

ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ И АЛЮМИНИЙ-НИКЕЛЕВЫХ МАТРИЦ, УПРОЧНЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ СТЕКЛАМИ

С.-Л. Чжан, Цз.-С. Ван, Ю.-С. Сунь, Цз.-Ц. Лю

Университет науки и технологии Нанкина, 210094 Нанкин, Китай, wjx@mail.njust.edu.cn
leory.cnnj@yahoo.cjv.cn

Взрывным компактированием порошков получены образцы композитов на основе матриц из алюминия и сплава алюминия с никелем, упрочненные частицами металлического стекла. В образцах отсутствуют «маховские отверстия», трещины и какие-либо явные дефекты. Массовая доля аморфной фазы варьировалась в диапазоне $5 \div 20$ %. Рентгенодифракционный и дифференциальный термический анализы композитных образцов показали, что в ходе компактирования аморфная фаза сохранилась в исходном состоянии и не подверглась кристаллизации. Фотографии, полученные на сканирующем электронном микроскопе, показали, что частицы металлического стекла равномерно распределены в матрице. Твердость композитов по Роквеллу выше, чем у монолитного алюминия, и пропорциональна массовой доле упрочняющей аморфной фазы.

Ключевые слова: композиты, упрочненные частицами металлических стекол, композиты на основе металлических матриц, взрывное компактирование.

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы объемные металлические стекла привлекают к себе все большее внимание исследователей [1]. По сравнению с обычными металлами и сплавами они характеризуются более высокими прочностью, твердостью и упругим пределом прочности и одновременно с этим отличаются относительно высокими трещиностойкостью, усталостью и коррозионной стойкостью [2–4]. Объемные металлические стекла относят к числу перспективных структурных материалов следующего поколения. Одно из важных приложений металлических стекол в композитах — использование их в качестве упрочняющих добавок [5]. Обычно в композитах на основе металлических матриц в качестве упрочняющих добавок широко применяют керамические материалы, такие как Al_2O_3 или SiC [6]. Однако поверхность раздела между керамическими включениями и металлической матрицей несовершенна, что приводит к высокой пористости материалов, ухудшению их механических свойств

и повышению коррозионной чувствительности [7]. Поскольку металлические стекла состоят только из металлов, они лучше совместимы с металлической матрицей, что обеспечивает лучшую связь на поверхностях раздела, чем при использовании керамики [5].

Первая попытка получить композиты на основе металлических матриц с упрочняющими добавками из металлических стекол была предпринята авторами работ [8, 9]. Используя инфльтрационное литье при температуре, превышающей температуру плавления Al, им удалось получить композиты, в которых ленты или частицы из металлического стекла $Ni_{39.2}Nb_{20.6}Ta_{40.2}$ распределялись равномерно в матрице из алюминиевого сплава. Прочность этих композитов оказалась выше, чем у монолитных сплавов. В работе [10] впервые использован метод порошковой металлургии для получения композитов на основе алюминиевой матрицы с армированием ее частицами металлического стекла $Ni_{70}Nb_{30}$ путем спекания при температуре ниже температуры плавления алюминиевой матрицы. Этот тип композита также характеризовался повышенными прочностью и значением модуля упругости. Авторы этой работы в результате соединения порошков металлического стекла $Ni_{60}Nb_{40}$, приготовленных механическим сплавлением, с алюминием получили композит Al — 30 % $Ni_{60}Nb_{40}$.

Zhang Xiao-li^{1,2}, Wang Jin-xiang¹, Sun Yu-xin¹, Liu Jia-cong².

¹State Key Laboratory of Transient Physics, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, Jiangsu, P. R. China.

²Engineering Mechanics Department of Institute of Chemical Technology, Nanjing University of Science and Technology, Jiangsu, P. R. China.

