

УДК 620.178.322.3

DOI dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-55-63

Исследование влияния количества упрочняющей фазы дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия на закономерности процесса разрушения

© 2018 г. **В.В. Мыльников, А.Д. Романов, Е.А. Чернышов**

Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева

Статья поступила в редакцию 25.07.17 г., доработана 18.01.18 г., подписана в печать 19.01.18 г.

Представлены результаты исследования сопротивления разрушению при статическом растяжении литых дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия с различным содержанием упрочняющей фазы Al_2O_3 . Изучаемые материалы изготовлены по принципиально новой технологии, которая основана на процессе выгорания расплава алюминия при взаимодействии с кислородом или кислородно-азотной смесью. Фрактографические картины поверхностей статического разрушения изучались на образцах, разрушившихся при максимальных значениях напряжения. Установлено, что образцы с низким содержанием Al_2O_3 имеют чисто вязкий характер разрушения, состоящий преимущественно из одной волокнистой зоны. С повышением количества твердой фазы в 2 раза на фрактограмме появляется радиальная зона, а при увеличении Al_2O_3 в 3 раза наблюдается чередование вязкого разрушения по механизму отрыва и сдвига с проявлениями хрупкого разрушения сколом. Анализ профилограмм изломов образцов, содержащих 10 и 30 % включений твердой фазы, не выявил резкого перепада рельефа поверхности, но при этом обнаружен совершенно различный характер разрушения. Однако и в том и в другом случаях вид профилограмм не выражен какими-либо резкими скачками рельефа и экстремальными значениями профиля, что дает возможность утверждать о стабильности процессов разрушения. Этого нельзя сказать о разрушении образца с 20 % Al_2O_3 , в котором наблюдается довольно сильный единоразовый перепад. С помощью оптической микроскопии выявлены особенности изменения рельефа поверхности разрушения и различия по месту расположения и количеству очагов зарождения трещин в исследованных образцах.

Ключевые слова: литой дисперсно-упрочненный композиционный материал, корунд, разрушение, фрактография, макро-структура, вязкость, хрупкость, деформация.

Мыльников В.В. – канд. техн. наук, доцент кафедры «Технологии строительства» Инженерно-строительного факультета Нижегородского государственного архитектурно-строительного университета (603950, г. Нижний Новгород, ул. Ильинская, 65). E-mail: mrmynikov@mail.ru.

Романов А.Д. – мл. науч. сотрудник Центра разработки специальных транспортных средств Нижегородского государственного технического университета (НГТУ) им. Р.Е. Алексеева (603950, г. Нижний Новгород, ул. Минина, 24). E-mail: taer@nntu.nnov.ru.

Чернышов Е.А. – докт. техн. наук, профессор кафедры «Металлургические технологии и оборудование» НГТУ. E-mail: taer@nntu.nnov.ru.

Для цитирования: Мыльников В.В., Романов А.Д., Чернышов Е.А. Исследование влияния количества упрочняющей фазы дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия на закономерности процесса разрушения // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2018. No. 3. С. 55–63.
DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-55-63.

Mylnikov V.V., Romanov A.D., Chernyshov E.A.

Study into the effect of strengthening phase amount in aluminum-based dispersion-hardened composite on failure process regularities

The paper presents the results obtained when studying static tensile strength of aluminum-based cast dispersion-hardened composites with a different content of the Al_2O_3 strengthening phase. The investigated materials are manufactured using a fundamentally different technology for the production of cast dispersion-hardened aluminum composites based on the process of burning out the aluminum melt when interacting with oxygen or an oxygen-nitrogen mixture. The fractographic patterns of static failure surfaces are studied on samples failed at maximum stress values. It is found that samples with the low Al_2O_3 content have a purely viscous failure pattern consisting mainly of a single fibrous zone. The fracture pattern shows a radial area with a solid phase doubled, while a tripled Al_2O_3 content causes viscous failure by the separation and shear mechanism alternated with brittle cleavage failure signs. The fracture profile diagrams of samples containing 10 % and 30 % of solid phase inclusions reveal no sharp

relief differences, but demonstrate a completely different failure pattern. However, in both cases profile diagrams feature no any abrupt jumps in the relief or extreme profile values, so it is possible to assert that failure processes are stable. This is not true for the 20 % Al_2O_3 sample failure showing a rather significant one-time drop. Optical microscopy reveals features of changes in the failure surface relief and the difference in the location and number of fracture origins in the studied samples.

Keywords: cast dispersion-hardened composite, corundum, failure, fractography, macrostructure, viscosity, brittleness, deformation.

Mylnikov V.V. – Cand. Sci. (Tech.), Associate professor, Department «Technology of construction», Engineering faculty of Nizhny Novgorod State University of Architecture and Civil Engineering (603950, Russia, Nizhni Novgorod, Ilinskaya str., 65). E-mail: mrrmylnikov@mail.ru.

Romanov A.D. – Research assistant, Development center of special vehicles, Nizhny Novgorod State Technical University (NNSTU) to them. R.E. Alekseev (603950, Russia, Nizhny Novgorod, Minina str, 24). E-mail: taep@nntu.nnov.ru.

