

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2020-86-9-63-69>

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЬ-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

© Дмитрий Алексеевич Иванов^{1*}, Сергей Дмитриевич Шляпин¹,
Георгий Евгеньевич Вальяно², Нургиз Даянович Аккужин¹,
Лариса Владимировна Федорова¹

¹ Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) «МАИ», Россия, 125993, Москва, Волоколамское шоссе, д. 4; *e-mail: dali_888@mail.ru

² Объединенный институт высоких температур РАН, Россия, 125412, Москва, ул. Ижорская, д. 13, стр. 2.

*Статья поступила 31 февраля 2020 г. Поступила после доработки 31 февраля 2020 г.
Принята к публикации 2 апреля 2020 г.*

Сталь-алюминиевые композиционные материалы широко применяют в технике благодаря высоким показателям характеристик весовой эффективности в сочетании со значительными механическими свойствами. Используют их, например, в авиакосмической отрасли для изготовления корпусных деталей ракет, топливных баков и элементов авиационной брони. Цель данной работы — изучение трещиностойкости и механизма разрушения композиционного материала алюминий-сталь (20 % об.) плотностью 2,85 г/см³. Композит получали, используя высокодисперсную алюминиевую пудру ПАП-2 для формирования его матричного компонента. Армирующий компонент изготавливали из стальных сеток, сплетенных из троса аустенитной стали (08X17H13M2). Прочность полученного материала при поперечном изгибе (550 – 600 МПа) рассчитывали по максимальной нагрузке, соответствующей первому скачку трещины, зародившейся в матрице. Его трещиностойкость на стадии инициирования разрушения, оцениваемая по параметру K_{Ic} , составляла от 15 до 30 МПа · м^{1/2}. Для описания трещиностойкости исследуемого композита на стадии развития разрушения использовали такую характеристику, как удельная эффективная работа разрушения $\gamma_F = 2 \cdot 10^4 - 8 \cdot 10^4$ Дж/м². Для данного композита γ_F на порядок выше, чем для стали Ст3, алюминиевого сплава Д16Т и титанового сплава ВТ-5, что является преимуществом разработанного материала. Значительные показатели параметра γ_F обусловлены высокоэнергоемким механизмом разрушения. Он обеспечивается повышенными затратами энергии на разрушение перемычек между матричными алюминиевыми слоями путем их среза тросом в результате действия сдвиговых напряжений, на преодоление сил трения при вытягивании троса из матрицы и на сдвиг слоистых пакетов внутри матрицы, образованных диффузионно-связанными алюминиевыми чешуйчатыми частицами. Свойства полученного сталь-алюминиевого композита позволяют использовать его в качестве материала для легких элементов конструкций, эксплуатируемых в условиях механического нагружения.

Ключевые слова: сталь-алюминиевый композиционный материал; алюминиевая пудра ПАП-2; сталь 08X17H13M2; прочность; трещиностойкость; диаграмма деформирования; механизм разрушения; фрактограмма поверхности разрушения.

STUDY OF THE CRACK RESISTANCE AND FRACTURE MECHANISM OF STEEL-ALUMINUM COMPOSITE MATERIAL

© Dmitry A. Ivanov^{1*}, Sergey D. Shlyapin¹, Georgy E. Valiano²,
Nurgiz D. Akkuzhin¹, Larisa V. Fedorova¹

¹ Moscow Aviation Institute (National Research University) MAI, 4, Volokolamskoe sh., Moscow, 125993, Russia; *e-mail: dali_888@mail.ru

² Joint Institute for High Temperatures of the Russian Academy of Sciences, 13, str. 2, Izhorskaya ul., Moscow, 125412, Russia.

Received February 31, 2020. Revised February 31, 2020. Accepted April 2, 2020.

Steel-aluminum composite materials are widely used in technology due to perfect wedding of their weight efficiency and high mechanical properties. This is the reason for their wide application in the aerospace industry for manufacturing case-type parts of rockets, fuel tanks and elements of aviation armor. The goal of the study is analysis of the crack resistance and the mechanism of fracture of aluminum-steel composite

material (20 vol.%) with a density of 2.85 g/cm^3 . The matrix component of the material was obtained using a finely dispersed aluminum powder PAP-2. The reinforcing component was made of steel meshes woven from austenitic steel cable (08Kh17N13M2). The transverse bending strength of the obtained material (550 – 600 MPa) was calculated from the maximum load corresponding to the first jump (onset) of the crack nucleating in the matrix. The crack resistance of the composite material at the stage of fracture initiation (estimated using K_{Ic} parameter) varied from 15 to 30 MPa · m^{1/2}. The crack resistance of the composite at the stage of fracture development was described using the specific effective fracture work γ_F ranged from 2×10^4 to $8 \times 10^4 \text{ J/m}^2$. The latter parameter exceeds by the order of magnitude the value γ_F determined for steel St3, aluminum alloy D16T, and titanium alloy VT-5. The high value of γ_F (which is an advantage of the obtained composite) is attributed to high-energy-consuming mechanism of the material fracture provided by the increased energy consumption for the destruction of the bridges between the matrix aluminum layers by cutting them off with a cable resulting from the shear stresses, for overcoming the friction forces when pulling cable out of the matrix, and for shifting layered packets formed by diffusion-bonded aluminum scaly particles inside the matrix. The properties of the obtained steel-aluminum composite provide the expediency of using the material for lightweight structural elements operated under mechanical loading.

