
Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-63-75

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИН В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ Al–SiC ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

А.Н. Няфкин¹, А.Н. Жабин¹, В.В. Автаев¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. Представлены особенности распространения усталостной трещины в композиционных материалах (КМ) на основе алюминиевых сплавов, армированных частицами карбида кремния (SiC) с различным объемным содержанием, в условиях действия циклических нагрузок. Рассмотрено влияние объемного содержания и размера частиц SiC на скорость роста усталостной трещины в КМ при действии циклических нагрузок. Представлены результаты исследования влияния структуры КМ на скорость роста и развитие трещин при циклических испытаниях.

Ключевые слова: композиционный материал, частицы SiC, размер частиц, объемная доля частиц, рост трещины усталости

Для цитирования: Няфкин А.Н., Жабин А.Н., Автаев В.В. Распространение трещин в композиционных материалах системы Al–SiC при циклических нагрузках // Труды ВИАМ. 2024. № 3 (133). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-63-75.

Scientific article

CRACK PROPAGATION IN COMPOSITE MATERIALS OF THE Al–SiC SYSTEM UNDER CYCLIC LOADS

A.N. Nyafkin¹, A.N. Zhabin¹, V.V. Avtaev¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. The review presents the features of fatigue crack propagation in composite materials (CM) based on aluminum alloys reinforced with silicon carbide (SiC) particles with different volume content under cyclic loading conditions. The influence of the volume content and size of SiC particles on the growth rate of a fatigue crack in CM under the action of cyclic loads is considered. The results of studying the influence of the CM structure on the growth rate and development of cracks during cyclic tests are presented.

Keywords: composite material, SiC particles, particle size, particle volume fraction, fatigue crack growth

For citation: Nyafkin A.N., Zhabin A.N., Avtaev V.V. Cracks propagation in composite materials of the Al–SiC system under cyclic loads. *Trudy VIAM*, 2024, no. 3 (133), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-3-63-75.

Введение

Композиционные материалы с металлической матрицей, в которые в качестве упрочнения добавляют высокопрочную керамическую фазу, являются альтернативой конструкционным сплавам [1–4]. В настоящее время металлические композиционные материалы (МКМ) на основе алюминиевой матрицы рассматриваются как наиболее перспективные для применения в подверженных износу конструкциях, испытывающих повышенные физико-механические нагрузки. Такие МКМ изготавливают несколькими методами – литьем с перемешиванием или под давлением, а также порошковой металлургией [5–7].

В свою очередь МКМ с алюминиевой матрицей находят широкое применение в авиационной и автомобильной промышленности для изготовления различных деталей, таких как поршни двигателей, тормозные барабаны, электронные корпуса и т. д. Несмотря на то что специалистами проведены исследования на определение сопротивления усталости МКМ, процесс роста усталостных трещин до сих пор полностью не изучен, поскольку характер их роста в МКМ, наполненных частицами, в значительной степени зависит от множества факторов: объемной доли армирующих частиц и их размера, микроструктуры матрицы, наличия включений и условий испытаний [8–13]. Размер частиц является доминирующим фактором, наиболее значимо влияющим на характер развития и скорость роста трещины усталости (СРТУ). По мнению ряда исследователей, для исследования компонентов из МКМ в процессе проектирования изделий с последующим анализом их надежности изначально требуется понимание особенностей развития усталостных трещин в этих материалах.

Принципы создания новых функционально-градиентных материалов, основанные на разработанной в 1980-х гг. концепции создания термобарьерных материалов, позволили изготавливать такие материалы, которые имеют большое значение при применении изнашиваемых деталей в конструкциях [14–21].

Таким образом, цель работы – обзор научно-технических источников в области исследований по распространению трещин в МКМ системы Al–SiC при циклических нагрузках. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Особенности распространения трещин в композиционных материалах системы Al–SiC при циклических нагрузках

В некоторых зарубежных источниках рассматриваются результаты исследований, связанных с развитием роста усталостной трещины и ее поведением в МКМ.

В статье [9] проведены исследования по определению сопротивления росту усталостной трещины в МКМ и показано, что увеличение объемного содержания и размера частиц SiC в МКМ существенно влияет на механические свойства такого материала. В таблице представлены значения механических свойств, полученные при статистических нагрузках, для алюминиевого сплава и МКМ.

Видно, что при увеличении объемного содержания частиц SiC повышаются предел текучести и модуль упругости при одновременном снижении пластичности. Кроме того, для МКМ с одинаковым объемным содержанием частиц наполнителя (25 % (объемн.) SiC), но разных фракций (3 и 20 мкм) происходит снижение предела текучести в материале, при этом увеличивается его пластичность.

Механические свойства алюминиевого сплава и металлических композиционных материалов (МКМ) с различным содержанием частиц SiC [9]

Сплав	Содержание частиц SiC в МКМ, % (объемн.) (размер частиц)	Модуль упругости E , ГПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Удлинение ε , %
2124	–	70,2	159	16,1
	17 (3 мкм)	101,0	181	5,4
	25 (3 мкм)	115,8	272	2,7
	35 (3 мкм)	135,5	395	1,7
	25 (20 мкм)	114,9	170	3,3
6061	25 (3 мкм)	114,0	225	5,1