Chernyshov E.A. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Department «Metallurgical technologies and equipment», NNSTU. E-mail: taep@nntu.nnov.ru.

Citation: Mylnikov V.V., Romanov A.D., Chernyshov E.A. Issledovanie vliyaniya kolichestva uprochnyayushchei fazy dispersno-uprochnennogo kompozitsionnogo materiala na osnove alyuminiya na zakonomernosti protsessa razrusheniya. *Izv. vuzov. Poroshk. metallurgiya i funkts. pokrytiya*. 2018. No. 3. P. 55–63. DOI: dx.doi.org/10.17073/1997-308X-2018-3-55-63.

Введение

Развитие современной техники постоянно ужесточает требования к физико-механическим и эксплуатационным свойствам конструкционных материалов, что обуславливает создание новых классов материалов, в частности композиционных с металлической матрицей, так как многие классические материалы при любом виде воздействия на них не способны достигать требуемых специальных свойств [1–5].

Дисперсно-упрочненными композиционными материалами (ДУКМ) принято называть такие, в которых имеются усиливающие их элементы в виде равномерно распределенных на заданном расстоянии друг от друга частиц, не взаимодействующих активно с металлической матрицей, специально вводимые в сплавы на одной из стадий их получения. В качестве упрочняющей фазы используются дисперсные частицы оксидов, нитридов, карбидов и других тугоплавких соединений [6–16].

На первом месте по объему применения находятся композиционные материалы на основе алюминия — так называемые алюмоматричные. Их получают различными способами: выделением частиц из пересыщенного твердого раствора (дисперсионно-твердеющие сплавы), методами порошковой металлургии, в том числе механическим легированием, а также путем внутреннего окисления, азотирования и др. [17, 18].

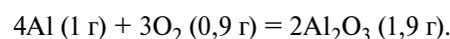
В представленной работе исследовано сопротивление разрушению при растяжении материалов, изготовленных по принципиально новой технологии получения литых ДУКМ на основе

алюминия [19–22], которая основана на процессе выгорания расплава алюминия при взаимодействии с кислородом или кислородно-азотной смесью.

Способ позволяет получать композиты в одну стадию и обеспечить равномерное распределение дисперсных частиц Al_2O_3 в расплаве и прочную межфазную границу между матрицей и наполнителем, а следовательно, более полно реализовать потенциальные возможности ДУКМ. Проведенные сравнительные испытания на одноосное растяжение показали, что предел прочности ДУКМ находится в диапазоне 180–205 МПа, что в сравнении с результатами в работе [23] ($\sigma_B = 100\div 150$ МПа при изменении содержания Al_2O_3 в сплаве от 5 до 20 %) получается выше приблизительно на 25 %.

Снижение затрат на исходные материалы происходит за счет отказа от порошкообразных компонентов. Сравнительные данные по стоимости получения алюминиевого сплава, насыщенного Al_2O_3 (80 %) и приготовленного по новой технологии, приведены в таблице.

Окисление алюминия осуществляется по реакции



Целью настоящей работы являлось исследование поверхности разрушения с учетом закономерностей модификации структуры, формирующейся в объеме ДУКМ, подвергнутого одноосному растяжению до разрушения.

Сравнение стоимости* сплава, содержащего 80 % Al_2O_3 , и сплава, полученного из порошкообразных компонентов

| Особенность технологии | Компонент | Масса, кг | Стоимость, руб./кг | Стоимость сплава, руб./кг |
|-------------------------------------|-----------|-----------|-----------------------------------|---------------------------|
| Введение порошкообразного Al_2O_3 | Al | 0,2 | 100 | 820 |
| | Al_2O_3 | 0,8 | 1000 | |
| Внутреннее окисление | Al | 0,86 | 100 | 116 |
| | O_2 | 0,15 | 140 (100 руб./м ³) | |

* Цена алюминия зависит от марки и состояния поставки (80–200 руб./кг), Al_2O_3 – от чистоты и размера частиц (340–5000 руб./кг), кислорода – от чистоты (60–150 руб./м³).

Материалы и методы

Объектом исследования был композиционный материал на алюминиевой основе (А6), упрочненный оксидной твердой фазой Al_2O_3 (рис 1, а). Для проведения испытаний на статическую прочность были отлиты 3 партии слитков с различным содержанием твердой фазы. Из полученных отливок были изготовлены 3 образца для различных зон слитков. Средний размер частиц упрочняющей фазы преимущественно сфероидальной морфологии составлял 40–60 мкм (рис 1, б), а их количество варьировалось от 10 до 30 мас.%.

Испытания на одноосное растяжение плоских образцов проводились на универсальной испытательной машине AG-Xplus-0.5 фирмы «Shimadzu» (Япония) при комнатной температуре, скорость нагружения составляла 5 Н/мм².