В экспериментах [11] путем горячей экструзии состава марки 5083Al (Al — 4.59 % Mg — 0.57 % Mn — 0.25 % Fe, по массе), размолотого в замороженном состоянии и смешанного с порошком аморфного $Al_{85}Ni_{10}La_5$, были синтезированы композиты с нанокристаллической алюминиевой матрицей. Авторы работы [12] создали композит на основе металлической матрицы, в которой кристаллическое железо упрочнено двухфазными частицами, скомпонованными из аморфного сплава железа и нанокристаллического вольфрама путем двухстадийного механического сплавления.

При взрывном компактировании ударные волны сжимают порошок, и в результате при высоких давлениях и температуре образуется сплошной образец [13]. При этом поверхности частиц сильно деформируются, образуя связь между частицами. Вследствие больших деформаций, происходящих за очень короткое время, поверхность частицы может расплавиться, а затем из-за быстрого охлаждения (со скоростью $10^5 \div 10^7$ К/с) вновь затвердеть [14]. В результате металлическое стекло может остаться в аморфной фазе и сохранить при этом высокие прочность, твердость и т. д. [15].

ЭКСПЕРИМЕНТ

В экспериментах использовался порошок металлического стекла на основе железа следующего состава (% по объему):

Fe	W	Mo	Ni
63.2954	15.3611	10.9515	5.4337
Cr	Si	C	Al
3.5624	1.2848	0.0785	0.0326

Этот порошок (99.5 %, 200 mesh*) смешивали с порошком чистого алюминия (99 %, 325 mesh**), массовая доля металлического стекла составляла 5, 8, 10, 12, 15 и 20 %. Затем смесь помещали в стальную ампулу вместе со стальными шарами и размалывали в планетарной мельнице XQM-2L в течение 4 ч со скоростью 80 об/мин. Скорость вращения была не слишком высокой, чтобы избежать кристаллизации металлического стекла. Точно так же готовили смеси порошков Al и Ni, взятых в соотношении 3:1, с порошком металлического стекла, массовая доля которого равнялась 5, 10, 15 и 20 %.

*Размер ячейки сита 75 мкм.

**Размер ячейки сита 45 мкм.

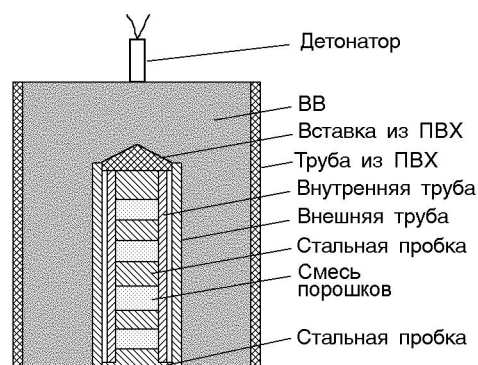


Рис. 1. Экспериментальная сборка

Насыпная плотность смешанного порошка составляла 63.66 % от теоретической.

Схема постановки экспериментов показана на рис. 1. Сборка состояла из двух коаксиальных труб. Внешняя труба под действием взрыва ускорялась внутрь и соударялась с внутренней трубой, в которой находились смешанные порошки. Такой подход обеспечивает высокое ударное давление при низкой скорости детонации, что минимизирует возможность образования трещин и «маховского отверстия». Давление, возникающее в смеси порошков, в несколько раз выше, чем при использовании сборки с одной трубой, обжимаемой скользящей детонацией, при тех же количестве и типе взрывчатого вещества (ВВ). Основное преимущество такой постановки состоит в том, что она позволяет применять ВВ с низкой скоростью детонации для компактирования смеси твердых порошков. В экспериментах использовалось порошкообразное ВВ № 2 (аммиачная селитра — ТНТ) для взрывов горных пород. Массу ВВ рассчитывали согласно работе [14]. Условия постановки экспериментов приведены в таблице.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлена фотография образца, полученного взрывным компактированием смешанных порошков. На нем нет ни «маховского отверстия», ни макроскопических дефектов. Для того чтобы установить, произошла ли кристаллизация металлического стекла во время компактирования, проводили рентгенодифракционный анализ.