Keywords: steel-aluminum composite material; PAP-2 aluminum powder; 08Kh17N13M2 steel; strength; crack resistance; deformation diagram; fracture mechanism; fractogram of the fracture surface.

Введение

Сталь-алюминиевые композиционные материалы находят широкое применение в технике благодаря высоким показателям характеристик весовой эффективности — удельной прочности и удельной жесткости, значительному сопротивлению усталостному разрушению при воздействии знакопеременных нагрузок, а также при статическом и динамическом нагружении. Используют их, например, в авиакосмической отрасли для изготовления корпусных деталей ракет, топливных баков и элементов авиационной брони [1].

Изготавливают такие композитные материалы, как правило, путем обработки давлением заготовок из чередующихся слоев стали и алюминиевого сплава либо чередующихся слоев алюминиевого сплава и стальной проволоки — с помощью диффузионной сварки, динамического горячего прессования, ударно-волнового воздействия при взрывном прессовании, а также прокатки [1 – 5].

Введение стальной проволоки в алюминиевую матрицу является весьма эффективным методом ее армирования, позволяющим существенно повысить прочностные характеристики получаемого композита. Они приближаются к показателям данных характеристик для титановых сплавов [6].

Установлено также [6], что упрочнение материала типа САП-1 стальной проволокой Х18Н9 (15 % об.) позволяет достичь (при 20 °С) предела прочности на разрыв $\sigma_b = 1750 \text{ МПа}$. При температуре 500 °С для этого композита сохраняется достаточно высокий показатель σ_b — не менее 300 МПа. Кроме того, имеет место термостабильность границы раздела алюминий – сталь — изотермическая выдержка в течение 150 ч при температуре 450 °С не приводит к образованию интерметаллических соединений. Это является весьма важным фактом для высокотемператур-

ной эксплуатации некоторых элементов конструкций.

По нашему мнению, один из перспективных методов получения сталь-алюминиевых композитов состоит в введении стальных армирующих элементов в высокодисперсные порошковые композиции на основе алюминия, размер частиц которых соответствует субмикронному диапазону. Получение таких порошковых композиций достигается, как правило, механической обработкой исходного сырья в высокоэнергетических мельницах при ударно-истирающем воздействии помольных тел [7, 8].

В этом случае формирование многофазных порошковых композиций возможно вследствие механосинтеза [8, 9] либо за счет введения в порошковую смесь наноразмерных частиц различных соединений [10 – 13]. Последний подход часто бывает неоправданным из-за его сложности и склонности наноразмерных частиц к агломерированию [14 – 16].

В рамках данной работы изучена трещиностойкость сталь-алюминиевого композита, в котором матричным компонентом является высокодисперсная алюминиевая пудра промышленной марки ПАП-2 с чешуйчатой формой частиц субмикронной толщины, а армирующими элементами — сетки, сплетенные из троса аустенитной стали. Рассмотрен механизм разрушения данного композиционного материала.

Материалы и методы исследования

Вид частиц используемой пудры (ГОСТ 5494–95) показан на рис. 1. Эти частицы имеют следующие характерные размеры: длина 10 – 100 мкм; ширина 5 – 50 мкм; толщина 250 – 500 нм. Они покрыты тонким слоем стеарина (~3 % масс.), выполняющего функцию жировой добавки.

Для плетения армирующих сеток с размером ячеек 5 мм использовали трос из аусте-

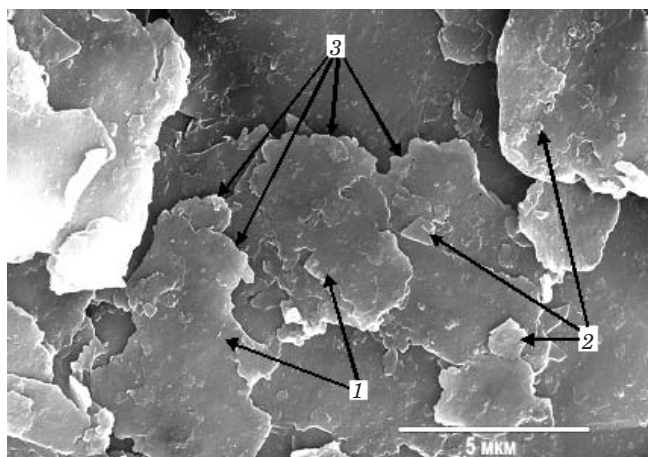


Рис. 1. Вид частиц алюминиевой пудры ПАП-2: 1, 2 — сечуйчатые частицы; 3 — кромки частиц

Fig. 1. Patterns of PAP-2 aluminum powder particles: 1, 2 — scaly particles; 3 — particle edge

нитной окалиностойкой стали (08X17H13M2) торговой марки А4 следующего химического состава, % масс.: $\leq 0,08$ С; 16 – 18 Cr; 66,345 – 74 Fe; ≤ 2 Mn; 10 – 14 Ni; $\leq 0,045$ P; $\leq 0,03$ S; ≤ 1 Cu; 2 – 3 Mo. Трос диаметром 0,8 – 1,0 мм в скрутке содержит 19 проволок диаметром 0,16 – 0,20 мм (скрутка типа 1 × 19). Лабораторное устройство для плетения тросовых сеток показано на рис. 2.

