

УДК 669.018.95

В.М. Серпова¹, Д.В. Сидоров¹, А.А. Шавнев¹, Е.И. Курбаткина¹, Е.И. Краснов¹

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИН В ВОЛОКНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ Ti–SiC ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ (обзор)

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-9-52-60

Представлен научно-технический литературный обзор особенностей распространения трещин в волокнистых металлических композиционных материалах (МКМ) системы Ti–SiC в условиях действия циклических нагрузок. Приведены механизмы, обеспечивающие сопротивление развитию трещины, и факторы, влияющие на процесс роста трещин в волокнистых МКМ системы Ti–SiC. Рассмотрено влияние температуры, частоты и среды на скорость распространения трещины в волокнистых МКМ системы Ti–SiC при действии циклических нагрузок. В заключении обзора сделаны выводы и показано, что распространение усталостной трещины и сопротивление ее росту в МКМ системы Ti–SiC связаны со структурными особенностями материала.

Ключевые слова: металлический композиционный материал, карбид кремния, волокна, металлические композиционные материалы на основе титановых сплавов, усталость.

V.M. Serpova¹, D.V. Sidorov¹, A.A. Shavnev¹, E.I. Kurbatkina¹, E.I. Krasnov¹

CRACK PROPAGATION IN METAL MATRIX COMPOSITES SYSTEM Ti–SiC UNDER CYCLIC LOADS (review)

The article presents a literature review of the features of crack development in fibrous metal composite materials (MCMs) system Ti–SiC under cyclic loads. The mechanisms that provide resistance to crack development and factors affecting the process of crack growth in fibrous MCMs system Ti–SiC are presented. The influence of temperature, frequency, and medium on the development velocity of a crack in fibrous MCMs system Ti–SiC under the action of cyclic loads is considered. In conclusion, of the review, conclusions are drawn and it is shown that the development of a fatigue crack and its resistance to growth in MCMs system Ti–SiC are associated with the structural features of the material.

Keywords: metal matrix composite, silicon carbide, fiber, titanium matrix composites, fatigue.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Развитие современной авиационной техники связано с разработкой и внедрением новых конструкционных материалов в связи с повышенными эксплуатационными требованиями. Перспективными в этом направлении являются металлические композиционные материалы (МКМ), армированные неорганическими волокнами системы Ti–SiC [1–3]. Однонаправленные МКМ на основе титановых сплавов, армированные волокнами карбида кремния, обладают высокими прочностью и модулем упругости, легкостью, повышенной сопротивляемостью распространению трещин при статических и циклических нагрузках, высоким сопротивлением ползучести. Разработка высоко-

прочных высокомодульных волокон, обладающих низкой плотностью, и создание композиционных материалов на их основе позволило изменить многие конструкции в авиастроительной отрасли [4–6].

За рубежом волокнистый МКМ системы Ti–SiC разрабатывается и применяется в качестве конструкционного материала в двигателях военных и гражданских самолетов, а также космических системах. Наиболее распространенными титановыми сплавами для МКМ системы Ti–SiC являются сплавы марок Ti-64, Ti-15-3, IMI 834 и TИMETAL-21S. Для армирования выбирают волокна карбида кремния, как правило, одного из двух типов: волокна на углеродном керне диаметром 140 мкм марки SCS и волокна на вольфрамовом керне диаметром 100 мкм фирмы Tisics [7–11].

Одним из важных критериев, предъявляемых к деталям авиационной техники, являются высокие эксплуатационные характеристики и длительный ресурс работоспособности.

В связи с этим представляют интерес исследования по распространению трещин в волокнистых МКМ системы Ti–SiC при циклических нагрузках.