Рентгенофазовые диаграммы компактированных образцов с 10 % армирующей добавки на основе матриц из Al (образец 1-1-2)

Параметры экспериментов

Группа эксперимента	Внутренняя труба		Внешняя труба	Матрица	Номер образца	Массовая доля металлического стекла, %	Масса порошка, г	Масса ВВ, г
	внутренний/внешний диаметр/длина, мм	Толщина стенки, мм						
1-1	26/29/89	1.5	36/40/92	Al	1-1-1	5	8.5	942
					1-1-2	10	10.4	
					1-1-3	15	16.1	
					1-1-4	20	16.6	
1-2	26/30/89	2.0	36/40/92	Al	1-2-1	5	11.2	1175
					1-2-2	10	12.6	
					1-2-3	15	12.9	
					1-2-4	20	13.3	
1-3	26/31/89	2.5	36/40/92	Al—Ni	1-3-1	5	16.7	1033
					1-3-2	10	17.3	
					1-3-3	15	17.8	
					1-3-4	20	18.4	
1-4	26/32/89	3.0	36/40/92	Al—Ni	1-4-1	5	14.6	1275
					1-4-2	10	15.1	
					1-4-3	15	15.6	
					1-4-4	20	16.1	



Рис. 2. Компактированный образец

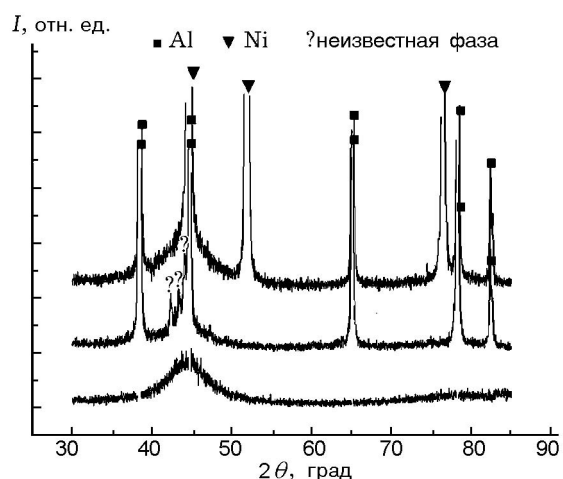


Рис. 3. Рентгенофазовые диаграммы металлического стекла и композитов

и Al—Ni (образец 1-3-2) показаны на рис. 3. На диаграмме образца металлического стекла (нижняя кривая) отсутствуют острые пики, соответствующие Fe или каким-либо другим элементам, — виден лишь широкий размытый максимум, связанный с аморфной фа-

зой. На диаграммах компактированных образцов на вершине максимума, соответствующего металлическому стеклу, видны острые пи-

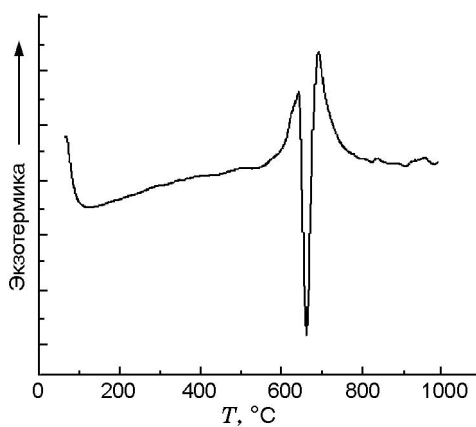


Рис. 4. Результаты дифференциального термического анализа композита на основе матрицы из алюминия с добавкой 10 % металлического стекла

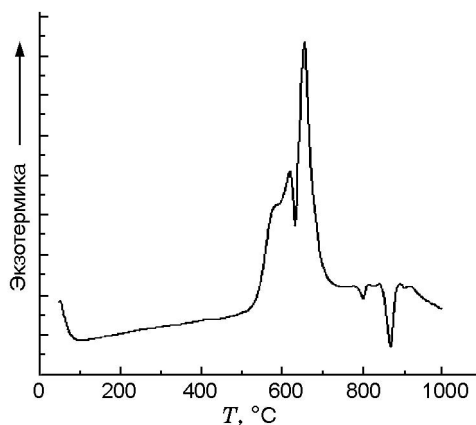


Рис. 5. Результаты дифференциального термического анализа композита на основе матрицы Al—Ni с добавкой 10 % металлического стекла

ки, соответствующие кристаллическим структурам чистого Al и Ni.