Исходную пудру марки ПАП-2 предварительно термообработывали на воздухе по специально отработанному режиму [17] для выжигания с поверхности ее частиц стеарина и его замены пассивирующими алюмооксидными пленками в целях обеспечения хорошей пресуемости данной порошковой композиции [18].

Для изготовления сталь-алюминиевого композита формировали многослойную заготовку (рис. 3) в объеме гнезда матрицы 1 пресс-формы — последовательно чередовали слой пудры 3 и стальные сетки 4 при соотношении их толщин 2:1. Затем к многослойной заготовке прикладывали давление 700 МПа. В результате достигали плотного сращения стальных сеток за счет продавливания матричной прослойкой алюминиевой пудры через ячейки сеток и пластической деформации алюминиевых частиц в объеме получаемой порошковой заготовки.

Полученное изделие спекали на воздухе при 600 °С в течение 15 мин. Данный режим спекания обеспечивал в композите стабильную оксидную связь между матричным и армирующим компонентами (объемная доля сеток в композите составляла 20 %).

Трещиностойкость на стадии инициирования разрушения оценивали в рамках концепций линейной механики разрушения, используя параметр K_{Ic} — критический коэффициент интенсивности напряжений (коэффициент трещино-

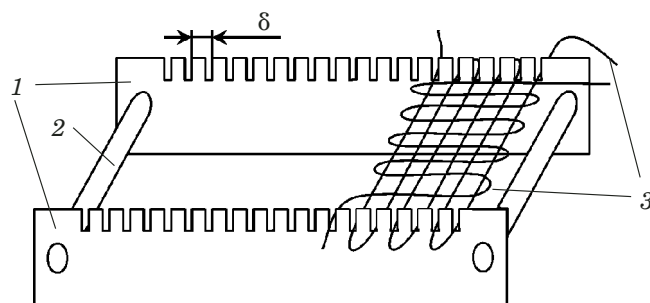


Рис. 2. Устройство для плетения сетки из стального троса: 1 — дюралевые гребенки ($\delta = 5$ мм); 2 — дюралевые дистанционные стержни; 3 — стальной трос

Fig. 2. A device for weaving a mesh from a steel cable: 1 — duralumin combs ($\delta = 5$ mm); 2 — duralumin distance rods; 3 — steel cable

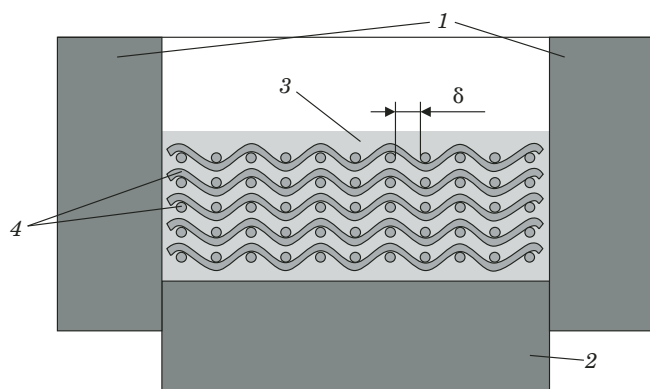


Рис. 3. Схема формирования многослойной заготовки: 1 — матрица пресс-формы; 2 — пуансон; 3 — слой пудры ПАП-2; 4 — стальная сетка из троса ($\delta = 5$ мм — размер ячейки)

Fig. 3. Scheme of forming a multi-layer billet: 1 — mold matrix; 2 — punch; 3 — layer of PAP-2 powder; 4 — steel mesh ($\delta = 5$ mm — cell size)

стойкости), соответствующий моменту старта трещины. Его определяли в соответствии с ГОСТ 25.506–85 при комнатной температуре путем изгиба сосредоточенной нагрузкой призматических образцов. Иницирующий боковой надраз — концентратор напряжений с радиусом кривизны вершины ρ , равным 50 мкм, — создавали путем прорезания образца алмазным кругом на глубину 0,5 от его высоты. Испытание проводили на установке TIRATEST-2300 при скорости перемещения траверсы нагружающего устройства $V = 0,15$ мм/мин. Рассчитывали K_{Ic} (МПа · м^{1/2}) по максимальной нагрузке (P_c), соответствующей началу трещины.