Механизмы, обеспечивающие сопротивление развитию трещины, и факторы, влияющие на процесс ее роста в волокнистых МКМ

На основе представленных в зарубежной научно-технической литературе исследований скорость роста трещины в МКМ системы Ti–SiC меньше, чем в неармированном матричном сплаве. Это связано с основными механизмами, способствующими рассеянию энергии движущейся трещины, что приводит к сопротивлению развитию трещины в МКМ. Как правило, эти механизмы действуют последовательно. По первому механизму, за счет которого происходит рассеивание энергии движущейся трещины, под действием растягивающих напряжений на берегах трещины возникают сдвиговые напряжения между волокном и матричным сплавом, что приводит к разрыву связи на границе раздела «волокно–матрица». Вторым механизмом связан с вытягиванием волокон из матричного сплава – так образуются волокна, соединяющие берега трещины. В этом случае энергия движущейся трещины затрачивается на преодоление сил трения по поверхности раздела «волокно–матрица». Благодаря этому эффекту трения скольжения происходит ограничение раскрытия трещины и уменьшение напряжения на ее вершине [10–16].

Поскольку волокна карбида кремния являются высокопрочными, но хрупкими, то инициирование их разрушения происходит в местах концентраторов напряжений – в так называемых внутренних дефектах. Внутренние дефекты чаще всего располагаются на некотором удалении от берегов трещины, благодаря чему происходит образование волокон, соединяющих берега трещины при разрушении большинства волокон. Рассеивание энергии трещины за счет такого механизма обеспечивается только при оптимальной прочности связи на границе раздела «волокно–матрица».

На прочность связи на границе раздела «волокно–матрица» оказывают влияние технология формирования МКМ и степень совершенства структуры волокон.

Если прочность на границе раздела высока, то трещина распространяется магистрально, вытягивания волокон не происходит. При этом характер разрушения будет схож с разрушением матричного сплава. Инициирование разрушения в матричном сплаве происходит в случае, если деформация до разрушения его меньше деформации до разрушения волокон при прочной связи на границе раздела «волокно–матрица». Далее вследствие продольного растяжения волокна вытягиваются и деформация достигает предельной величины, которая соответствует разрыву первого волокна в следе трещины (рис. 1, а). Инициирование разрушения может происходить и по волокну – при условии достаточного количества в нем дефектов, а также при условии, если

деформация до разрушения матрицы больше деформации до разрушения волокон. В таком случае образуются локальные множественные разрушения поперек волокон, которые вследствие сдвига матричного сплава будут соединяться в трещину (рис. 1, б) [13, 16].

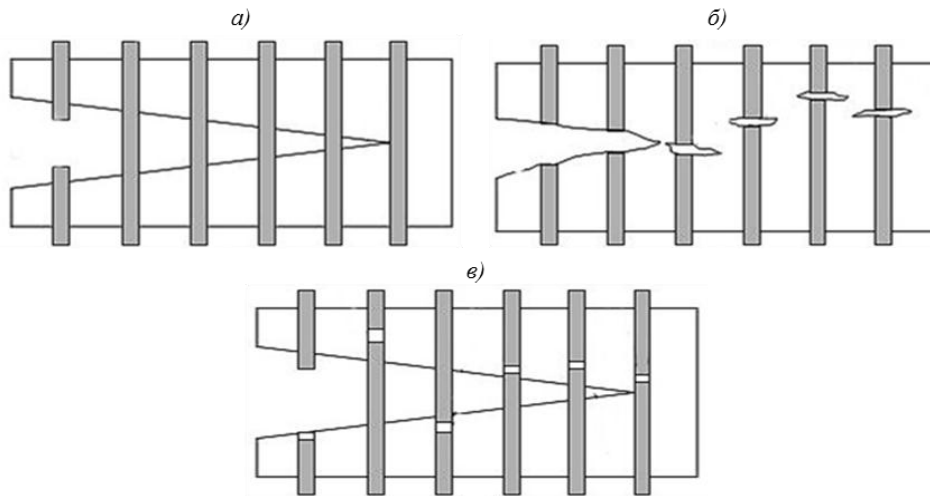


Рис. 1. Схематическое изображение разрушения волокнистых композитов [13]

Если прочность связи мала, то затраты энергии на преодоление сил трения скольжения будут малы. При этом, если волокна содержат дефекты и деформация до разрушения волокон меньше деформации до разрушения матричного сплава, то волокна легко вытягиваются из матрицы, а разрушение, как правило, происходит по локальным дефектам. Такой вид разрушений представлен на рис. 1, в [13, 17].

