

УДК 669.2.017:620.18; 621.762:669.2; 539.4:620.2

С.Н. КУЛЬКОВ, С.А. ВОРОЖЦОВ

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ Al–Al₄C₃¹

Представлены результаты рентгенофазового анализа и механических испытаний на сжатие горячепрессованных композитов Al–Al₄C₃ при двух содержаниях углерода, вводимого в исходную порошковую смесь. Показано, что образующийся при горячем прессовании карбид алюминия приводит к увеличению предела текучести и эффективного модуля упругости тем больше, чем выше его содержание в композите.

Ключевые слова: композиционный материал, горячее прессование, алюминий, углерод, карбид алюминия, прочность.

Введение

Алюминий и сплавы на его основе – широко используемые в настоящее время материалы, при этом актуальной является задача повышения его механических свойств. Показано [1, 2], что введение в алюминиевую матрицу прочных высокомодульных нанокристаллических частиц позволяет существенно улучшить механические свойства (модуль упругости, прочность, твердость), повысить износостойкость, термостойкость и др. [3].

В работе [4] сообщается, что методом горячего прессования порошковой смеси Al–C получен композит на основе алюминия. Показано, что в процессе прессования происходит образование высокодисперсных фаз Al₄C₃ и Al₂O₃, при этом средние размеры кристаллитов составляют для металлической матрицы 40 нм, а для карбида алюминия 30 нм. Малый размер кристаллитов алюминия в горячепрессованных образцах обусловлен наличием наночастиц Al₄C₃, сформировавшихся в процессе горячего прессования, и появлением доли новых границ в материале, причем увеличение содержания углерода в исходной смеси нанопорошков приводит к увеличению количества образующейся фазы Al₄C₃.

Следует отметить, что на сегодняшний день не изучены механические свойства таких композитов и их связь с микроструктурными параметрами.

Цель настоящей работы – изучить фазовый состав и параметры тонкой кристаллической структуры (размеры кристаллитов, микродисторсия кристаллической решетки) и их влияние на механические свойства горячепрессованных материалов Al–Al₄C₃.

Материалы и методика

В качестве исходных компонентов в работе использованы нанокристаллические порошки алюминия, полученного электрическим взрывом проводников [5], и углерода в виде детонационных алмазов [6].

Из порошков методом горячего прессования, аналогично [4], в среде аргона при температуре 873 К и давлении 30 МПа получены материалы с количеством углерода в исходной порошковой смеси 5 и 10 вес. %. Продолжительность изотермической выдержки при горячем прессовании составляла 40 мин.

Исследование фазового состава, структурных параметров исходных порошков и полученных на их основе материалов осуществлялось на дифрактометре ДРОН 3 с использованием CuK_α-излучения. Идентификацию фаз проводили сопоставлением пиков рентгенограммы с картотеккой ASTM. Размеры кристаллитов по рентгеновским пикам делали по уширению наиболее интенсивного отражения на малых углах дифракции, а расчет величины микродисторсии кристаллической решетки (ε) определяли по уширению рефлекса на дальних углах дифракции [7]. Механические испытания проводились на универсальной испытательной машине Instron 1185.

¹ Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов П254, П2140, ФАО 5446, 09-6-Н3.6-0035.

Результаты и их обсуждение

Анализ дифрактограмм синтезированных образцов материалов (рис. 1) показал, что в полученном композите присутствуют рефлексы, соответствующие алюминию и карбиду алюминия Al₄C₃, который образовался в процессе горячего прессования аналогично [4]. Средние размеры кристаллитов в материалах, определённые по уширению рентгеновских рефлексов, составили для металлической матрицы 50 нм, а для карбида алюминия 20 нм. Расчеты параметров кристаллической решетки алюминия и карбида алюминия показали хорошее согласие с известными данными (для алюминия параметр $a = 0,4049$ нм, а для Al₄C₃ $a = 0,3338$ нм, $c = 2,4996$ нм [8]). В настоящих исследованиях параметры кристаллической решетки карбида алюминия составили $a = 0,33618$ нм, $c = 2,3689$ нм, алюминия – $a = 0,40516$ нм. Увеличение содержания углерода в исходной смеси приводит к соответствующему увеличению содержания карбида алюминия.