По результатам испытаний на СРТУ установлено, что армирование матрицы МКМ частицами SiC оказывает влияние на участки кинетической диаграммы усталостного разрушения преимущественно на первой (припороговой) и второй (Пэриса) стадиях, увеличивая характеристику размаха порогового коэффициента интенсивности напряжений (ΔK_{th} ; на графиках обозначена как $\Delta K_{th} = \Delta K$ при $dl/dN \rightarrow 0$) и снижая СРТУ (рис. 1, а). Для третьей стадии ускоренного разрушения наблюдается повышение СРТУ по сравнению со значением для исходного алюминиевого сплава. Обнаружено, что механизм влияния на величину ΔK_{th} обусловлен микроструктурными особенностями развития усталостной трещины в заданных условиях нагружения. Взаимодействие трещины с упрочняющей частицей, которая является препятствием для ее развития, возможно по двум механизмам: путем среза частицы и прорастания трещины вдоль направления скола или путем обхода трещиной частицы по более длинному пути. Поскольку межфазная связь алюминиевого сплава и частиц SiC является достаточно прочной, а разрушение частиц минимальное (особенно в МКМ с мелкими частицами), то усталостная трещина растет преимущественно в обход упрочняющих частиц. Кроме того, наличие скоплений и острых углов частиц приводит к возникновению зон локальной концентрации напряжений, которые обеспечивают условия для ветвления трещины и увеличения траектории разрушения [9].

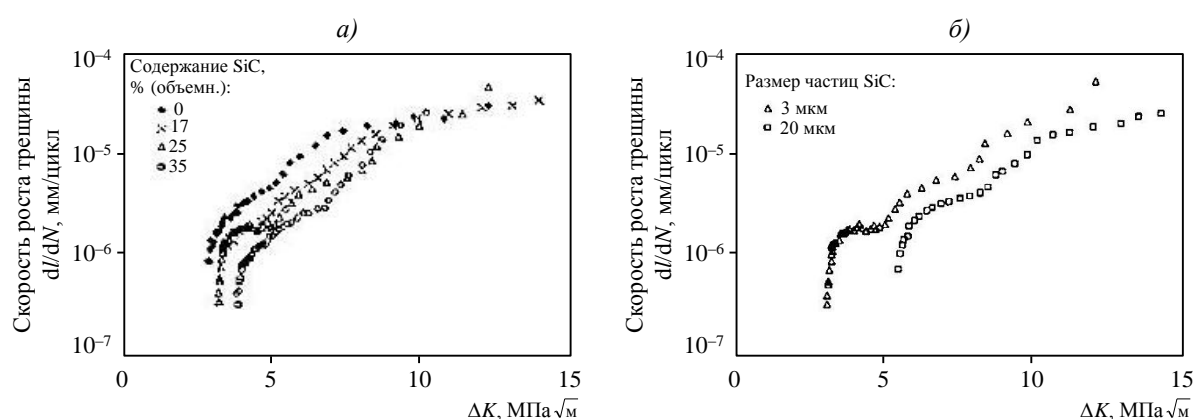


Рис. 1. Влияние объемной доли (а) и размера частиц SiC (б) на кинетическую диаграмму усталостного разрушения металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава марки 2124 с 25 % (объемн.) частиц SiC (где dl/dN – скорость роста трещины усталости; l – полудлина трещины; N – число циклов; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений) [9]

Металлический композиционный материал с размером частиц 20 мкм имеет более высокий уровень порогового коэффициента интенсивности напряжений, чем

МКМ с размером частиц 3 мкм, поэтому ветвление трещины будет больше в МКМ с размером частиц 20 мкм. Видно (рис. 1, б), что МКМ на основе алюминиевого сплава марки 2124 + 25 % (объемн.) SiC с размером частиц 3 мкм обладает более высоким значением СРТУ и более низким значением размаха порогового коэффициента интенсивности напряжений, чем МКМ на основе этого сплава с размером частиц 20 мкм [9].

В работе [10] исследована кинетика развития трещин при доминировании механизмов экранирования трещин. С помощью метода порошковой металлургии получали МКМ с добавлением нитевидных кристаллов SiC в алюминиевую матрицу.

По результатам фрактографических исследований показано, что связь частиц SiC с алюминиевой матрицей в МКМ достаточно прочная (рис. 2), чтобы препятствовать межфазному растрескиванию и значительному вытягиванию усов в виде нитевидных кристаллов (рис. 3). Кроме того, не выявлено никаких признаков взаимодействия на границе раздела и другой деградации границы раздела при термомеханической обработке МКМ.

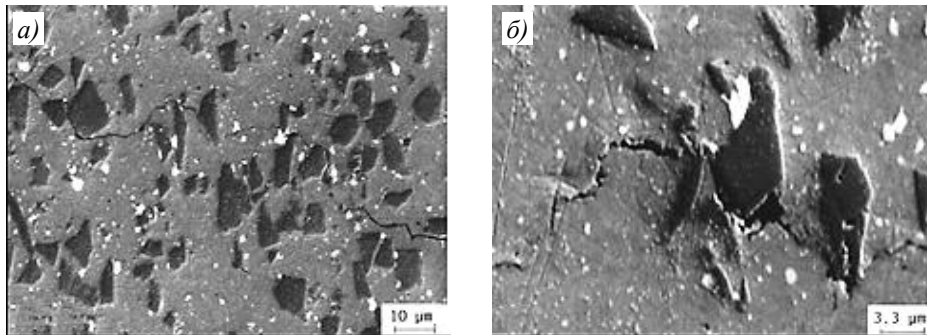


Рис. 2. Вид трещины в металлическом композиционном материале (МКМ) с армированием частицами SiC (а); б – структура МКМ, в которой алюминий остался на поверхности частицы после роста трещины вблизи границы раздела [10]

Следует отметить, что распределение частиц в матрице способствует изгибу и распространению трещины. Создаваемые концентраторы напряжений, такие как углы частиц (усов нитевидных кристаллов) и скопления частиц приводят к росту трещины по извилистому пути (рис. 3, а). В МКМ, армированном усами нитевидных кристаллов, можно также увидеть структуру с признаками минимального вытягивания усов в разрушенном МКМ (рис. 3, б) [10].