Поверхности разрушения исследовались с использованием оптического микроскопа Keyence

VHX-1000 с расширенными возможностями за счет усовершенствованной длиннофокусной оптической системы и цифровой обработки изображения. Методика изучения 3D-структур, представленных ниже на рис. 2, в, и 3, в, состояла в следующем. Светлая точка на микроструктуре закрепляется неподвижно в любом месте поверхности, причем измерения можно осуществлять при различных увеличениях оптики (в нашем случае — до 1000[×]); темная точка является подвижной и, перемещая ее, можно в режиме реального времени отследить направление максимального изменения шероховатости, после чего зафиксировать и сохранить выделенное сечение. Квадратики, определяющие начало вертикальных и горизонтальных линий на отдельно вынесенной в нижнюю часть рисунка профилограмме, дают возможность точного определения геометрических размеров на любом отрезке выделенного сечения.

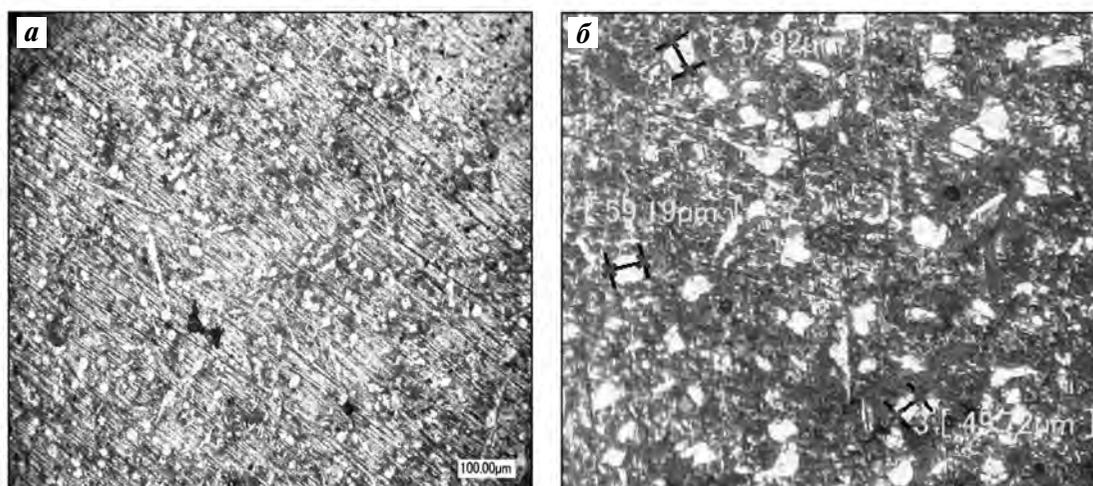


Рис. 1. Микроструктура исследуемого дисперсно-упрочненного композиционного материала

Результаты исследований и их обсуждение

Фрактографические картины поверхностей статического разрушения ДУКМ 1, 2 и 3, содержащих соответственно 10, 20 и 30 % Al_2O_3 , изучались на образцах, разрушившихся при максимальном значении напряжения (180–205 МПа).

На рис. 2, а приведен макроскопический снимок поверхности излома плоского образца ДУКМ 1 с наименьшим количеством включений твердой

фазы (10 % Al_2O_3), состоящего из волокнистой зоны с областями случайно расположенных волокон без какой-либо преимущественной ориентировки. Очаг разрушения и зона зарождения трещины неопределенны (рис. 2, б), что связано со стабильностью процесса высокоэнергетического распространения трещины при разрушении. Излом характеризуется морфологически единой поверхностью разрушения, т.е. он однородный по макрогеометрии, без геометрических зон, существенно различающихся по рельефу.