Трещиностойкость на стадии развития разрушения определяли по величине удельной эффективной работы разрушения (γ_F) [1, 19]. Для этого регистрировали диаграммы деформирования в координатах нагрузка (P) — прогиб (δ) при изгибе сосредоточенной нагрузкой надразанных на по-

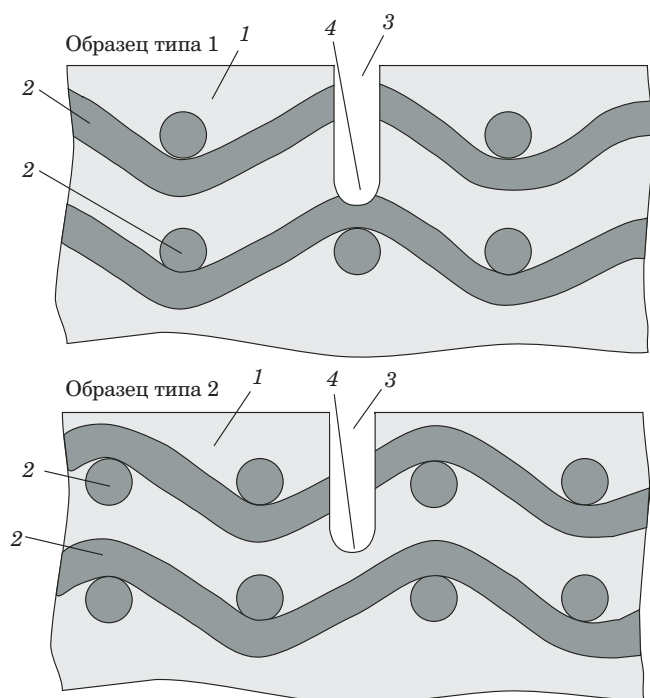


Рис. 4. Схема испытуемого образца для изучения характеристик разрушения: 1 — матрица; 2 — стальной трос; 3 — надрез; 4 — вершина надреза (образец типа 1 — вершина надреза в теле троса, образец типа 2 — вершина надреза в алюминиевой матрице)

Fig. 4. Schematic representation of the sample used to study the fracture characteristics: 1 — matrix; 2 — steel cable; 3 — notch; 4 — notch top (sample type 1 — top of the notch in the cable body, sample type 2 — top of the notch in the aluminum matrix)

ловину высоты призматических образцов с размерами $10 \times 12 \times 55$ мм ($\rho = 50$ мкм, $\nu = 1,0$ мм/мин). Величину γ_F (Дж/м²) рассчитывали по формуле $\gamma_F = U/2S$, где U — работа разрушения, оцениваемая по площади графика $P-\delta$; S — площадь поверхности разрушения.

Поскольку исследуемый материал структурно-неоднородный, то для изучения его характеристик разрушения (K_{1c} , γ_F) испытывали образцы с надрезом, вершина которого находилась как в теле армирующего троса (образец типа 1), так и в алюминиевой матрице (образец типа 2) (рис. 4).

Предел прочности при поперечном изгибе определяли на образцах-балочках прямоугольного сечения в соответствии с ГОСТ 18228–94. Испытания проводили при комнатной температуре на установке TIRATEST-2300.

Таблица 1. Характеристики разрушения сталь-алюминиевого композита

Table 1. The fracture characteristics of steel-aluminum composite

Тип образца	K_{1c} , МПа $\cdot$ м ^{1/2}	γ_F , Дж/м ²
1	30	$8 \cdot 10^4$
2	15	$2 \cdot 10^4$

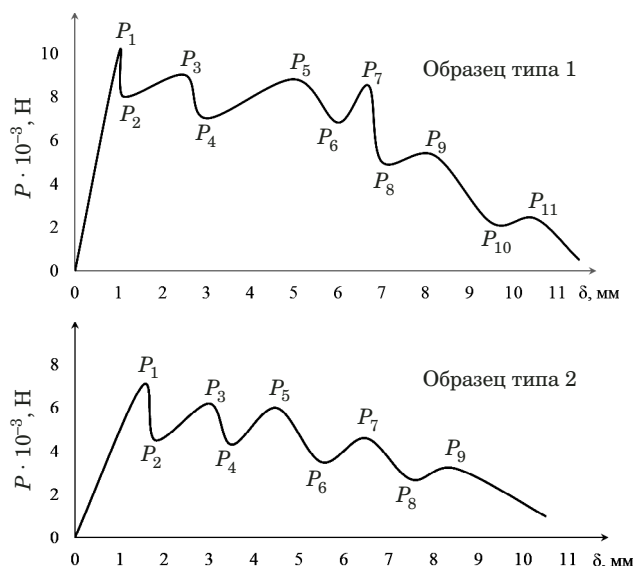


Рис. 5. Вид диаграмм деформирования нагрузка P – прогиб δ образцов с надрезом: $P_1, P_2, \dots, P_n$ — скачки нагрузки

Fig. 5. Deformation diagrams load P – bend δ of the notched samples: $P_1, P_2, \dots, P_n$ — loading jumps

Поверхности разрушения образцов изучали на растровом электронном микроскопе Nova NanoSem 650.

Обсуждение результатов

Установлено, что при поперечном изгибе образцов сосредоточенной нагрузкой разрушение инициируется в алюминиевой матрице сталь-алюминиевого композита (при объемной доле армирующих элементов, равной 20 %, его плотность составляет 2,85 г/см³). Прочность образцов, рассчитанная по нагрузке, соответствующей первому скачку трещины в матрице, составляла от 550 до 600 МПа.