Особенности распространения трещины в волокнистых металлических композиционных материалах системы Ti–SiC при циклических нагрузках

Распространение усталостной трещины в волокнистых МКМ системы Ti–SiC отличается от этого процесса в традиционных сплавах. Прежде всего, это связано со структурными особенностями волокнистых МКМ и, как следствие, происходящих механизмов, обеспечивающих сопротивление роста усталостной трещины.

Так, в работе [18] проведены исследования роста усталостной трещины МКМ на основе титанового сплава марки ТИМЕТАЛ-21S, армированного волокнами карбида кремния марки SM1240, объемное содержание которых составляет 35% (объемн.). Испытания проводились на плоских образцах с отверстием при частотах испытания 10; 0,1 и 0,02 Гц, коэффициенте асимметрии $R=0,1$, при комнатной и повышенных температурах. Образцы изготавливали из пластины однонаправленного МКМ, полученного твердофазным методом «фольга–волокно–фольга» с последующим горячим прессованием. Для того чтобы способствовать возникновению трещин, надрезы были сделаны на противоположных горизонтальных краях центрального отверстия. Рост трещины контролировали электропотенциальным методом. Для исследования механизмов распространения трещины некоторые образцы не доводили до финального разрушения.

Отмечается, что разрушение происходит в основном вдоль одной доминирующей трещины, направленной как перпендикулярно направлению волокон, так и параллельно направлению приложенной нагрузки. На рис. 2 представлено типичное распространение трещины при циклических нагрузках в МКМ системы Ti–SiC [18].

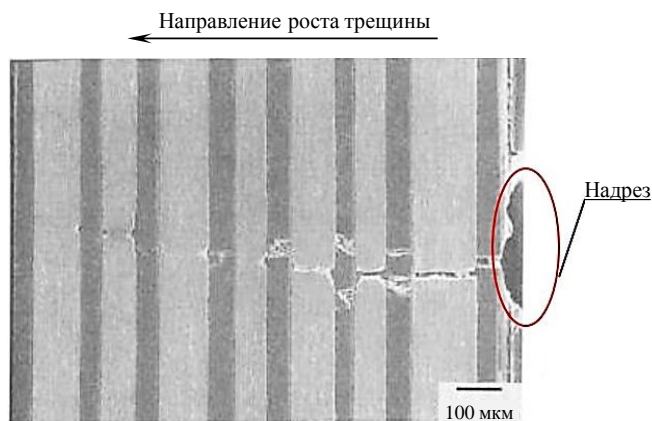


Рис. 2. Распространение трещины в образце металлического композиционного материала на основе титанового сплава TIMETAL-21S, армированного волокнами карбида кремния марки SM1240 [18]

Рост усталостной трещины имеет две характерные последовательные стадии. Первая стадия связана с увеличением длины трещины и уменьшением скорости ее роста. При комнатной температуре испытания и частоте 10 Гц минимальная скорость распространения трещины находится на уровне $5,6 \cdot 10^{-6}$ мм/цикл, а при температуре испытания 500 °С – на уровне $2,4 \cdot 10^{-7}$ мм/цикл. Завершение этой стадии характеризуется минимальной скоростью роста трещины. Замедление скорости роста трещины происходит из-за вытягивания волокон и появления волокон, соединяющих берега трещины. Вторая стадия характеризуется единичным или повторяющимся событием – ускорением роста трещины, а затем ее замедлением. На рис. 3 представлена зависимость начального коэффициента интенсивности напряжений от скорости распространения трещины, отражающая эти этапы распространения трещины. Такого механизма распространения трещины придерживаются авторы в работах [11, 18–22] по исследованию МКМ системы Ti–SiC на основе титановых сплавов Ti–6Al–4V и Ti–15–3, армированных волокнами карбида кремния.