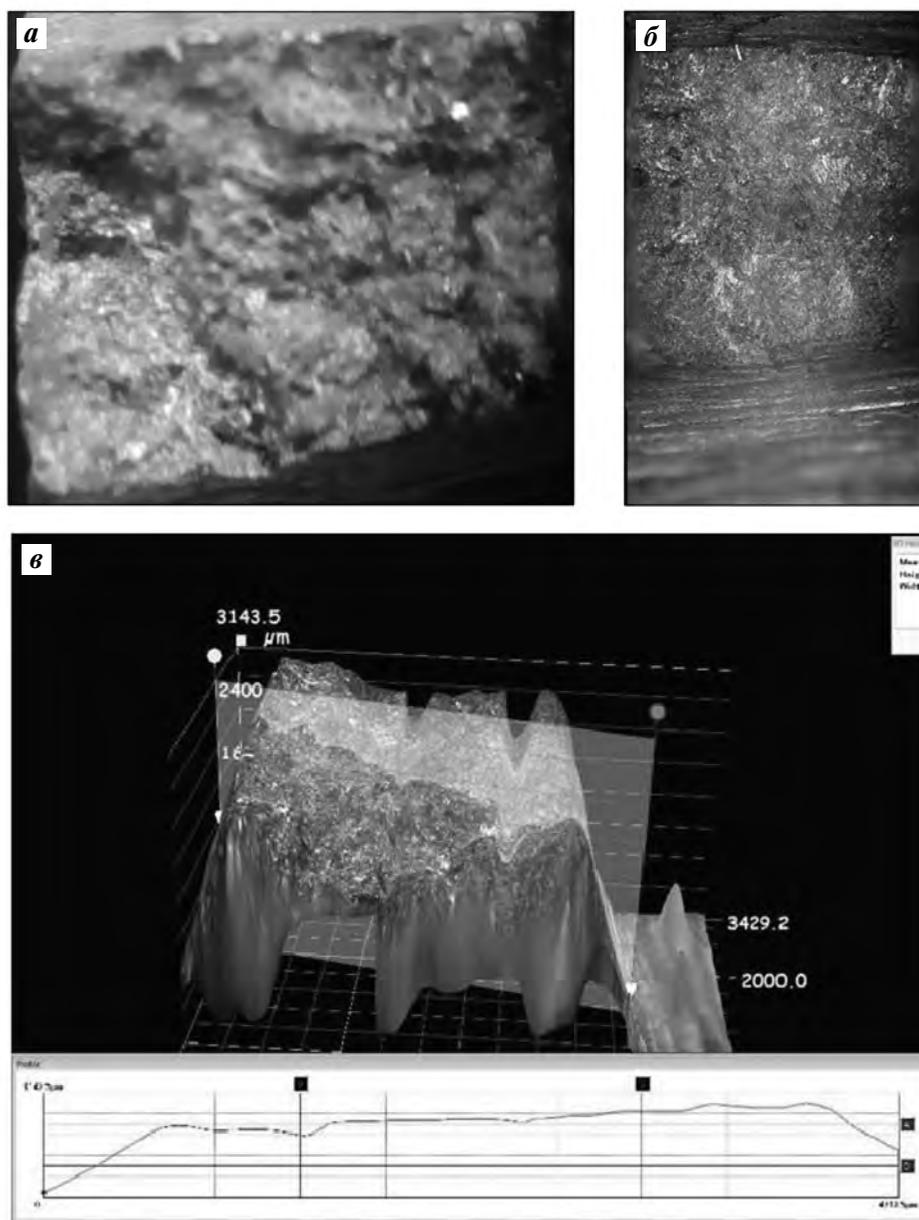


Рис. 2. Фрактограммы излома образца 1, содержащего 10 % Al_2O_3

а — оптическая макроструктура ($\times 40$); б — макроструктура в режиме Optimal Image; в — 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению

Наличие однотипных элементов разрушения видно на рис. 2, *в* в виде характеристики степени неровности поверхности разрушения в направлении, перпендикулярном плоскости приложения нагрузки. Небольшое количество дисперсных включений в матрице исследуемого материала, расположенных на значительных расстояниях друг от друга, приводит к образованию в некоторых направлениях невысоких гребней. Это можно объяснить фактом обхода или огибания их фронтом продвижения трещины, что проще реализуется в

матрице, чем по «телу» высокотвердых фаз. При этом поликристаллический характер структуры (зерненное строение) определяет тот факт, что фронт разрушения материала претерпевает незначительное ветвление.

Характер поверхности излома ДУКМ 2, в котором количество включений твердой фазы составляет 20 %, представлен на рис. 3 и в отличие от образца 1, состоящего только из волокнистой зоны, на его поверхности выявляется радиальная зона (показана стрелкой на рис. 3, *а*). Появление ее при-