На рис. 2 представлены диаграммы нагружения горячепрессованных материалов при двух содержаниях углерода, вводимого в исходную порошковую смесь. Видно, что при увеличении объемной доли углерода в исходной порошковой смеси, а следовательно, и карбида алюминия в по-

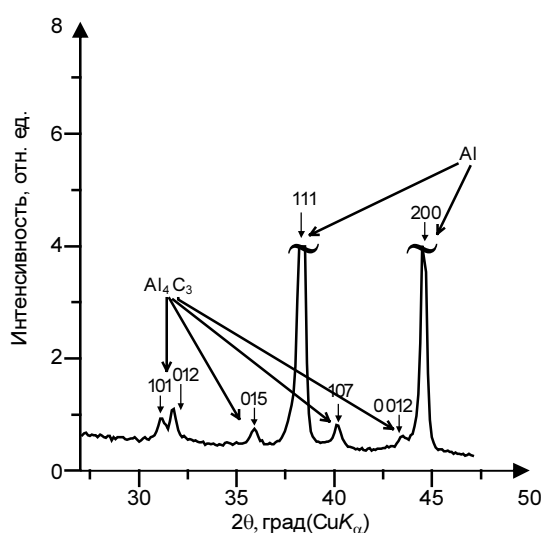


Рис. 1. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы материала Al–Al₄C₃, полученного методом горячего прессования

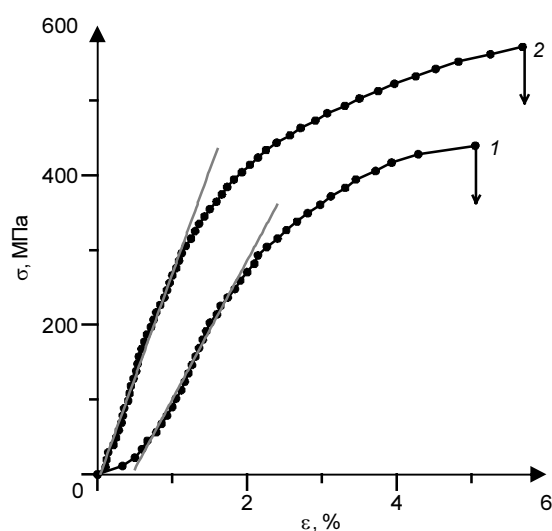


Рис. 2. Диаграммы нагружения материалов Al–Al₄C₃: кр. 1 – Al – 5 % C; кр. 2 – Al – 10 % C

лучаемых материалах заметно изменяются их механические характеристики, приведенные в таблице. Для образцов с 5 % C в исходной смеси значение предела текучести σ_T составило 190 МПа, в то время как для 10 % C в полтора раза выше – 300 МПа. Соответственно возрастает и полная неупругая деформация до разрушения с 3 до 5 % и эффективный модуль упругости $E_{эфф}$, определенный из кривых нагружения. Для образцов с 5 % C в исходной смеси он составил 21 ГПа, а для образцов с 10 % C – 29 ГПа.

Механические свойства композитов Al–Al₄C₃

Содержание углерода в исходной смеси, %	σ_T , МПа	$E_{эфф}$, ГПа	Полная неупругая деформация $\Delta\varepsilon$, %
5	190	21	3
10	300	29	5

Анализ размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и микродеформации в зависимости от макронапряжения (эти данные получены при ступенчатом нагружении образцов со снятием рентгенограмм после нагружения на каждом шаге) показал (рис. 3), что зависимости размеров ОКР матрицы в обоих случаях можно разделить на две стадии: до некоторого предельного значения макронапряжений они не изменяются, а при напряжениях более высоких происходит заметное уменьшение размеров кристаллитов. По-видимому, полученные значения 65 и 100 МПа для исследованных составов определяются пределом текучести матрицы на микроуровне. Следует отме-

тить также, что увеличение содержания углерода в исходной смеси приводит как к увеличению содержания карбида алюминия, так и к уменьшению размеров кристаллитов матрицы. Анализ изменения размера кристаллитов Al_4C_3 (рис. 4) показал, что их размер при увеличении прилагаемой нагрузки изменяется весьма незначительно – от 20 до 16 нм.