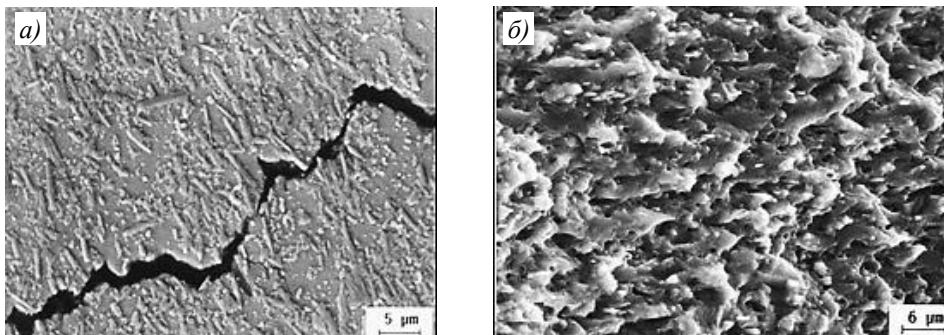


Рис. 3. Структура извилистой трещины в металлическом композиционном материале (МКМ) на основе алюминиевого сплава марки 2124, армированного нитевидными кристаллами SiC (а); структура поверхности усталости МКМ системы 2124–15 % (объемн.) SiC, на которой наблюдаются концы усов и вытягивающиеся пустоты (б) [10]

Таким образом, считается, что росту трещины в этих МКМ препятствуют несколько механизмов экранирования вершины трещины, а именно – перекрытие трещины из-за неровности поверхности и ее отклонение из-за ограниченного вытягивания нитевидных кристаллов SiC.

В работе [11] приведены исследования по развитию СРТУ и показано, что для МКМ с размером частиц карбида кремния 4,5 мкм она наименьшая по сравнению с СРТУ для исходного алюминиевого сплава системы Al–7Si–Mg, а также для МКМ на основе данного алюминиевого сплава с частицами SiC размером 20 мкм (рис. 4). При этом размах коэффициента ΔK_{th} для МКМ с размером частиц 4,5 мкм равен $3,878 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, что больше на ~10 %, чем для МКМ с частицами SiC размером 20 мкм и алюминиевого сплава системы Al–7Si–Mg. Сравнивая кинетические диаграммы усталостного разрушения для МКМ, содержащего частицы SiC размером 4,5 мкм, с аналогичными диаграммами для МКМ с размером частиц карбида кремния 20 мкм (рис. 4), можно констатировать, что увеличение размера частиц по-разному влияет на СРТУ при низких и высоких значениях размаха коэффициента ΔK . Для низких околопороговых значений ΔK ($\Delta K = \Delta K_{th}$) низкая скорость связана с действием механизма закрытия трещины, обусловленного высокой шероховатостью поверхности, образованной трещиной. Для высоких значений размаха коэффициента ΔK характерно более высокое значение СРТУ, что обусловлено хрупким разрушением упрочняющих частиц [11].

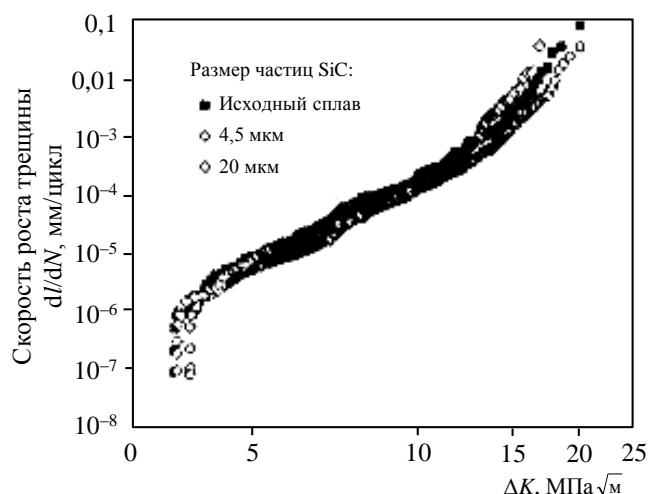


Рис. 4. Зависимость скорости роста трещины усталости от размаха коэффициента интенсивности напряжений в сплаве системы Al–7Si–Mg, армированного частицами SiC размером 4,5 и 20 мкм [11]

Например, видно, что в сплаве системы Al–7Si–Mg траектория усталостных трещин отклоняется от изначальной при взаимодействии с частицами SiC размером 4,5 мкм, для которых также характерно их микрорастрескивание от взаимодействия с трещиной, – наблюдается большое количество микротрещин внутри частиц SiC (рис. 5, а). При этом микротрещины в частицах SiC остаются открытыми после прохождения трещины усталости и снятия локальной нагрузки от внешней силы.

В работе [12] наблюдают дискретный рост усталостной трещины для материалов с алюминиевой матрицей, которая упрочнена градиентно распределенной по объему упрочняющей фазой SiC (рис. 6). Когда усталостная трещина распространяется от

одного слоя к другому, наблюдается уменьшение наклона кривой. Это означает, что в переходной области между двумя слоями происходит замедление роста усталостной трещины. Видно, что рост усталостной трещины происходит от одного слоя к другому и распространяется от слоя с меньшим объемным содержанием частиц SiC к слою с большим объемным содержанием частиц SiC в МКМ. Таким образом, в работе [12] сделан вывод, что причиной такого направленного роста усталостной трещины является слой с большим количеством частиц SiC, который имеет более высокое сопротивление росту усталостной трещины.