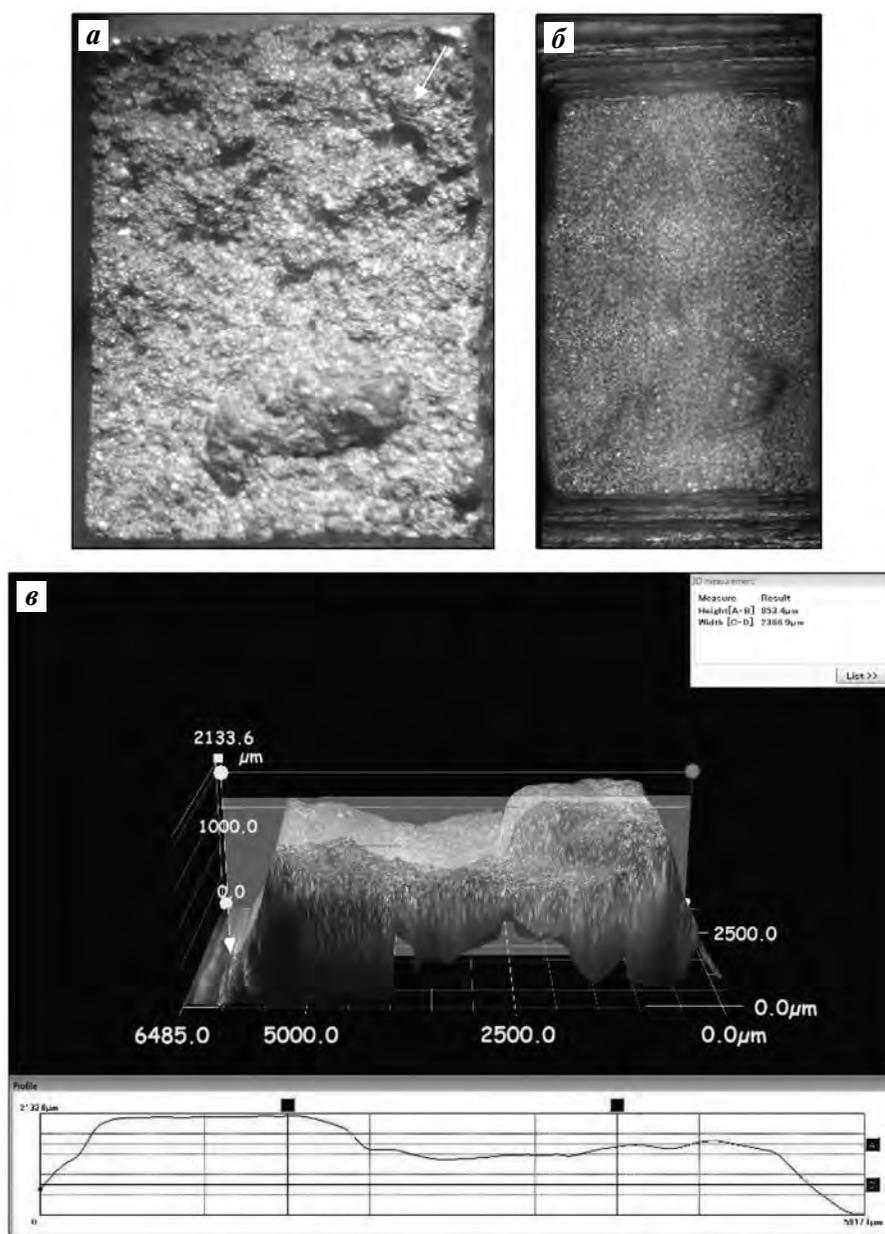


Рис. 3. Фрактограммы излома образца 2, содержащего 20 % Al_2O_3

а — оптическая макроструктура ($\times 40$); *б* — макроструктура в режиме Optimal Image; *в* — 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению

знаков связано с увеличением количества твердой фазы в сплаве и характеризует переход трещины от медленного роста к нестабильному распространению с образованием радиальных рубцов.

Очаг разрушения и зона зарождения трещины наблюдаются в поляризованном свете в режиме Optimal Image в верхней части макроструктуры (рис. 3, б). Картина излома характеризуется заметными морфологическими изменениями поверхности и смешанным характером разрушения, что показано на рис. 3, в. На профилограмме отчет-

ливо видно довольно резкое изменение профиля, направленное под углом $\sim 45^\circ$ к оси растяжения, что можно интерпретировать как сдвиг на этом участке материала, характерный для зоны среза. Увеличенное количество дисперсных включений в матрице исследуемого материала по сравнению с первым образцом, а следовательно, расположенных на меньших расстояниях между собой, на отдельных участках сглаживает шероховатость, что объясняется сокращением дистанции обхода твердой фазы фронтом продвижения трещины. В це-