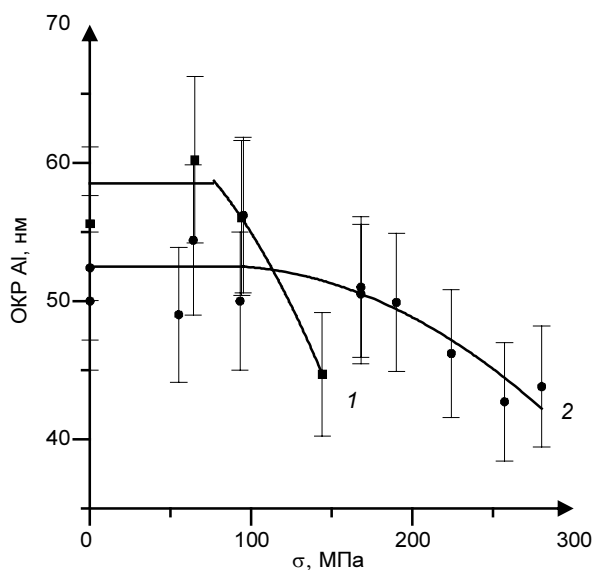


Рис. 3. Зависимость изменения размеров областей когерентного рассеяния алюминия от напряжения в процессе ступенчатого нагружения: кр. 1 – Al – 5 % С; кр. 2 – Al – 10 % С

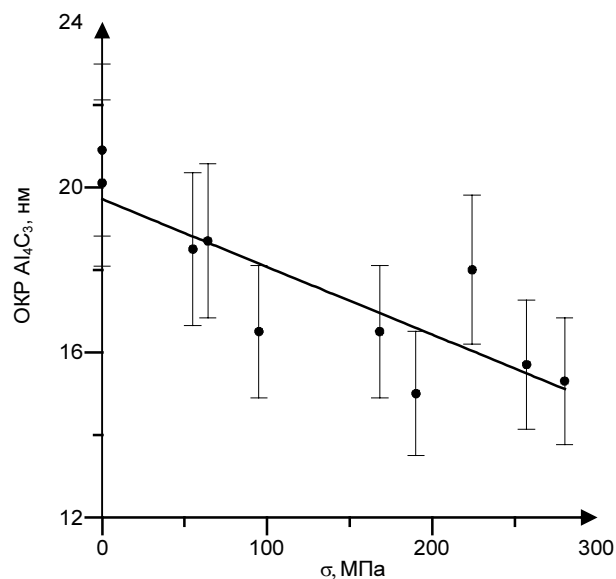


Рис. 4. Зависимость изменения размеров кристаллитов карбида алюминия от напряжения в процессе ступенчатого нагружения

На рис. 5 приведена зависимость сформировавшихся в матрице микронапряжений, которые были рассчитаны из уширения линий алюминия на дальних углах дифракции при изменении приложенных макронапряжений. Видно, что микронапряжения линейно связаны с приложенными макронапряжениями, а наблюдающийся при 200 МПа излом на зависимости, по-видимому, обусловлен достижением предела текучести матрицы.

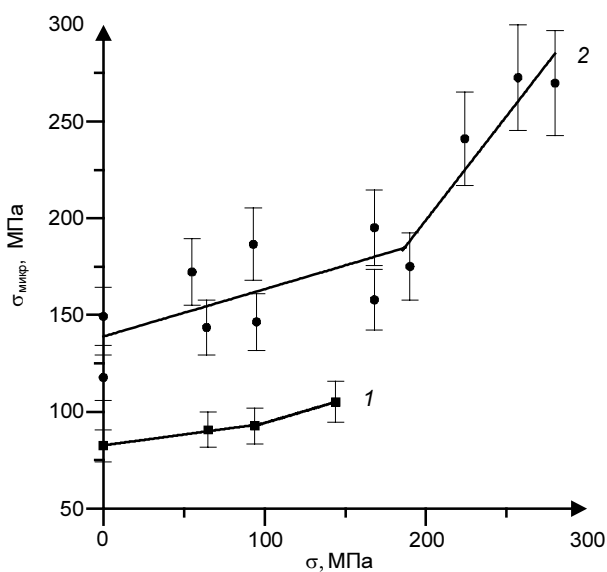


Рис. 5. Зависимость изменения микронапряжений алюминиевой матрицы от макронапряжения в процессе нагружения: кр. 1 – Al – 5 % С; кр. 2 – Al – 10 % С