Поскольку полученные показатели прочности не давали полного представления о механизме разрушения данного материала, то потребовалось изучить его трещиностойкость на стадии инициирования и развития разрушения путем анализа диаграмм деформирования образцов, содержащих надрез — концентратор напряжений (рис. 5).

Видно, что для образцов типа 1 нагрузка P_1 , соответствующая старту трещины, выше, чем для образцов типа 2, при этом параметр трещиностойкости K_{1c} для образцов типа 1 выше в два раза, чем для образцов типа 2 (табл. 1). Это связано с большей прочностью надрезанного стального троса по сравнению с надрезанной алюминиевой матрицей, что не является противоречивым. Данный факт свидетельствует также о том, что в случае отсутствия дефектов в теле троса при приложении к композиту критической нагрузки следует ожидать инициирования разрушения в матрице либо на границе раздела матрица – трос.

Развитие разрушения происходит дискретно и носит замедленный, стабильный характер для образцов обоих типов, при этом проявляются скачки нагрузки ($P_1, \dots, P_n$).

В результате анализа поверхности излома материала методом оптической микроскопии (рис. 6) установлено, что такие скачки нагрузки имеют место вследствие последовательных актов разрушения «перемычек» 1 между матричными алюминиевыми слоями 2 за счет их среза тросом 3 в результате действия сдвиговых напряжений в процессе нагружения. Это основной механизм, обеспечивающий повышенную энергоемкость процесса развития разрушения и возможность достижения значительных показателей параметра γ_F (см. табл. 1, 2).

Анализ фрактограмм поверхности разрушения образцов методом растровой электронной микроскопии показал также, что наряду с вышеуказанным механизмом повышению энергоемкости разрушения композита дополнительно способствуют необходимые затраты энергии на преодоление сил трения при вытягивании троса из матрицы (рис. 7, а) и при сдвиге слоистых пакетов внутри матрицы, образованных диффузионно-связанными алюминиевыми чешуйчатыми частицами (рис. 7, б).

На основании проведенного исследования можно констатировать (см. табл. 2), что разработанный сталь-алюминиевый композиционный материал имеет плотность, меньшую, чем у титанового сплава, его трещиностойкость сопоставима с K_{1c} деформируемого алюминиевого сплава, а параметр γ_F , характеризующий сопротивление развитию разрушения, на порядок превышает данные показатели для стали, алюминиевого и титанового сплавов.

Заключение

Изучены трещиностойкость и механизм разрушения сталь (20 % об.)-алюминиевого композиционного материала.

Его получали путем формирования многослойной заготовки последовательным чередованием слоев алюминиевой пудры ПАП-2 с чешуй-

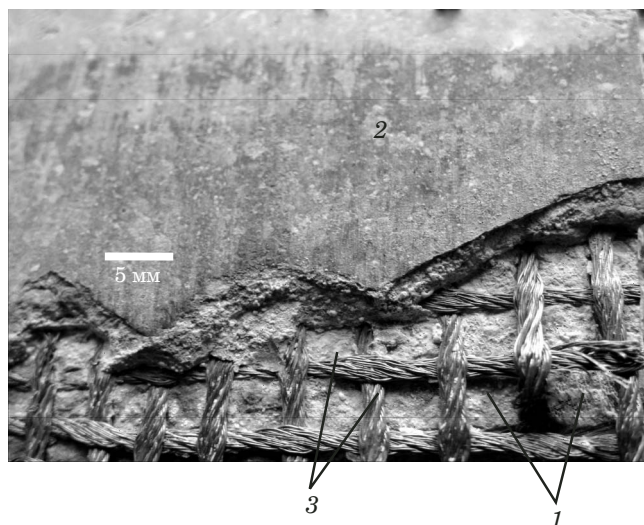


Рис. 6. Поверхность излома сталь-алюминиевого композита: 1 — «перемычки» между соседними матричными алюминиевыми слоями; 2 — внешний матричный алюминиевый слой; 3 — стальной трос

Fig. 6. The fracture surface of the steel-aluminum composite: 1 — “bridges” between adjacent matrix aluminum layers; 2 — external matrix aluminum layer; 3 — steel cable

чатой формой частиц субмикронной толщины и стальных сеток из троса аустенитной стали 08X17H13M2 (размеры ячеек — 5 мм) с последующими ее уплотнением под давлением 700 МПа и спеканием на воздухе при 600 °С в течение 15 мин.

Данный режим обеспечивал достижение стабильной оксидной связи между матричным и армирующим компонентами (при объемной доле сеток в композите, равной 20 %, его плотность составляла 2,85 г/см³).

Прочность при поперечном изгибе образцов композиционного материала, рассчитанная по нагрузке, соответствующей первому скачку трещины в матрице, составляла от 550 до 600 МПа.