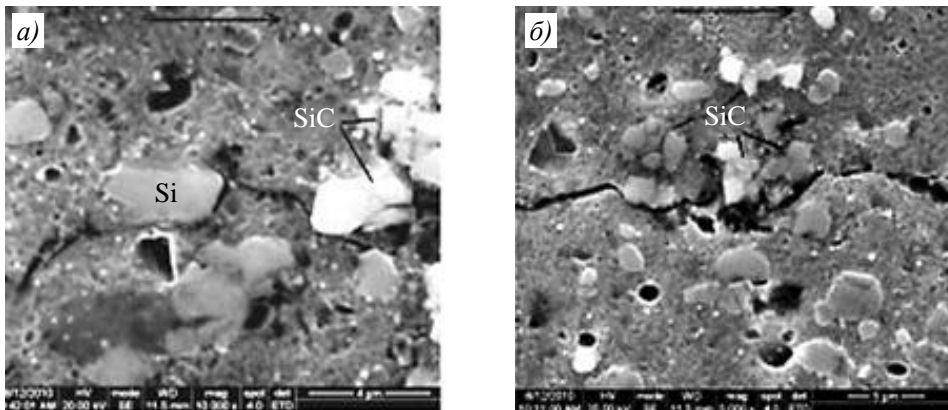


Рис. 5. Развитие усталостной трещины на полированной поверхности металлического композиционного материала с размером частиц карбида кремния 4,5 мкм, испытанного при $R = 0,1$ для околорогового $\Delta K = \Delta K_{th} = 3,878 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (а) и $\Delta K = 7,0 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (б) (стрелка указывает направление роста усталостной трещины) [11]

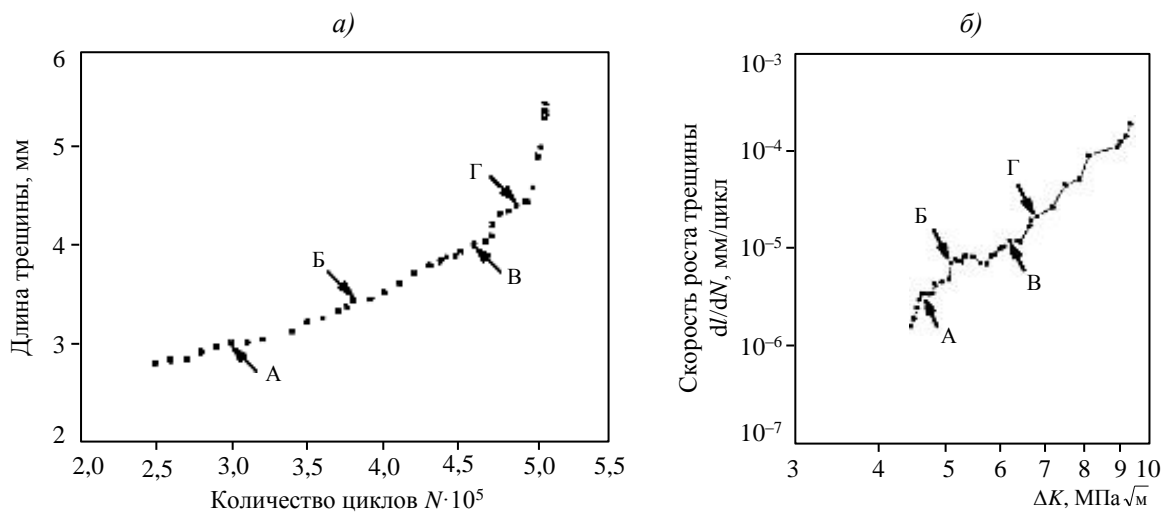


Рис. 6. Зависимости длины усталостной трещины от количества циклов (а) и скорости роста трещины усталости от размаха коэффициента интенсивности напряжений (б) для металлического композиционного материала системы Al–SiC с содержанием SiC, % (объемн.): 5–10 (А); 10–15 (Б); 15–20 (В) и 20–25 (Г) [12]

Наблюдаемые в переходных зонах между двумя слоями (от 20 до 25 % (объемн.) SiC) в МКМ системы Al–SiC (рис. 7) изгиб и ветвление усталостной трещины приводят к локальному снижению коэффициента интенсивности напряжений. После ветвления трещина распространяется по одной из разветвленных трещин с отклонением от своего

первоначального направления (распространения). Наблюдая разрушение таких градиентных материалов, можно указать на два вида возможных отклонений трещины от первоначальной траектории: изгиб трещины в переходной зоне между двумя слоями, а также периодический изгиб трещины между частицами SiC.