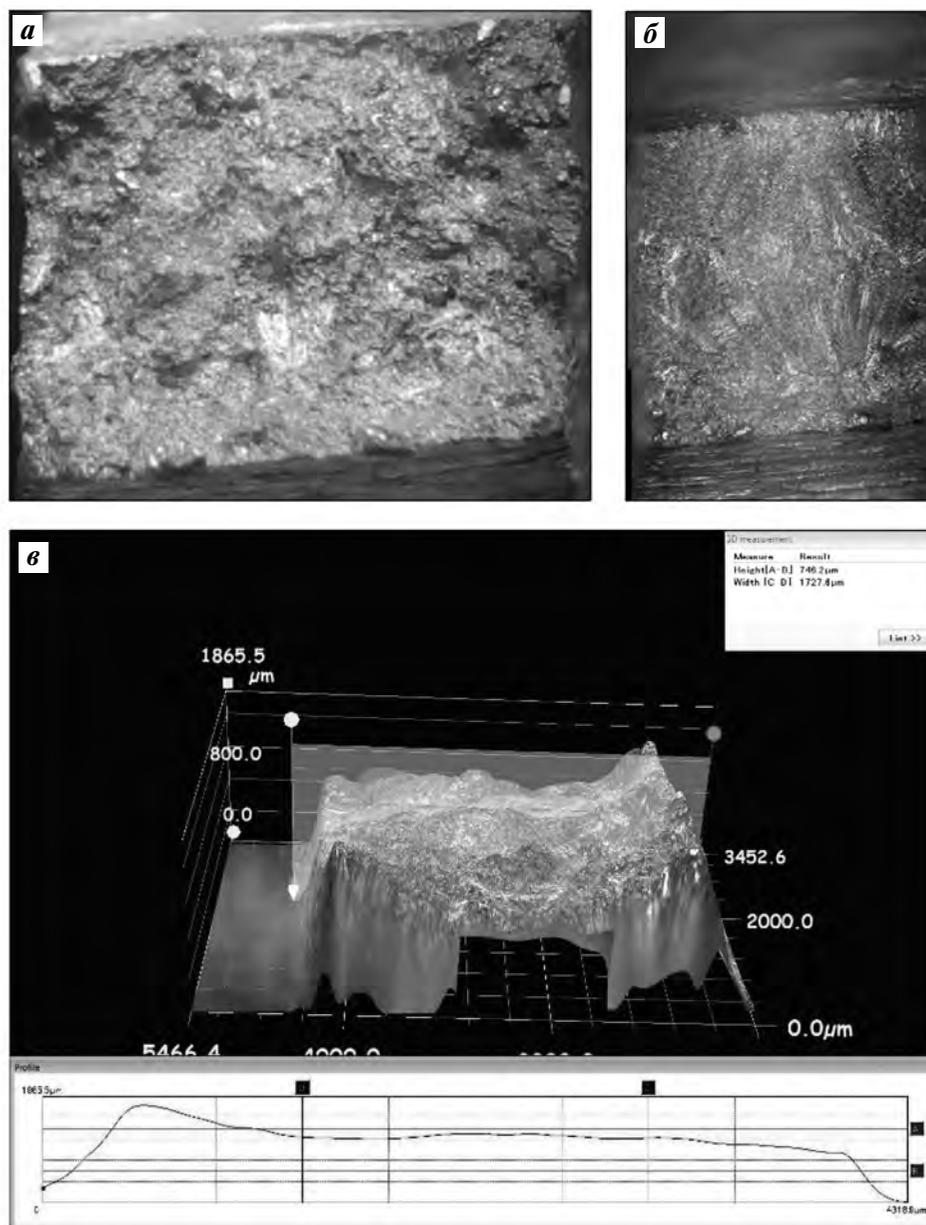


Рис. 4. Фрактограммы излома образца 3, содержащего 30 % Al_2O_3

a — оптическая макроструктура ($\times 40$); *б* — макроструктура в режиме Optimal Image; *в* — 3D-структура с профилограммой по выделенному сечению

лом увеличение включений твердой фазы до 20 % существенно не изменяет конфигурацию гребней и характер ветвления трещины.

Исследование поверхности разрушения образца ДУКМ 3 с 30 %-ным содержанием Al_2O_3 позволило выявить некоторые фрактографические особенности, которые не наблюдались в материалах с меньшим количеством твердой фазы. На макрокартине, представленной на рис. 4, б, имеются несколько очагов разрушения и зон зарождения трещины. Очаги разрушения находятся на значительном расстоянии от оси растяжения, но не выходят на свободную поверхность образца. При этом наблюдается хаотичное чередование вязкого разрушения по механизму отрыва и сдвига с проявлениями хрупкого разрушения сколом в виде светлой зоны с характерным блеском (см. рис 4, а).

Такие особенности обусловлены несовпадением общего направления распространения трещины и кратчайшего расстояния от ее фронта до свободной поверхности, что связано с нестабильным вихревым распространением трещины, характеризующимся ступенчатым (то быстро, то медленно) ее продвижением по «телу» материала. Вдоль борозд и гребней поверхности разрушения наблюдаются расщепления и вторичные трещины, которые могут быть вызваны высокими нормальными растягивающими напряжениями в результате разделения поверхностей раздела матрица—твердая фаза вдоль плоскости максимального сдвига в зависимости от ориентировки каждого отдельного зерна.

Появление небольшого участка на фрактограмме излома с ярко выраженным характером разрушения сколом (рис. 4, а), на наш взгляд, связано с конгломерацией упрочняющей фазы в этом месте материала данного состава. Профилограмма, представленная на рис. 4, в, и 3D-структура косвенно подтверждают вышерассмотренные положения. На ней отсутствуют морфологически разнородные по макрогеометрии зоны с существенными различиями по рельефу поверхности разрушения. Но необходимо отметить, что в отличие от образца ДУКМ 1 с 10 % Al_2O_3 это связано не с наличием однотипных элементов разрушения, а с совершенно противоположным механизмом разрушения, заключающимся в чередовании вязкого разрушения по механизмам отрыва и сдвига с учетом хрупкого разрушения сколом на отдельном участке поверхности.

Выводы

1. В материале с низким содержанием Al_2O_3 (10 %) макроанализ поверхности разрушения показывает вязкий характер разрушения, излом состоит преимущественно из одной волокнистой зоны. Согласно фрактографическому анализу продвижение трещины при разрушении значительно не менялось, о чем свидетельствует рельеф поверхности с наличием однотипных элементов разрушения. Это связано с небольшим количеством дисперсных включений в микроструктуре материала, обеспечивающих большую вариативность в выборе наиболее легкого продвижения фронта трещины.