Результаты дифференциального термического анализа (ДТА) компактированного образца 1-1-2 представлены на рис. 4. Видны два экзотермических кристаллизационных пика, температура кристаллизации 650 °С (скорость нагрева 20 °С/мин). Эндотермический пик при температуре 660 °С указывает на плавление алюминиевой матрицы. На рис. 5 приведена кривая ДТА образца 1-3-2 на основе матрицы Al—Ni с добавкой 10 % аморфной фазы. Здесь, как и на рис. 4, присутствуют два экзотермических кристаллизационных пика аморфного стекла и температура кристаллизации также равна 650 °С. Два небольших эндотермических пика указывают на плавление Al—Ni-матрицы.

Качество компактов и распределение аморфной фазы в матрице исследовали при помощи электронного сканирующего микроскопа. На рис. 6 представлены микрофотографии образцов 1-1-1, 1-1-2, 1-1-3, 1-1-4. Яркие частицы металлического стекла размером 10 ÷ 50 мкм равномерно распределены в темной алюминиевой матрице. Внутри компакта обнаружены отдельные поры, что свидетельствует о необходимости улучшения плотности компактированных образцов. Как добиться более высокой плотности — предмет дальнейших исследований. Микрофотографии компактов 1-3-1, 1-3-2, 1-3-3, 1-3-4 на основе Al—Ni-матрицы показаны на рис. 7. Яркие частицы металлического стекла равномерно распределены в Al—Ni-матрице. Поскольку

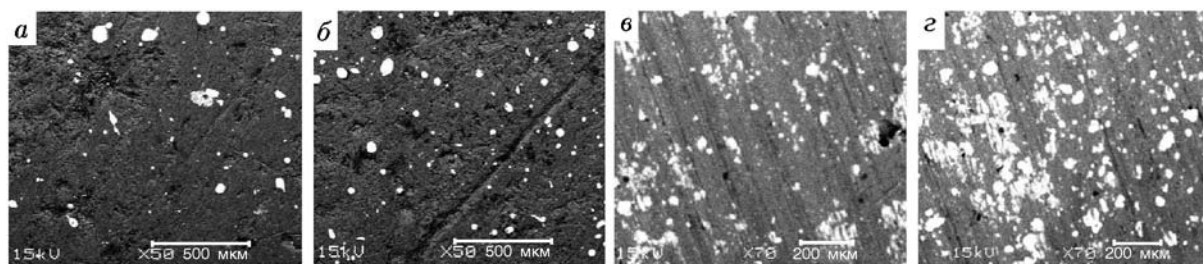


Рис. 6. Фотографии (сканирующий электронный микроскоп) композитов на основе матрицы из алюминия:

армирующая добавка: а — 5 %, б — 10 %, в — 15 %, з — 20 %

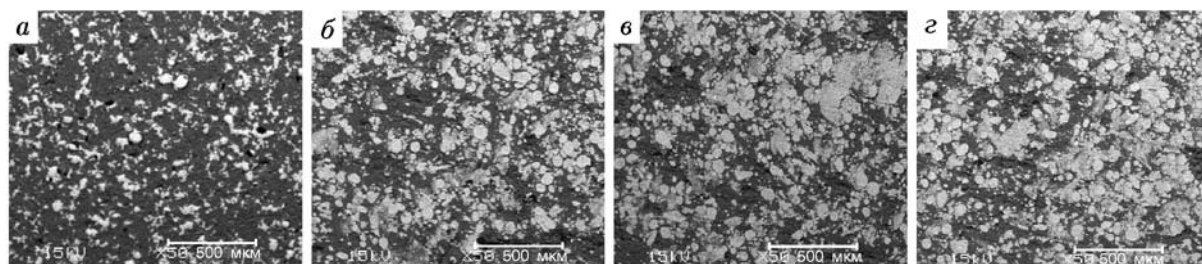


Рис. 7. Фотографии (сканирующий электронный микроскоп) композитов на основе матрицы Al—Ni:

армирующая добавка: а — 5 %, б — 10 %, в — 15 %, г — 20 %

атомный номер Ni очень близок к атомному номеру Fe, то на микрофотографиях яркость Ni заметно выше, чем яркость Fe в аморфной добавке.

Для анализа механических свойств композитов определяли их твердость по Роквеллу (H_R). Зависимость твердости образцов 1-4 на основе матрицы из Al (группы экспериментов 1-1 и 1-2) от массовой доли металлического стекла (5, 8, 12 и 15 %) иллюстрирует рис. 8. Твердость композита постепенно увеличивается с ростом массовой доли добавки, т. е. металлическое стекло может заметно улучшать механические свойства композита. Зависимость твердости H_R от массовой доли добавки x хорошо аппроксимируется уравнением $H_R = a(x + b)$, где значения $a = 2.02$ и $b = 17.28$ определены методом наименьших квадратов.

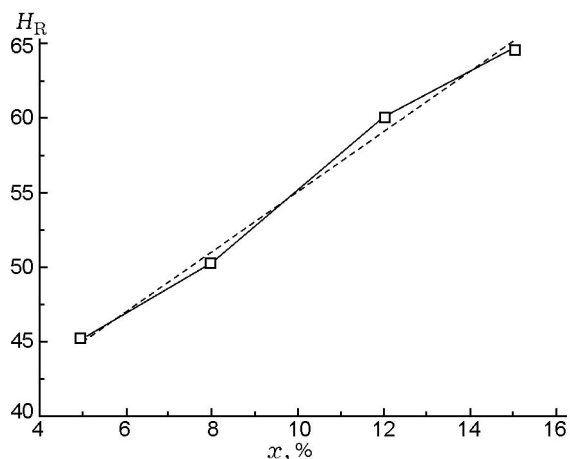


Рис. 8. Зависимость твердости (по Роквеллу) композита на основе матрицы из алюминия от массовой доли армирующей добавки

ВЫВОДЫ

Взрывным компактированием порошков получены образцы композитов на основе матриц из алюминия и сплава алюминия с никелем, упрочненные частицами металлического стекла. В образцах не наблюдается «маховских отверстий», трещин и каких-либо явных дефектов.

Результаты рентгенодифракционного и дифференциального термического анализов показали, что аморфная фаза сохраняется в композитах. Возможная причина этого заключается в следующем. Ударные волны могут мгновенно генерировать высокую температуру и давление во время взрывного компактирования. Температура на поверхности частиц возрастает, в то время как в основной части остается очень низкой. Затем при охлаждении с очень высокой скоростью расплавленная поверхность частицы затвердевает, и в результате аморфное состояние материала сохраняется.

Исследования с помощью электронного микроскопа подтвердили, что армирующие частицы равномерно распределены в матрице, и именно они ответственны за возрастание твердости образцов. Тем не менее, отдельные поры обнаружены в образцах как на основе матриц из алюминия, так и на основе матриц из сплава алюминия с никелем, и они могут ухудшать механические свойства композитов. Другим недостатком компактированных композитов является хрупкость, обусловленная отсутствием тепловой обработки и деформационного упрочнения. Дальнейшая работа должна быть направлена на повышение плотности компактов и содержания металлического стекла в композитах.