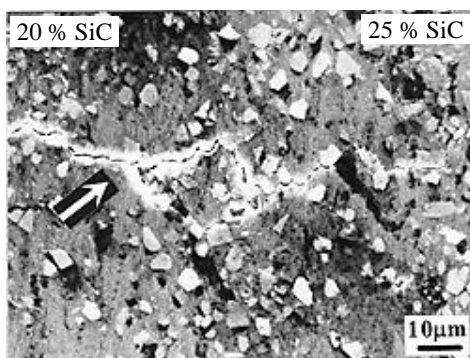


Рис. 7. Траектория усталостной трещины в металлическом композиционном материале системы Al–SiC с отклонением и разветвлением трещины (показано стрелкой) в переходной области содержания от 20 до 25 % (объемн.) SiC [12]

В работе [13] представлены исследования роста усталостной трещины для алюминиевого сплава марки 2124 и МКМ на его основе, наполненного 10 % (объемн.) SiC. Результаты исследований показали, что в алюминиевом сплаве, армированном частицами SiC, значение СРТУ при $\Delta K = 7 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ составило $7,5 \cdot 10^{-6}$ мм/цикл, в неармированном: $1,5 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл. Выделены основные механизмы разрушения, которые повышают устойчивость такого материала к развитию трещины:

- отклонение траектории трещины при взаимодействии с упрочняющей фазой;
- перекрытие трещины армирующей частицей, приводящее к ее временному торможению;
- неполное закрытие устья трещины при разгрузке в цикле усталостных испытаний.

На рис. 8 и 9 представлены изгибы трещин в МКМ.

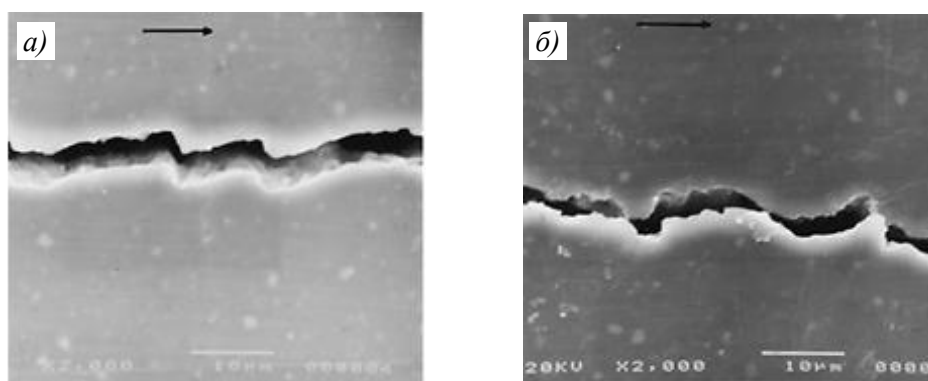


Рис. 8. Траектории усталостных трещин ($\Delta K = 7 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) в сплаве марки 2124 (а) и металлическом композиционном материале системы 2124 + 10 % (объемн.) SiC (б) (верхние стрелки указывают направление распространения усталостной трещины) [13]

На рис. 9 видно, что вторичные или разветвленные трещины образуются в МКМ под углом к основной трещине. С использованием аналитической модели Суреша (Suresh) определен уровень снижения локального коэффициента интенсивности напряжений при отклонении траектории трещины.

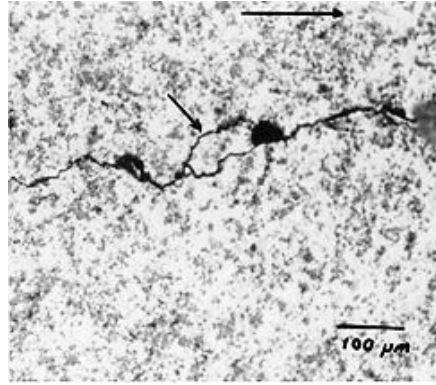


Рис. 9. Микроструктура трещины в металлическом композиционном материале системы 2124–10 % (объемн.) SiC. Стрелка показывает извилистую траекторию и разветвление трещины (верхняя стрелка указывает направление распространения трещины) [13]

В работе [14] представлены результаты исследований СРТУ в образцах из алюминиевого сплава марки 2024 и МКМ на его основе, армированного частицами SiC трех различных размеров: 5, 20 и 60 мкм. На рис. 10 видно, что МКМ с прочностью 130 МПа и размером частиц 5, 20 и 60 мкм показали более низкую СРТУ при более низких значениях максимального коэффициента интенсивности напряжений (K_{\max}), чем у неармированного алюминиевого сплава марки 2024. Однако при повышении значений K_{\max} разница в скоростях не столь очевидна (рис. 10). Тем не менее представленные данные по МКМ с размером частиц 60 мкм свидетельствуют о наихудшем сопротивлении росту трещины усталости. Такая низкая устойчивость объясняется высокой вероятностью зарождения трещины усталости на границе матрицы и упрочняющей частицы, а также более высокой вероятностью отслоения частицы от матрицы (нарушения связи) из-за наименьших расстояний между частицами и их формой. Первое условие из указанных может приводить к появлению дополнительных трещин в зоне основной магистральной трещины, последующее слияние с которой приводит к значительному увеличению СРТУ.

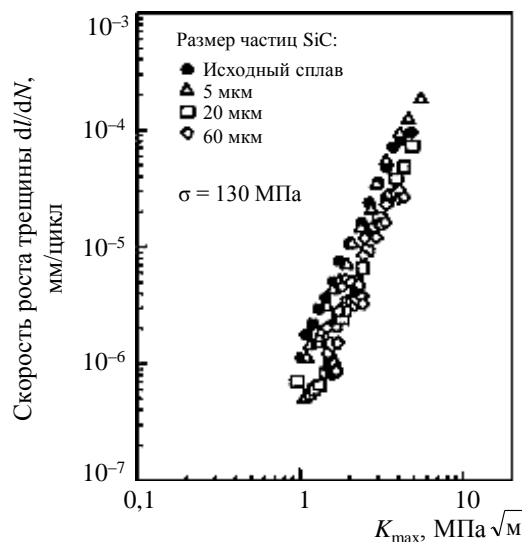


Рис. 10. Зависимость между скоростью роста трещины усталости и максимальным коэффициентом интенсивности напряжений в алюминиевом сплаве марки 2024 и металлическом композиционном материале системы Al–SiC на его основе, армированном частицами SiC различной фракции [14]