Для изучения трещиностойкости проводили механические испытания полученного композита с использованием надрезанных образцов двух типов: с вершиной надреза в теле троса (тип 1) и с

Таблица 2. Плотность и характеристики разрушения различных конструкционных материалов

Table 2. The density and fracture characteristics of different structural materials

Материал	ρ , г/см ³	K_{1c} , МПа · м ^{1/2}	γ_F^* , Дж/м ²
Алюминиевый сплав Д16Т [20]	2,78	45	$\sim 10^3$
Титановый сплав ВТ-5 [21]	4,41	82	$\sim 10^3$
Сталь 3 [22]	7,85	60	$4 \cdot 10^3$
Алюмооксидная керамика [23]	3,99	4,5	10
Композит Сталь (20 % об.) – Al	2,85	15 – 30	$(2 - 8) \cdot 10^4$

* Параметры γ_F для всех материалов получены авторами экспериментально для соблюдения одинаковых условий нагружения образцов.

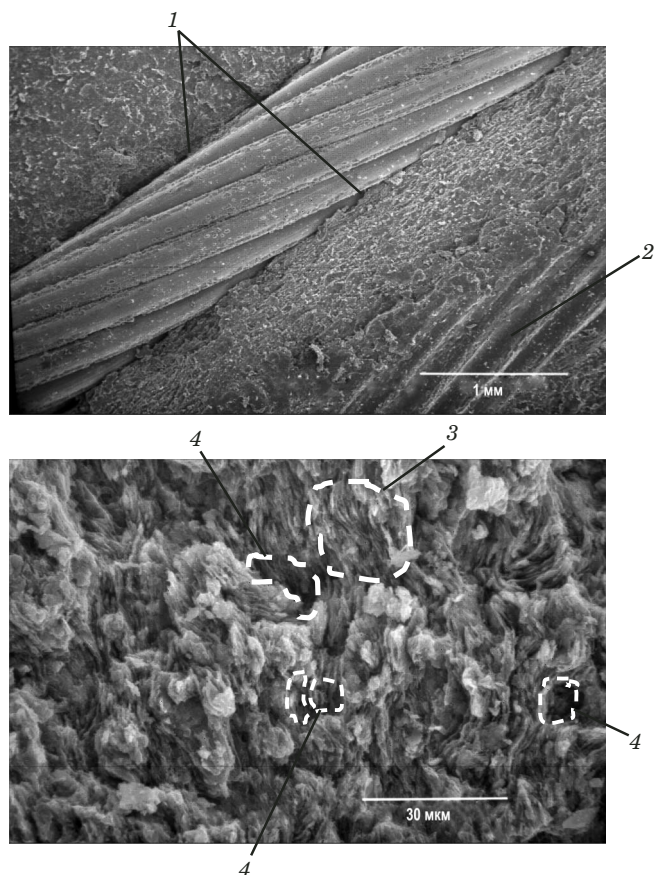


Рис. 7. Фрактограмма поверхности разрушения сталь-алюминиевого композита: 1 — граница раздела алюминиевая матрица/стальной трос; 2 — рельеф, образованный вследствие вытягивания стального троса из матрицы; 3 — слоистый пакет из диффузионно-связанных чешуйчатых частиц; 4 — полости, образованные вследствие сдвига слоистых пакетов

Fig. 7. Fractogram of the fracture surface of steel-aluminum composite: 1 — aluminum matrix/steel cable interface; 2 — surface relief formed as a result of pulling the steel cable out of the matrix; 3 — layered package of diffusion-bonded scaly particles; 4 — cavities resulted from shifting the layered packages

вершиной надреза в теле алюминиевой матрицы (тип 2).

Установлено, что параметр трещиностойкости K_{Ic} , характеризующий сопротивление иницированию разрушения вследствие старта трещины, составил 30 и 15 МПа · м^{1/2} для образцов типа 1 и типа 2. При этом удельная эффективная работа разрушения γ_F , описывающая сопротивление развитию разрушения в материале в течение всего процесса нагружения, — $8 \cdot 10^4$ и $2 \cdot 10^4$ Дж/м² соответственно.

Высокие показатели параметра γ_F для образцов обоих типов связаны с особым механизмом разрушения данного композита. В результате анализа диаграмм деформирования образцов установлено, что разрушение носит дискретный и замедленный характер, при этом проявляются

многочисленные скачки нагрузки на кривых деформирования ($P_1, \dots, P_n$).

Анализ поверхности излома сталь-алюминиевого композита методом оптической микроскопии показал, что такие скачки нагрузки происходят вследствие последовательных актов разрушения перемычек между матричными алюминиевыми слоями за счет их среза тросом в результате действия сдвиговых напряжений в процессе нагружения.

При исследовании фрактограмм поверхностей разрушения образцов методом растровой электронной микроскопии установлено, что дополнительному повышению энергоёмкости разрушения композита способствуют значительные затраты энергии на преодоление сил трения при вытягивании троса из матрицы и при сдвиге слоистых пакетов внутри матрицы, образованных диффузионно-связанными алюминиевыми чешуйчатыми частицами.

Отличительная особенность разработанного сталь-алюминиевого композиционного материала — повышенное сопротивление развитию разрушения при статическом нагружении — его удельная эффективная работа разрушения γ_F на порядок выше, чем для стали, алюминиевого и титанового сплавов.