Работа выполнена при поддержке На-

ционального оборонного фонда КНР (грант № А2620061131), Исследовательского института артиллерийского вооружения (гранты № 62301110510, 9140С3008030806) и научно-технологического проекта Нанкина (КНР) (грант № 200704019) и Фонда по поддержке проектов ста выдающихся молодых преподавателей Научно-технического университета г. Нанкина.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Xu D. H., Duan G., Johnson W. L.** Unusual glass-forming ability of bulk amorphous alloys based on ordinary metal copper // *Phys. Rev. Lett.* — 2004. — V. 92, N 24. — P. 245504-1–245504-4.
2. **Saida J., Matsushita M., Li C., Inoue A.** Formation of icosahedral quasicrystalline phase in $Zr_{70}Ni_{10}M_{20}$ (M=Pd, Au, Pt) ternary metallic glasses // *Appl. Phys. Lett.* — 2000. — V. 76, N 24. — P. 3558–3560.
3. **Yi S., Kim D. H.** Stability and phase transformations of icosahedral phase in a 41.5Zr41.5Ti17Ni alloy // *J. Mater. Res.* — 2000. — V. 15. — P. 892–897.
4. **Murty B. S., Ping D. H., Hono K., Inoue A.** Direct evidence for oxygen stabilization of icosahedral phase during crystallization of $Zr_{65}Cu_{27.5}Al_{7.5}$ metallic glass // *Appl. Phys. Lett.* — 2000. — V. 76, N 1. — P. 55–57.
5. **Tjong S. C., Ma Z. Y.** Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites // *Mater. Sci. Eng. R: Reports.* — 2000. — V. 29, N 3–4. — P. 49–113.
6. **Ram J., Campo M., Urena A.** Sol-gel coatings to improve processing of aluminium matrix SiC reinforced composite materials // *J. Mater. Res.* — 2004. — V. 19, N 7. — P. 2109–2116.
7. **Lee M. H., Kim J. H., Park J. S., Kim J. C., Kim W. T., Kim D. H.** Fabrication of Ni—Nb—Ta metallic glass reinforced Al-based alloy matrix composites by infiltration casting process // *Scripta Mater.* — 2004. — V. 50, N 11. — P. 1367–1371.
8. **Yu P., Zhang L. C., Zhang W. Y., et al.** Interfacial reaction during the fabrication of $Ni_{60}Nb_{40}$ metallic glass particles-reinforced Al-based MMCs // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2007. — V. 444, N 1–2. — P. 206–213.
9. **Lee M. H., Kim J. H., Park J. S., Kim W. T., Kim D. H.** Development of Ni—Nb—Ta metallic glass particle reinforced Al-based matrix composites // *Mater. Sci. Forum.* — 2005. — V. 475, N 5. — P. 3427–3430.
10. **Yu P., Kim K. B., Das J., Baier F., Xu W., Eckert J.** Fabrication and mechanical properties of Ni—Nb metallic glass particle-reinforced Al-based metal matrix composite // *Scripta Mater.* — 2006. — V. 54, N 8. — P. 1445–1450.
11. **Zhang Z., Han B. Q., Witkin D., et al.** Synthesis of nanocrystalline aluminum matrix composites reinforced with in situ devitrified Al—Ni—La amorphous particles // *Scripta Mater.* — 2006. — V. 54, N 5. — P. 869–874.
12. **Stawovy M. T., Aning A. O.** Processing of amorphous Fe—W reinforced Fe matrix composites // *Mater. Sci. Eng. A.* — 1998. — V. 256, N 1–2. — P. 138–143.
13. **Wang J., Li X., Yan H., et al.** Research of energy deposition caused by microexplosive welding in explosive consolidation of metal powders // *Rare Metal Mater. Eng.* — 2006. — V. 35, N 7. — P. 1039–1044.
14. **Meyers M. A., Wang S. L.** An improved method for shock consolidation of powders // *Acta Metall.* — 1988. — V. 36, N 24. — P. 925–936.
15. **Prummer R.** Explosive compaction of metallic glass powders // *Mater. Sci. Eng.* — 1988. — V. 98. — P. 461–463.

*Поступила в редакцию 20/III 2008 г.,
в окончательном варианте — 14/V 2008 г.*