В МКМ с размером частиц карбида кремния 5 мкм (рис. 11, *а*), за счет малых размеров частиц и расстояния между ними, трещины растут по плавной траектории, а при размере частиц 20 и 60 мкм (рис. 11, *б*, *в*) мелкие трещины появляются по границе раздела между частицами и матрицей. Траектории трещин в последнем случае гораздо более извилистые по сравнению с МКМ с размером частиц карбида кремния 5 мкм из-за большого расстояния между частицами. Для всех вариантов наблюдается значительное снижение СРТУ, когда вершина трещины приближается к упрочняющей частице, как показано на рис. 12.

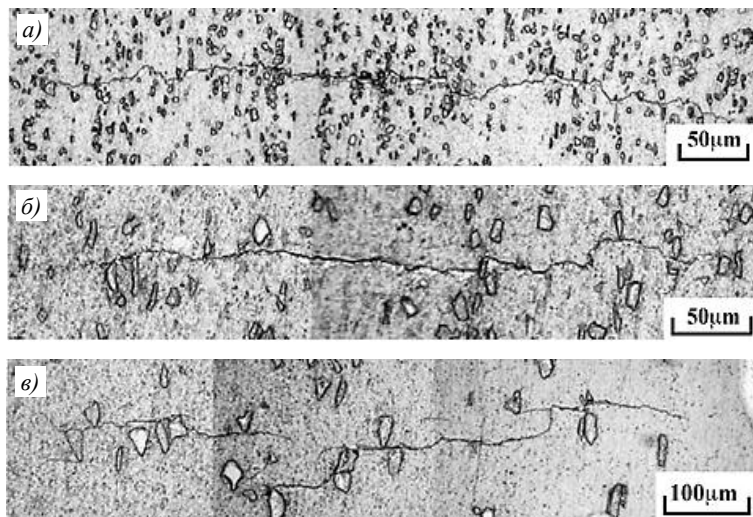


Рис. 11. Траектории роста трещин на поверхности металлического композиционного материала системы Al–SiC с размером частиц карбида кремния 5 (*а*), 20 (*б*) и 60 мкм (*в*) [14]

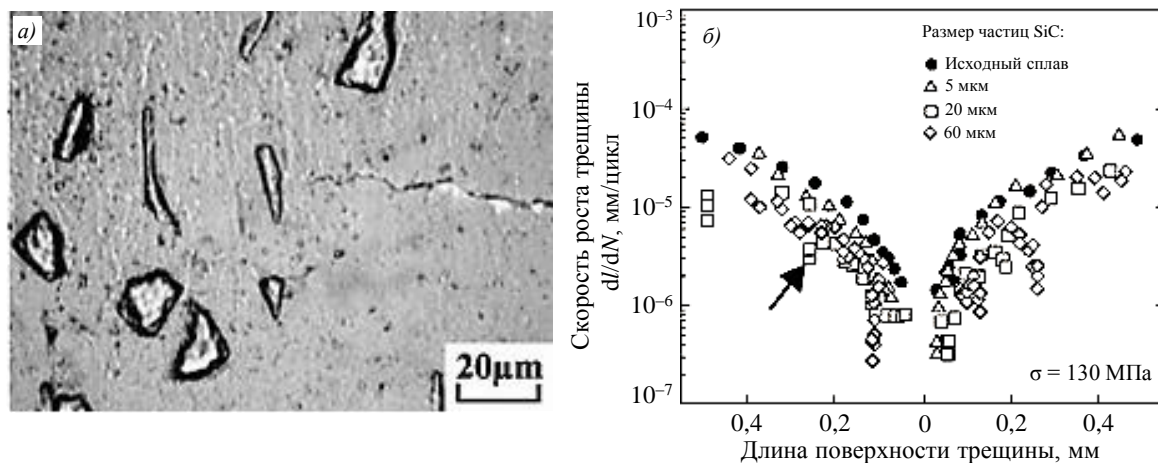


Рис. 12. Оценка скорости роста трещины усталости на поверхности металлического композиционного материала при приближении трещины к упрочняющей частице ($\sigma = 130$ МПа). Структура с трещиной (*а*) соответствует стрелке на диаграмме (*б*) [14]

В работе [15] обращено внимание на влияние объемной доли частиц SiC в МКМ системы Al–SiC, содержащего 6 % (объемн.) частиц SiC. Усталостная трещина в этом случае распространяется преимущественно в матрице. Небольшое значение объемной доли частиц незначительно влияет на размер пластической зоны в вершине трещины, но сильно – на значение предела текучести. Однако с увеличением объемной доли частиц SiC возрастает вероятность встречи усталостной трещины с частицами SiC, при

которой значение СРТУ уменьшается. С увеличением объемной доли частиц SiC с 6 до 15 % (объемн.) скорость распространения усталостной трещины в МКМ снижается. Распространение усталостной трещины по частице или вдоль границы раздела зависит от уровня напряжений в вершине трещины и прочности матрицы.

Влияние частиц SiC на СРТУ можно объяснить ростом трещины по криволинейной траектории, которая вызывает торможение трещины от неполного ее закрытия при разгрузке в цикле, обусловленного повышенной шероховатостью поверхности образованной трещины.