Данный композит может быть рекомендован для использования в качестве легких элементов конструкций, эксплуатируемых в условиях механического нагружения.

Финансирование

Исследования проведены в рамках базовой части государственного задания вузам № 11.7568.2017/Б4 с использованием оборудования ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.

Микроскопический анализ выполнен в ОИВТ РАН по субсидии на выполнение государственного задания в соответствии с программой фундаментальных исследований РАН (тема ГР № АААА-А-16-116051810082-7).

ЛИТЕРАТУРА

1. Иванов Д. А., Ситников А. И., Шляпин С. Д. Композиционные материалы. — М.: Юрайт, 2019. — 253 с.
2. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгунов В. Г. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. — М.: Металлургиздат, 2004. — 230 с.
3. Милейко С. Т. Микро- и макротрещины в композитах / Механика композиционных материалов. 1979. № 2. С. 276 – 279.
4. Анищенков В. М., Милейко С. Т. Усталостное разрушение слоистого композита / Доклады Академии наук. 1978. Т. 241. № 5. С. 1068 – 1069.
5. Фридляндер И. Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе / Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 7. С. 24 – 29.
6. Материаловедение и технология материалов. Ч. 1 / Под ред. Г. П. Фетисова. — М.: Юрайт, 2018. — 386 с.

7. Композиционные материалы: разработка, динамические испытания, математическое моделирование / Под ред. А. Н. Ищенко. — Томск: изд-во НТЛ, 2016. — 408 с.
8. Кузмич Ю. В., Колесникова И. Г., Серб В. И., Фрейдлин Б. М. Механическое легирование. — Апатиты: Изд-во Колского научного центра РАН, 2004. — 179 с.
9. Dinesh K., Geeta A., Rajesh P. Properties and characterization of Al – Al₂O₃ composites processed by casting and powder metallurgy routes (review) / Int. J. of latest trends in engineering and technology. 2013. Vol. 2. Issue 4. July. P. 486 – 496.
10. Kang Yuan-Chang, Chan Sammy Lap-Ip. Tensile properties of nanometric Al₂O₃ particulate — reinforced aluminum matrix composites / Materials chemistry and physics. 2004. Vol. 85. P. 438 – 443.
11. Razavi Hesabi Z., Simch A., Seyed Reihani S. M. Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al₂O₃ reinforced Al matrix composites / Mater. Sci. Engin. A. 2006. Vol. 428. P. 159 – 168.
12. Razavi Hesabi Z., Hafizpour H. R., Simchi A. An investigation on the compressibility of aluminum/nano-alumina composite powder prepared by blending and mechanical milling / Mater. Sci. Engin. A. 2007. Vol. 449 – 451. P. 829 – 832.
13. Tavoosi M., Karimzadeh F., Enayati M. H., Heidarpour A. Al – Zn/Al₂O₃ nanocomposite prepared by reactive milling and hot pressing methods / Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 475. P. 198 – 201.
14. Poirier D., Drew R. A. L., Trudeau M. L., Gauvin R. Fabrication and properties of mechanically milled alumina/aluminum nanocomposites / Mater. Sci. Engin. A. 2010. Vol. 527. P. 7605 – 7614.
15. Tabandeh Kh. M., Jenabali J. S. A., Moshksar M. M. Mechanical properties of tri-modal Al matrix composites reinforced by nano- and submicron-sized Al₂O₃ particulates developed by wet attrition milling and hot extrusion / Materials and Design A. 2010. Vol. 454. P. 1 – 16.
16. Razavi-Tousi S. S., Yazdani-Rad R., Manafi S. A. Effect of volume fraction and particle size of alumina reinforcement on compaction and densification behavior of Al – Al₂O₃ nanocomposites / Mater. Sci. Engin. A. 2011. Vol. 528. P. 1105 – 1110.
17. Ivanov D. A., Ivanov A. V., Shljapin S. D. Investigation into physicomechanical properties and structure of the Al – Al₂O₃ composite material fabricated using mechanical treatment of the PAP-2 aluminum powder and reaction sintering of powder billets / Rus. J. Non-Ferrous Met. 2016. Vol. 57. N 2. P. 148 – 156.
18. Иванов Д. А., Шляпин С. Д., Вальяно Г. Е., Аккужин Н. Д., Федорова Л. В. Изучение влияния вакуумной термообработки порошка марки ПАП-2 на его прессуемость и свойства спеченного материала / Технология легких сплавов. 2017. № 3. С. 68 – 74.
19. Баринов С. М., Шевченко В. Я. Прочность технической керамики. — М.: Наука, 1996. — 159 с.
20. Абрамов А. А., Тихомиров М. Д. Технология получения качественных отливок из высокопрочных литейных алюминиевых сплавов / Литейное производство. 2007. № 5. С. 29 – 34.