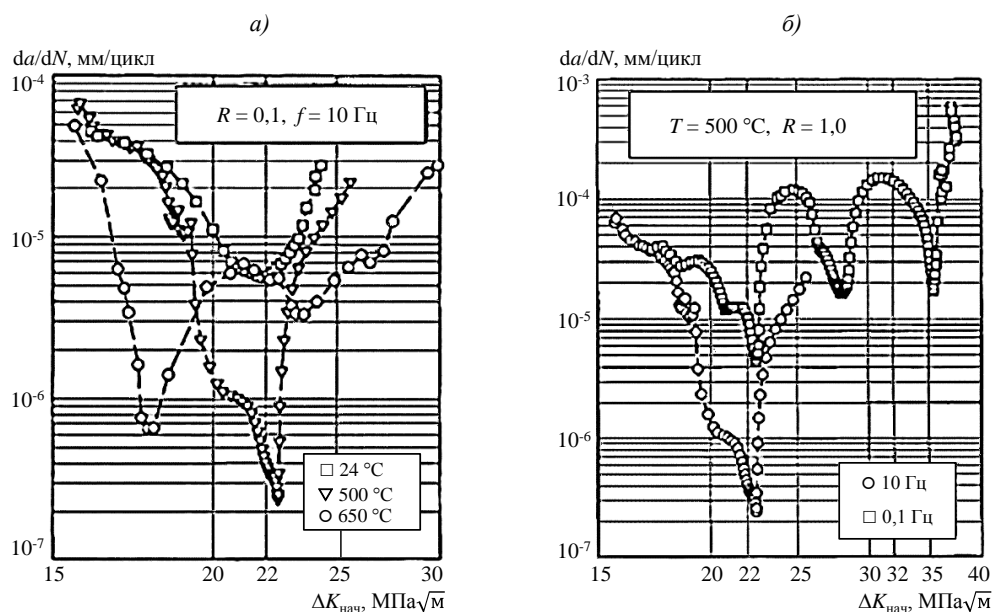


Рис. 3. Зависимость начального коэффициента интенсивности напряжений от скорости распространения трещины [18]

Две стадии разрушения видны на характерном изломе МКМ системы Ti–SiC после воздействия циклических нагрузок при температуре 650 °С (рис. 4, а). Первая зона, соответствующая первой стадии разрушения, характеризуется повреждением керна волокна, которое возникает в результате усталости и длительного термического воздействия. Вытянувшиеся в этой зоне волокна относительно короткие. Во второй зоне не наблюдается повреждения керна волокна, а вытянувшиеся волокна длиннее. Длина вытянувшихся волокон, которые перекрывают берега трещины, увеличивается с температурой испытания и обратно пропорциональна частоте нагружения при одинаковом диапазоне приложенных нагрузок и коэффициенте асимметрии. Чем выше скорость роста трещины, тем больше размер фасетки. Кроме того, разрушение волокон происходит и параллельно приложенной нагрузке (рис. 4, б). Типичная поверхность разрушения показана на рис. 4, в [18].

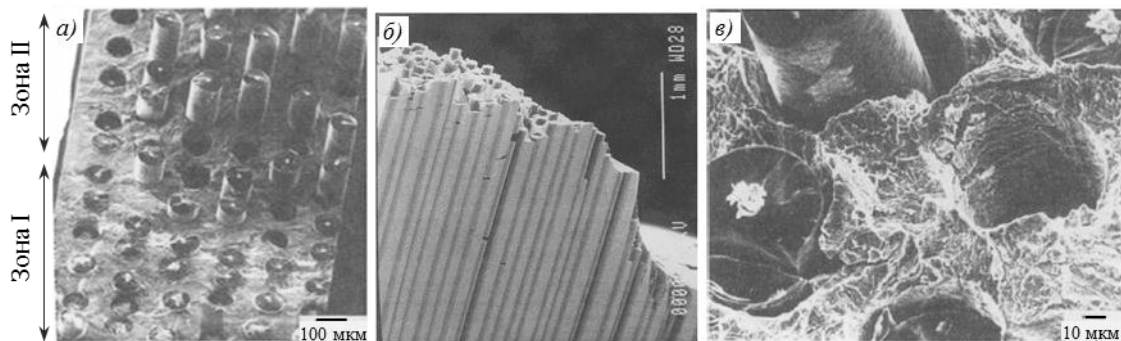


Рис. 4. Излом металлического композиционного материала системы Ti–SiC после воздействия циклических нагрузок при температуре 650 °С [18]

Уменьшение частоты нагружения при повышенных температурах испытания приводит к уменьшению скорости роста трещины. При этом наблюдается схлопывание берегов трещины у ее вершины, так же как описано в работе [18]. В результате приложения нагрузки происходит перераспределение напряжений от матрицы к волокну. Хрупкость волокон и неспособность деформироваться как матричный сплав приводят к увеличению напряжения на волокнах, которые соединяют берега трещины, и сжимающему напряжению в матрице, которое способствует схлопыванию берегов трещины около ее вершины [18, 20, 21, 23].

