.А., Агаян К.Л., Айзикович С.М. (Россия)
Алгетобах Х. (Германия), Асанян Д.Д. (США), Бабешко В.А. (Россия), Багдасарян Г.
Барсегян В.Р., Вайсфельд Н.Д. (Украина), Вельмурутан Р. (Индия), Тачкевич А.
(Украина), Горячева И.Г. (Россия), Гукасян А.А., Гутта Н. (Индия), Джанниани
(Грузия), Жубер С. (ЮАР), Зимин В.Н. (Россия), Игумнов Л.А. (Россия), Казарян К.
Капитунов Ю.Д. (Великобритания), Карапетян К.А., Карев В.И. (Россия), Климов Д.
(Россия), Коссович Л.Ю. (Россия), Кувыркин Г.Н. (Россия), Кудиш И.И. (США)
Кушнир Р.М. (Украина), Ломакин Е.В. (Россия), Матвеевко В.П. (Россия), Мороз
Н.Ф. (Россия), Мрыз З. (Польша), Мхитарян С.М., Назайкинский В.Е. (Россия)
Олиферук В. (Польша), Орелма Х. (Финляндия), Попов В.Г. (Украина), Радаев Ю.
(Россия), Саркисян С.О., Северина Н.С. (Россия), Сейранян А.П. (Россия), Федотов
(ЮАР), Цатурян А.К. (Россия), Шавлакадзе Н.Н. (Грузия), Шатагов М. (ЮАР)

Ответственный редактор: д.ф.-м.н. В.Н. Акопян
Технический редактор: к.ф.-м.н. Г.З. Геворкян

А 437 Актуальные проблемы механики сплошной среды.- Ер.: ИТУТОН, 2023.- 362
В сборник включены доклады, представленные на VIII-ую международную конференцию
«Актуальные проблемы механики сплошной среды».

УДК 531(082)
ББК 22.25я43

ISBN 978-5-8080-1518-0
© ИМ НАН РА, 2023
© ИТМех РАН, 2023

VIII международная конференция

**АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ
МЕХАНИКИ СПЛОШНОЙ СРЕДЫ**

сборник научных трудов

VIII International Conference on

**TOPICAL
PROBLEMS OF
CONTINUUM
MECHANICS**

the proceeding

2023

TSAKHKADZOR, ARMENIA

1-5 ОКТОБЕР
ОКТЯБРЯ

ЦАХКАДЗОР, АРМЕНИЯ