В работе [16] проведено моделирование роста усталостных трещин в МКМ на основе сплава 2024 с содержанием частиц карбида кремния 17 % (объемн.). Использована двухмерная микромеханическая модель композита в двух вариантах, когда траектория трещины перекрыта одной частицей или проходит между двумя частицами. Нагружение композита реализовано в условиях плоской деформации, когда вдоль заранее заданного пути роста трещины прикладывали заданный градиент напряжений, соответствующий заданному значению коэффициента интенсивности напряжений, и определяли микронапряжения в каждом структурном элементе в двух вариантах.

Для варианта, когда армирующая частица находится на заданной траектории трещины, значение действующих в матрице напряжений уменьшается с уменьшением расстояния до армирующей частицы. Однако увеличение длины трещины приводит к уменьшению скорости роста распространяющейся трещины до тех пор, пока она окончательно не остановится. Для другого варианта (когда между двумя армирующими частицами существует заданный путь распространения усталостной трещины) напряжения в матрице увеличиваются, когда трещина распространяется между армирующими частицами, и резко уменьшаются до номинальных значений, когда вершина трещины не находится непосредственно между этими армирующими частицами [16].

Заключения

Проведенный анализ научно-технической литературы показал особенности и закономерности распространения трещины в условиях действия циклических нагрузок в композиционных материалах на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC.

Показаны также закономерности распространения трещин в композиционных материалах, связанные с влиянием таких факторов, как размер частиц и объемная доля SiC, которые требуют особого внимания при их изучении.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Маркетинг материаловедения, авиастроения и промышленности: настоящее и будущее // Директор по маркетингу и сбыту. 2017. № 5–6. С. 40–44.
2. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.
3. Каблов Е.Н. Ключевая проблема – материалы // Тенденции и ориентиры инновационного развития России. М.: ВИАМ, 2015. С. 458–464.
4. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 5. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.

6. Косолапов Д.В., Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Няфкин А.Н., Гололобов А.В. Исследование структуры и свойств дисперсноупрочненного МКМ на основе алюминиевого сплава системы Al–Mg–Si // Труды ВИАМ. 2020. № 1 (85). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67.
7. Шавнев А.А., Курбаткина Е.И., Няфкин А.Н., Косолапов Д.В. Технологии изготовления дисперсноупрочненного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава (обзор) // Материаловедение. 2022. № 4. С. 42–48. DOI: 10.31044/1684-579X-2022-0-4-42-48.
8. Певчев Д.И., Горбовец М.А., Рыжков П.В., Курбаткина Е.И. Исследование характеристик прочности дисперсноупрочненного металлического композиционного материала марки ВКМ22 // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38.
9. Milan M.T., Bowen P. Fatigue crack growth resistance of SiCp reinforced Al alloys: effects of particle size, particle volume fraction, and matrix strength // Journal of Materials Engineering and Performance. 2004. Vol. 13. P. 612–618. DOI: 10.1361/10599490420638.
10. Mason J.J., Ritchie R.O. Fatigue crack growth resistance in SiC particulate and whisker reinforced P/M 2124 aluminum matrix composites // Materials Science and Engineering A. 1997. Vol. 231. P. 170–182. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00086-5.
11. Lia W., Liang H., Chen J. et al. Effect of SiC particles on fatigue crack growth behavior of SiC particulate-reinforced Al–Si alloy composites produced by spray forming // Procedia Materials Science. 2014. Vol. 3. P. 1694–1699. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.273.
12. Xu F.M., Zhu S.J., Zhao J.L. et al. Fatigue crack growth in SiC particulates reinforced Al matrix graded composite // Materials Science and Engineering A. 2003. Vol. 360. P. 191–196. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00397-6.
13. Uzun H., Lindley T.C., McShane H.B., Rawlings R.D. Fatigue crack growth behavior of 2124/SiC/10p functionally graded materials // Metallurgical and Materials Transactions A. 2001. Vol. 32A. P. 1831–1839. DOI: 10.1007/s11661-001-0159-x.
14. Chena Z.Z., Tokaji K. Effects of particle size on fatigue crack initiation and small crack growth in SiC particulate-reinforced aluminium alloy composites // Materials Letters. 2004. Vol. 58. P. 2314–2321. DOI: 10.1016/j.matlet.2004.02.034.
15. Li K., Jin X.D., Yan B.D., Li P.X. Effect of SiC particles on fatigue crack propagation in SiC/Al composites // Composites. 1992. Vol. 23. No. 1. P. 54–58. DOI: 10.1016/0010-4361(92)90286-4.
16. Bruzzi M.S., McHugh P.E. Micromechanical investigation of the fatigue crack growth behaviour of Al–SiC MMCs // International Journal of Fatigue. 2004. Vol. 26. P. 795–804. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2004.01.007.
17. Няфкин А.Н., Лощинин Ю.В., Курбаткина Е.И., Косолапов Д.В. Исследование влияния фракционного состава карбида кремния на теплопроводность композиционного материала на основе алюминиевого сплава // Труды ВИАМ. 2019. № 11 (83). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 20.12.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-53-59.
18. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.
19. Andrew O.N., Joel O.O., Murray A.O., Eruke U.J. Effect of Compaction on Thermal Conductivity of Aluminium Powder // International Journal of Emerging Engineering Research and Technology. 2018. Vol. 6. Is. 2. P. 1–5.
20. Verma R.K., Mahesh N.S., Anwar M.I. Numerical Analysis of Powder Compaction to Obtain High Relative Density in ‘601AB’ Aluminum Powder // SasTech Journal. 2012. Vol. 11. Is. 1. P. 79–84.
21. Sevostianov I., Kachanov M. Nanoparticle reinforced materials: Effect of interphase layers on the overall properties // International Journal of Solids and Structures. 2007. Vol. 44. Is. 3–4. P. 1304–1315. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2006.06.020.