21. Илларионов А. Г., Попов А. А. Технология и эксплуатационные свойства титановых сплавов. — Екатеринбург: изд-во Уральского университета, 2014. — 137 с.
22. Рахимкулов Р. Р. Сопоставление значений величины вязкости разрушения K_{1c} , полученной на образцах с шевронной прорезкой и по стандартной методике для стали СтЗсп / Нефтегазовое дело. 2010. № 2. С. 59 – 69.
23. Шевченко В. Я., Баринов С. М. Техническая керамика. — М.: Наука, 1993. — 187 с.
4. Anishchenkov V. M., Mileiko S. T. Fatigue failure of a layered composite / Dokl. AN SSSR. 1978. Vol. 241. N 5. P. 1068 – 1069 [in Russian].
5. Friedlyander I. N. Modern aluminum, magnesium alloys and composite materials based on them / Metalloved. Term. Obrab. Met. 2002. N 7. P. 24 – 29 [in Russian].
6. Material Science and Technology of Materials. Part 1 / G. P. Fetisov, Ed. — Moscow: Yurait, 2018. — 386 p. [in Russian].
7. Composite materials: development, dynamic testing, mathematical modeling / A. N. Ishchenko, Ed. — Tomsk: Izd. NTL, 2016. — 408 p. [in Russian].
8. Kuzmich Yu. V., Kolesnikova I. G., Serba V. I., Freidin B. M. Mechanical alloying. — Apatity: Izd. Kol'skogo nauchnogo tsentra RAN, 2004. — 179 p. [in Russian].
9. Dinesh K., Geeta A., Rajesh P. Properties and characterization of Al – Al₂O₃ composites processed by casting and powder metallurgy routes (review) / Int. J. of latest trends in engineering and technology. 2013. Vol. 2. Issue 4. July. P. 486 – 496.
10. Kang Yuan-Chang, Chan Sammy Lap-Ip. Tensile properties of nanometric Al₂O₃ particulate — reinforced aluminum matrix composites / Materials chemistry and physics. 2004. Vol. 85. P. 438 – 443.
11. Razavi Hesabi Z., Simch A., Seyed Reihani S. M. Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al₂O₃ reinforced Al matrix composites / Mater. Sci. Engin. A. 2006. Vol. 428. P. 159 – 168.
12. Razavi Hesabi Z., Hafizpour H. R., Simchi A. An investigation on the compressibility of aluminum/nano-alumina composite powder prepared by blending and mechanical milling / Mater. Sci. Engin. A. 2007. Vol. 449 – 451. P. 829 – 832.
13. Tavoosi M., Karimzadeh F., Enayati M. H., Heidarpour A. Al – Zn/Al₂O₃ nanocomposite prepared by reactive milling and hot pressing methods / Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 475. P. 198 – 201.
14. Poirier D., Drew R. A. L., Trudeau M. L., Gauvin R. Fabrication and properties of mechanically milled alumina/aluminum nanocomposites / Mater. Sci. Engin. A. 2010. Vol. 527. P. 7605 – 7614.
15. Tabandeh Kh. M., Jenabali J. S. A., Moshksar M. M. Mechanical properties of tri-modal Al matrix composites reinforced by nano- and submicron-sized Al₂O₃ particulates developed by wet attrition milling and hot extrusion / Materials and Design A. 2010. Vol. 454. P. 1 – 16.
16. Razavi-Tousi S. S., Yazdani-Rad R., Manafi S. A. Effect of volume fraction and particle size of alumina reinforcement on compaction and densification behavior of Al – Al₂O₃ nanocomposites / Mater. Sci. Engin. A. 2011. Vol. 528. P. 1105 – 1110.
17. Ivanov D. A., Ivanov A. V., Shljapin S. D. Investigation into physicomechanical properties and structure of the Al – Al₂O₃ composite material fabricated using mechanical treatment of the PAP-2 aluminum powder and reaction sintering of powder billets / Rus. J. Non-Ferrous Met. 2016. Vol. 57. N 2. P. 148 – 156.
18. Ivanov D. A., Shlyapin S. D., Valliano G. E., Akkuzhin N. D., Fedorova L. V. Studying the influence of vacuum heat treatment of PAP-2 powder on its compressibility and properties of sintered material / Tekhnol. Legk. Splavov. 2017. N 3. P. 68 – 74 [in Russian].
19. Barinov S. M., Shevchenko V. Ya. The strength of technical ceramics. — Moscow: Nauka, 1996. — 159 p. [in Russian].
20. Abramov A. A., Tikhomirov M. D. The technology for producing high-quality castings from high-strength cast aluminum alloys / Litei. Proizv. 2007. N 5. P. 29 – 34 [in Russian].
21. Illarionov A. G., Popov A. A. Technology and performance properties of titanium alloys. — Yekaterinburg: Izd. Ural'skogo universiteta, 2014. — 137 p. [in Russian].
22. Rakhimkulov R. R. Comparison of the values of fracture toughness K_{1c} obtained on samples with chevron cutting and according to the standard procedure for steel St3sp / Neftgaz. Delo. 2010. N 2. P. 59 – 69 [in Russian].
23. Shevchenko V. Ya., Barinov S. M. Technical ceramics. — Moscow: Nauka, 1993. — 187 p. [in Russian].

REFERENCES