Результаты исследований показывают, что скорость роста трещины для одного и того же диапазона интенсивности приложенного напряжения уменьшается с ростом температуры. Это явление обусловлено появлением волокон, соединяющих берега трещины. С точки зрения механизма распространения трещины, при повышении температуры уменьшается энергия движущейся трещины из-за ускорения распространения межфазных границ «волокно–матрица» [18, 20, 23, 24].

Таким образом, в МКМ торможению усталостных трещин способствуют неразрушенные волокна (так называемые «мостики связи»), соединяющие берега трещины. Такие волокна противостоят силам раскрытия трещины и уменьшают значение диапазона интенсивности напряжений в вершине трещины, а также снижают скорость роста усталостной трещины при увеличении ее длины [18, 19, 21–24]. При этом скорость распространения трещины находится на уровне $<10^{-8}$ мм/цикл [19, 25].

В случае если мостики связи разрушаются, скорость распространения трещины увеличивается, что и приводит к мгновенному катастрофическому разрушению образца. В связи с важностью такого эффекта для эксплуатации ответственных деталей

в авиастроении, в зарубежных исследовательских центрах большое внимание уделяется экспериментальному определению и расчету коэффициентов интенсивности напряжений для разных схем приложения напряжений [18–23, 26].

В процессе эксплуатации на МКМ действуют также сдвиговые напряжения. Так, в работах [19, 20, 27] определены коэффициенты интенсивности напряжений, при которых распространение трещины останавливается и происходит мгновенное разрушение образца. Исследование МКМ на основе титанового сплава Ti–6Al–4V, армированного волокнами карбида кремния с объемной долей волокон 35% (объемн.), проводилось при испытаниях на трехточечный изгиб. На образцах для испытаний был сделан надрез глубиной 0,4 мм. Испытания проводились при коэффициентах напряжения 0,1; 0,5 и 0,7 и частоте 4 Гц. Авторами установлено, что в начальный момент приложения нагрузки скорость распространения трещины увеличивается с увеличением длины трещины. Это происходит из-за того, что усталостная трещина должна достигнуть определенной длины, при которой наблюдается перекрытие трещины соединительным волокном, после чего скорость распространения трещины стабилизируется и начинает уменьшаться.

Повышение температуры испытания уменьшает коэффициент интенсивности напряжений, при котором происходит переход между прекращением распространения трещины и мгновенным разрушением, а также увеличивает вероятность разветвления трещины. Разветвление трещины связывают прежде всего с геометрическими размерами образца [18, 27].

Показано, что при комнатной температуре при начальных коэффициентах интенсивности напряжений от 18 до 21 МПа $\sqrt{м}$ распространение трещины останавливается, а при больших значениях коэффициентов интенсивности напряжений происходит мгновенное разрушение образца. Отмечается, что при начальном коэффициенте интенсивности напряжений >21 МПа $\sqrt{м}$ может происходить разветвление трещины.

При повышенных температурах (300 и 450 °С) прекращение распространения трещины наблюдается при начальных коэффициентах интенсивности напряжений 14 и 12 МПа $\sqrt{м}$ соответственно, выше этих значений – разветвление трещины [18]. Уменьшение скорости роста трещины наблюдается с увеличением длины трещины как при испытаниях на растяжение [18, 21, 22], так и при испытаниях на циклический изгиб [19, 20, 23, 26, 27]. При самых низких значениях начального коэффициента интенсивности напряжений распространение трещины останавливается. Распространение трещины зависит от следующих основных факторов: прочности и распределения волокон, количества соединяющих волокон, прочности на сдвиг на границе раздела «волокно–матрица», способе изготовления и температуре испытания [26].