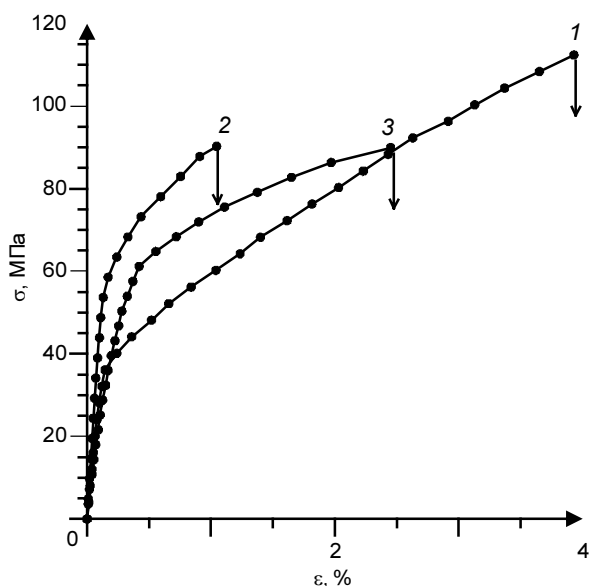


Рис. 6. Диаграммы нагружения алюминиевых сплавов АК7 с различным количеством Al_4C_3 : кр. 1 – АК7 исходный сплав; кр. 2 – АК7 + 0,16 % Al_4C_3 ; кр. 3 – АК7 + 1,3 % Al_4C_3

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что увеличение объемной доли фазы Al₄C₃ в алюминиевой матрице приводит к увеличению механических характеристик композита.

Как уже отмечалось ранее в работах [9,10], введение дисперсных частиц в алюминиевые расплавы приводит к повышению их механических свойств. Такие частицы играют роль не только упрочняющей фазы, но и центров кристаллизации, что способствует измельчению зерна. Однако непосредственное введение дисперсных частиц в расплав связано с трудностями вследствие их агломерированности, плохой смачиваемости, поэтому предлагается введение в расплавы лигатур – так называемых «master alloy» [10], с целью равномерного распределения упрочняющих частиц в алюминиевом сплаве и измельчения его структуры. Такой «master alloy» представляет из себя композит с высоким объемным содержанием частиц, подобно полученному в работе материалу.

В соответствии с этим были изготовлены сплавы на основе стандартного алюминиевого сплава АК7 [11], в который при литье введено разное содержание карбида алюминия, синтезированного в композите при горячем прессовании; в рассматриваемом случае его содержание составило 0,16 и 1,3 об. %. Результаты механических испытаний при растяжении образцов (рис. 6) показали, что с увеличением содержания карбида алюминия в сплаве существенно возрастает предел текучести: при введении 0,16 % Al₄C₃ он составил 55 МПа, а при 1,3 % Al₄C₃ – 60 МПа, в то время как в исходном сплаве АК7 он равен 35 МПа.

Заключение

Таким образом, полученные результаты позволяют сформулировать следующие выводы:

1. Образующийся при горячем прессовании карбид алюминия приводит к увеличению предела текучести и эффективного модуля упругости тем больше, чем выше его содержание в композите.
2. Микронапряжения в матрице линейно связаны с приложенными макронапряжениями, а наблюдающийся при 200 МПа излом на зависимости микронапряжений от макронапряжений, по видимому, обусловлен достижением предела текучести матрицы.
3. С увеличением содержания карбида алюминия в сплаве АК7 существенно возрастает предел текучести.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Miller W.S. and Humphreys F.J. Strengthening mechanisms in metal matrix composites in fundamental relationships between microstructure and mechanical properties of metal-matrix composite. – Warrendale: TMS, 1990. – P. 517.
2. Jiang L., Wu G., Sun D., et al. // J. Mater. Sci. Lett. – 2002. – No. 21. – P. 609–611.
3. Lin S.J., Lin C.A., Wu G.A., and Horng J.L. // J. Mater. Sci. – 1996. – No. 31. – P. 3481–3486.
4. Ворожцов С.А., Буякова С.П., Кульков С.Н. // Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2011. – № 1.
5. Лернер М.И., Шаманский В.В. // Журн. структ. химии. – 2004. – Т. 45. – С. 112–115.
6. Vereschagin A.L., Sakovich G.V., Komarov V.F., and Petrov E.A. // Diamond Relat. Mater. – 1993. – No. 3. – P. 160.
7. Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. – М.: Металлургия, 1982.
8. Стрелецкий А.Н., Повстугар И.В., Борунова А.Б. и др. // Коллоид. журн. – 2006. – Т. 68. – № 4. – С. 513.
9. Kipouros G.J., Caley W.F., and Bishop D.P. // Metallurg. Mater. Transact. – 2006. – V. 37A. – P. 3429–3436.
10. Yan You-Wei, Fu Zheng-yi, and Yuan Run-zhang // J. Wuhan Univer. Technol. – Mater. Sci. Ed. – 2002. – V. 17. – No. 3. – P. 13–16.
11. С п л а в марки АК7, ГОСТ 1583-93.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
E-mail: kulkov@ms.tsc.ru

Поступила в редакцию 12.05.10.