С увеличением количества твердой фазы вдвое на фрактограмме образца 2 появляется радиальная зона, свидетельствующая о смене механизма разрушения и фронта продвижения магистральной трещины. Появление признаков радиальной зоны связано со структурными изменениями в сплаве и характеризует переход от медленного роста трещины к нестабильному ее распространению с образованием радиальных рубцов. Структура ДУКМ 3 с 30 %-ным содержанием упрочняющей фазы не позволяет осуществлять стабильное продвижение трещины. Большое количество дисперсных фаз являются существенными препятствиями для перемещения трещины, что приводит к упрочнению материала, вследствие чего на поверхности излома наблюдаются расщепления и вторичные неразвитые трещины, на которые тратится значительная часть работы разрушения. По сравнению с образцом первой партии в ДУКМ 3 наблюдается ярко выраженное чередование вязкого разрушения по механизму отрыва и сдвига с проявлениями хрупкого разрушения сколом.

2. Профилограммы изломов образцов 1 и 3 не выявили резкого перепада рельефа, но при этом обнаружен совершенно различный характер разрушения. Однако в том и в другом случаях вид профилограмм не выражен какими-либо резкими скачками рельефа и экстремальными значениями профиля, что дает возможность утверждать о стабильности процессов разрушения. Этого нельзя сказать о разрушении образца 2, в котором наблюдается довольно сильный единоразовый перепад.

3. Все испытанные ДУКМ показали различия по месту расположения и количеству очагов зарождения трещины:

— в первом образце очаг зарождения трещины не выявлен с помощью макроанализа, в том числе и в режиме Optimal Image;

— во втором образце очаг обнаружен на его поверхности в одном месте;

— в третьем образце очаги выявлены в нескольких местах под поверхностью, вдали от оси растяжения.

Литература/References

1. Agureev L.E., Kostikov V.I., Ereemeeva Zh.V., Barmin A.A., Savushkina S.V., Ivanov B.S. Aluminum composites with small nanoparticles additions: Corrosion resistance. *Mech., Mater. Sci. Eng. J.* 2016. No. 2. P. 23—28.
2. Агуреев Л.Е., Ризаханов Р.Н., Бармин А.А., Савушкина С.В., Рудштейн Р.И. Дисперсно-упрочненный композиционный материал на основе алюминиевой матрицы и способ его получения: Пат. 2595080 (РФ). 2015; Agureev L.E., Rizakhanov R.N., Barmin A.A., Savushkina S.V., Rudshstein R.I. Dispersno-uprochnennyi kompozitsionnyi material na osnove alyuminievoi matritsy i sposob ego polucheniya [Dispersion-strengthened composite material based on aluminum matrix and method for its production]: Pat. 2595080 (RF). 2015.
3. Agureev L.E., Kostikov V.I., Rizakhanov R.N., Ereemeeva Zh.V., Barmin A.A., Savushkina S.V., Ashmarin A.A., Ivanov B.S., Rudshstein R.I. Aluminum powder composites reinforced by oxide nanoparticles used as microadditives. *Int. J. Nanomech. Sci. Technol.* 2014. Vol. 5. No. 3. P. 201—211.
4. Белов Н.А., Белов В.Д., Алабин А.Н., Мишуров С.С. Экономнолегированные алюминиевые сплавы нового поколения. *Металлург.* 2010. No. 5. С. 62—66; Belov N.A., Belov V.D., Alabin A.N., Mishurov S.S. New generation of economically alloyed aluminum alloys. *Metallurgist.* 2010. Vol. 54. No. 5-6. P. 311—316.
5. Курганова Ю.А., Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Курганов С.В. Эксплуатационные характеристики алюмоматричных дисперсно-упрочненных композиционных материалов и перспективы их использования на современном рынке конструкционных материалов. *Металлы.* 2011. No. 4. С. 71—75; Kurganova Y.A., Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Kurganov S.V. Service properties of aluminum-matrix precipitation-hardened composite materials and the prospects of their use on the modern structural material market. *Russ. Metal. (Metally).* 2011. Vol. 2011. No. 7. P. 663—666.
6. Mitra R., Mahagan Y.R. Interfaces in discontinuously reinforced metal matrix composites: an overview. *Bull. Mater. Sci.* 1995. Vol. 18. No. 4. P. 405—434.
7. Hosking F.M., Portillo F., Wunderlin R., Mehrabian R. Composites of aluminum alloys; fabrication and wear behavior. *J. Mater. Sci.* 1982. Vol. 17. No. 2. P. 477—498.
8. Rohatgi P. Cast aluminum matrix composites for automotive applications. *JOM.* 1991. Vol. 43. No. 4. P. 10—16.
9. Goswami R.K., Dhar A., Srivastava A.K., Gurta A.K. Effect of deformation and ceramic reinforcement on work hardening behavior of hot extruded 2124 Al—SiC metal matrix composites. *J. Compos. Mater.* 1999. Vol. 33. No. 13. P. 1160—1172.
10. Olmos L., Martin C.L., Bouvard D. Sintering of mixtures of powders: experiments and modelling. *Powder Technol.* 2009. Vol. 190. P. 134—140.
11. Chen Z., Takeda T., Ikeda K., Murakami T. The influence of powder particle size on microstructural evolution of metal-ceramic composite. *Scripta Mater.* 2000. Vol. 43. P. 1103—1109.
12. Sebo P., Kavecky S., Stefanik P. Wettability of zirconia-coated carbon by aluminium. *J. Mater. Sci. Lett.* 1994. Vol. 13. P. 592—593.
13. Muolo M.L., Passerone V.A., Passerone D. Oxygen influence on ceramics wettability by liquid metals Ag/ α -Al₂O₃-Experiments and Modelling. *Mater. Sci. Eng.* 2008. Vol. 3(495). P. 153—158.
14. Liu Y. B., Lim S. C., Lu L., Lai M.O. Recent development in the fabrication of metal matrix-particulate composites using powder metallurgy techniques. *J. Mater. Sci.* 1994. Vol. 29. P. 1999—2007.
15. Moyal J.S., Lopez-Esteban S., Pecharroma'n C. The challenge of ceramic/metal microcomposites and nanocomposites. *Progress in Mater. Sci.* 2007. Vol. 52. P. 1017—1090.
16. Горбунов П.З., Галь В.В. Перспективные дисперсно-упрочненные композиционные материалы. *Производственно-технический опыт.* 1993. No. 1-2. С. 81—84; Gorbunov P.Z., Gal' V.V. Perspektivnye dispersno-uprochnennyye kompozitsionnyye materialy [Promising dispersion-strengthened composite materials]. *Proizvodstvenno-tekhnicheskii opyt.* 1993. No. 1-2. P. 81—84.
17. Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomborg, B.S. Strategic trends of development of structural materials and technologies of their processing for modern and future aircraft engines. *Paton Welding J.* 2013. No. 11. P. 23—32.
18. Романов А.Д., Чернышов Е.А., Мыльников В.В., Романова Е.А. Разработка технологии получения композиционного материала на основе алюминия. *Международ. журн. прикл. и фундамент. исследований.* 2014. No. 12-2. С. 176—179; Romanov A.D., Chernyshov E.A., Mylnikov V.V., Romanova E.A. Razrabotka tekhnologii polucheniya kompozitsionnogo materiala na osnove alyuminiya [Development of technology of obtaining composite material based on aluminum]. *Mezhdunarodnyi zhurnal prikladnykh i fundamental'nykh issledovaniy.* 2014. No. 12-2. P. 176—179.