Отмечается, что при повышенных температурах сопротивление росту усталостных трещин меньше, чем при комнатной температуре. К основным причинам этого явления относят следующее:

- пониженное сопротивление росту усталостных трещин матричного сплава, что увеличивает скорость распространения трещин в МКМ [18, 20, 27];
- остаточные напряжения и воздействие окислительной среды на границе раздела «волокно–матрица» [23, 27].

При испытаниях в вакууме при тех же температурах скорость распространения трещины на два порядка меньше из-за отсутствия кислорода, способствующего окислению. При этом на поверхности разрушенных образцов в вакууме (по сравнению с разрушенными образцами на воздухе) наблюдаются вытянувшиеся волокна большей длины. Такие волокна в течение длительного времени перекрывают трещину и снижают скорость роста трещины [27].

Увеличение коэффициента асимметрии с 0,1 до 0,7 уменьшает значение коэффициента интенсивности напряжений, при котором развитие трещины прекращается. При повышенной температуре (~450 °С) коэффициент интенсивности напряжений, при котором прекращается рост усталостной трещины, не обнаружен. Такая закономерность также выявлена в исследованиях и связана с развитием трещины не из надреза [26, 27].

Заключения

Проведенный обзор научно-технической литературы показал основные механизмы распространения трещин в волокнистых МКМ системы Ti–SiC в условиях действия циклических нагрузок. Показано, что распространение усталостной трещины в таких материалах отличается от аналогичного процесса в традиционных сплавах. Прежде всего, это связано со структурными особенностями волокнистых МКМ, с технологией формирования МКМ и степенью совершенства структуры волокон.

На основе представленных в зарубежной научно-технической литературе исследований скорость роста трещины в МКМ системы Ti–SiC меньше, чем в неармированном матричном сплаве. Это связано с основными механизмами, способствующими рассеянию энергии движущейся трещины, что приводит к сопротивлению развитию трещины в МКМ. Как правило, эти механизмы действуют последовательно. По первому механизму, за счет которого происходит рассеивание энергии движущейся трещины, под действием растягивающих напряжений на берегах трещины возникают сдвиговые напряжения между волокном и матричным сплавом, что приводит к разрыву связи на границе раздела «волокно–матрица». Второй механизм связан с вытягиванием волокон из матричного сплава. Так образуются волокна, соединяющие берега трещины. В этом случае энергия движущейся трещины затрачивается на преодоление сил трения по поверхности раздела «волокно–матрица», в результате чего происходит ограниченное раскрытие трещины и уменьшение напряжения на ее вершине.

Рост усталостной трещины также имеет две характерные последовательные стадии. Первая стадия роста усталостной трещины связана с увеличением ее длины и уменьшением скорости ее роста. Завершение этой стадии характеризуется минимальной скоростью роста трещины. Вторая стадия характеризуется единичным или повторяющимся ускорением роста трещины и ее замедлением.

В условиях действия циклических нагрузок рассеивание энергии трещины достигается только при оптимальной прочности связи на границе раздела «волокно–матрица». Скорость роста трещины для одного и того же диапазона интенсивности приложенного напряжения уменьшается с ростом температуры. Уменьшение частоты нагружения при повышенных температурах испытания приводит к уменьшению скорости роста трещины. При этом наблюдается схлопывание берегов трещины у ее вершины.

Показано, что при комнатной температуре при начальных коэффициентах интенсивности напряжений от 18 до 21 МПа $\sqrt{м}$ распространение трещины останавливается, а при коэффициентах интенсивности напряжений >21 МПа $\sqrt{м}$ происходит мгновенное разрушение образца. При температурах 350 и 450 °С прекращение распространения трещины наблюдалось при начальных коэффициентах интенсивности напряжений 14 и 12 МПа $\sqrt{м}$ соответственно, выше этих значений наблюдается разветвление трещины. В вакууме при тех же температурах скорость распространения трещины на два порядка меньше из-за отсутствия кислорода, способствующего окислению.

Увеличение коэффициента асимметрии с 0,1 до 0,7 уменьшает значение коэффициента интенсивности напряжений, при котором развитие трещины прекращается. При повышенной температуре (~450 °С) коэффициент интенсивности напряжений, при котором прекращается рост усталостной трещины, не обнаружен.