References

1. Kablov E.N. Marketing of materials science, aircraft engineering and industry: present and future. *Direktor po marketingu i sbytu*, 2017, no. 5–6, pp. 40–44.
2. Kablov E.N. Composites: today and tomorrow. *Metally Evrazii*, 2015, no. 1, pp. 36–39.
3. Kablov E.N. The key problem is materials. *Trends and guidelines for innovative development of Russia*. Moscow: VIAM, 2015, pp. 458–464.
4. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Antipov V.V. Prospects for development of aluminium, magnesium and titanium alloys for aerospace engineering. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2017, no. S, pp. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
6. Kosolapov D.V., Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Nyafkin A.N., Gololobov A.V. Study on structure and properties of dispersion hardened mmc based on aluminium alloy of Al–Mg–Si system. *Trudy VIAM*, 2020, no. 1 (85), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 12, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-58-67.
7. Shavnev A.A., Kurbatkina E.I., Nyafkin A.N., Kosolapov D.V. Technologies for manufacturing dispersion-strengthened metal composite material based on aluminum alloy (review). *Materialovedenie*, 2022, no. 4, pp. 42–48. DOI: 10.31044/1684-579X-2022-0-4-42-48.
8. Певчев Д.И., Горбовец М.А., Рыжков П.В., Курбаткина Е.И. Исследование характеристик прочности дисперсноупрочненного металлического композиционного материала марки ВКМ22. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 12, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38.
9. Milan M.T., Bowen P. Fatigue crack growth resistance of SiCp reinforced Al alloys: effects of particle size, particle volume fraction, and matrix strength. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2004, vol. 13, pp. 612–618. DOI: 10.1361/10599490420638.
10. Mason J.J., Ritchie R.O. Fatigue crack growth resistance in SiC particulate and whisker reinforced P/M 2124 aluminum matrix composites. *Materials Science and Engineering A*, 1997, vol. 231, pp. 170–182. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00086-5.
11. Lia W., Liang H., Chen J. et al. Effect of SiC particles on fatigue crack growth behavior of SiC particulate-reinforced Al–Si alloy composites produced by spray forming. *Procedia Materials Science*, 2014, vol. 3, pp. 1694–1699. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.273.
12. Xu F.M., Zhu S.J., Zhao J.L. et al. Fatigue crack growth in SiC particulates reinforced Al matrix graded composite. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 360, pp. 191–196. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00397-6.
13. Uzun H., Lindley T.C., McShane H.B., Rawlings R.D. Fatigue crack growth behavior of 2124/SiC/10p functionally graded materials. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, vol. 32A, pp. 1831–1839. DOI: 10.1007/s11661-001-0159-x.
14. Chena Z.Z., Tokaji K. Effects of particle size on fatigue crack initiation and small crack growth in SiC particulate-reinforced aluminium alloy composites. *Materials Letters*, 2004, vol. 58, pp. 2314–2321. DOI: 10.1016/j.matlet.2004.02.034.
15. Li K., Jin X.D., Yan B.D., Li P.X. Effect of SiC particles on fatigue crack propagation in SiC/Al composites. *Composites*, 1992, vol. 23, no. 1, pp. 54–58. DOI: 10.1016/0010-4361(92)90286-4.
16. Bruzzi M.S., McHugh P.E. Micromechanical investigation of the fatigue crack growth behaviour of Al–SiC MMCs. *International Journal of Fatigue*, 2004, vol. 26, pp. 795–804. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2004.01.007.
17. Nyafkin A.N., Loshinin U.V., Kurbatkina E.I., Kosolapov D.V. Investigation of influence of silicon carbide fractional composition on thermal conductivity of composite material based on aluminium alloy. *Trudy VIAM*, 2019, no. 11 (83), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: December 20, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-11-53-59.
18. Erasov V.S., Oreshko E.I. Fatigue tests of metal materials (review). Part 1. Main definitions, loading parameters, representation of results of tests. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 4 (61), pp. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.

19. Andrew O.N., Joel O.O., Murray A.O., Eruke U.J. Effect of Compaction on Thermal Conductivity of Aluminium Powder. *International Journal of Emerging Engineering Research and Technology*, 2018, vol. 6, is. 2, pp. 1–5.
20. Verma R.K., Mahesh N.S., Anwar M.I. Numerical Analysis of Powder Compaction to Obtain High Relative Density in '601AB' Aluminum Powder. *SasTech Journal*, 2012, vol. 11, is. 1, pp. 79–84.
21. Sevostianov I., Kachanov M. Nanoparticle reinforced materials: Effect of interphase layers on the overall properties. *International Journal of Solids and Structures*, 2007, vol. 44, is. 3–4, pp. 1304–1315. DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2006.06.020.

Информация об авторах

Няфкин Андрей Николаевич, начальник участка, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Жабин Александр Николаевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Автаев Виталий Васильевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Andrey N. Nyafkin, Head of production area, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander N. Zhabin, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Vitaliy V. Avtaev, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 12.05.2023; получена после доработки 13.11.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 19.01.2024.
The article was submitted 12.05.2023; received in revised form 13.11.2023; approved and accepted for publication after reviewing 19.01.2024.