19. Чернышов Е.А., Лончаков С.З., Романов А.Д., Мильников В.В., Романова Е.А. Исследование микроструктуры алюмоматричного дисперсно-наполненного литого композиционного материала, полученного методом внутреннего окисления. *Перспект. материалы*. 2016. No. 9. С. 78—83; Chernyshov E.A., Lonchakov S.Z., Romanov A.D., Myl'nikov V.V., Romanova E.A. Issledovanie mikrostruktury alyumomatrichnogo dispersno-napolnennogo litogo kompozitsionnogo materiala, poluchennogo metodom vnutrennego okisleniya [The study of the microstructure aluminating particulate-filled cast composite material obtained by internal oxidation]. *Perspektivnye materialy*. 2016. No. 9. P. 78—83.
20. Чернышов Е.А., Мильников В.В., Романов А.Д., Романова Е.А. Разработка технологии получения алюмоматричного дисперсно-наполненного литого композиционного материала с контролем размеров фаз упрочнения. Сб. матер. VI Междунар. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 10—13 ноября 2015 г.). М.: ИМЕТ РАН, 2015. С. 667—669; Chernyshov E.A., Myl'nikov V.V., Romanov A.D., Romanova E.A. Razrabotka tekhnologii polucheniya alyumomatrichnogo disperstno-napolnennogo litogo kompozitsionnogo materiala s kontrolem razmerov faz uprochneniya. In: *Trudy VI Mezhdunar. konf. «Deformatsiya i razrushenie materialov i nanomaterialov»* [The development of technology for aluminating disperse-filled molded composite material with control of dimensions of the phase hardening. In: *Proc. VI International Conference «Deformation and fracture of materials and nanomaterials»* (Moscow, November 10—13, 2015)]. Moscow: IMET RAN, 2015. P. 667—669.
21. Чернышов Е.А., Мильников В.В., Романов А.Д., Романова Е.А. Разработка метода получения литых многокомпонентных систем с заданным размером и распределением неметаллических упрочняющих частиц. *Современные проблемы науки и образования*. 2014. No. 6. С. 324; Chernyshov E.A., Myl'nikov V.V., Romanov A.D., Romanova E.A. Razrabotka metoda polucheniya litykh mnogokomponentnykh sistem s zadannym razmerom i raspredeleniem nemetallicheskih uprochnyayushchikh chastits [Develop a method of obtaining castings of multicomponent systems with a given size and distribution of nonmetallic reinforcing particles]. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniya*. 2014. No. 6. P. 324.
22. Khedera A.R.I., Marahleh G.S., Al-Jamea D.M.K. Strengthening of aluminum by SiC, Al₂O₃ and MgO. *Jordan J. Mech. Industr. Eng.* 2011. Vol. 5. No. 6. P. 533—541.