Представленные данные будут полезны для практического использования при разработке волокнистых МКМ системы Ti–SiC и проектировании деталей и узлов в авиастроении из материалов такого типа.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексашин В.М. Углепластики на основе бензоксазиновых олигомеров – перспективные материалы // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн*. 2020. №1 (85). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 02.06.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
3. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // *Крылья Родины*. 2016. №5. С. 8–18.
4. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Волков А.М., Востриков А.В. Сопротивление гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов разрушению при малоциклового усталости (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S1 (43). С. 74–79. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-74-79.
6. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
7. Сидоров Д.В., Серпова В.М., Шавнев А.А. Способы изготовления и области применения высокопрочных волокнистых композиционных материалов, армированных карбидом кремния // *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2018. №3. С. 15–22.
8. Chawla N., Chawla K.K. *Metal Matrix Composites*. New York: Springer Science+Business Media, Inc., 2006. P. 351–379.
9. Vassel A. Continuous fibre reinforced titanium and aluminium composites: a comparison // *Materials Science and Engineering*. 1999. Vol. A263 P. 305–313. DOI: 10.1016/S0921-5093(98)01161-7.
10. Moongkhamklang P., Elzey D., Wadley H. Titanium matrix composite lattice structures // *Composites*. 2008. Vol. A39. P. 176–187. DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.11.007.
11. Doel T.J.A., Cardona D.C., Bowent P. Fatigue crack growth in selectively reinforced titanium metal matrix composites // *International Journal of Fatigue*. 1998. Vol. 20. Is. 1. P. 35–50. DOI: 10.1016/S0142-1123(97)00093-5.
12. Hayat M.D., Singh H., He Z., Cao P. Titanium metal matrix composites: An overview // *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2019. Vol. 121. P. 418–438. DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.04.005.
13. Иванов Д.А., Ситников А.И., Шляпин С.Д. Дисперсноупрочненные, волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы. М.: МАТИ, 2009. 306 с.
14. Gupta V., Martinez D. Energy Criterion for crack deflection at an interface between two orthotropic media // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1994. Vol. 42. No. 8. P. 1247–1271. DOI: 10.1016/0022-5096(94)90034-5.
15. He M.Y., Evans A.G., Hutchinson J.W. Crack Deflection at an Interface Between Dissimilar Elastic Materials: Role of Residual Stresses // *International Journal of Solids and Structures*. 1994. Vol. 31. No. 24. P. 3443–3455. DOI: 10.1016/0020-7683(94)90025-6.

16. Cook J., Gordon J.E. A Mechanism for the Control of Crack Propagation in All-Brittle Systems // Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical and Physical Sciences. 1964. Vol. 282. No. 1391. P. 508–520. DOI: 10.1098/rspa.1964.0248.
17. Волокнистые композиционные материалы / под ред. М.Х. Шоршорова. М.: Машиностроение, 1983. 320 с.
18. Zheng D., Ghonem H. Fatigue crack growth of SM-1240/TIMETAL-21S metal matrix composites at elevated temperatures // Metallurgical and Materials Transactions A. 1995. Vol. 26A. P. 2469–2478. DOI: 10.1007/bf02671261.
19. Barney C., Cardona D., Bowen P. Fatigue crack growth resistance from unbridged defects in continuous fibre reinforced metal matrix composites // International Journal of Fatigue. 1998. Vol. 20. No. 4. P. 279–289. DOI: 10.1016/s0142-1123(97)00127-8.
20. Ibbotson A.R., Bowen P., Beevers C.J. Cyclic fatigue resistance of fiber reinforced titanium metal matrix composites at ambient and elevated temperature // Proceedings of the 70th Titanium Conference. 1992. P. 2601–2608.
21. Davidson D.L. The micromechanics of fatigue crack growth at 25 °C in Ti–6Al–4V reinforced with SCS-6 fibers // Metallurgical Transactions A. 1992. Vol. 23. No. 3. P. 865–879. DOI: 10.1007/bf02675564.
22. McMeeking R.M., Evans A.G. Matrix fatigue cracking in fiber composites // Mechanics of Materials. 1990. Vol. 9. No. 3. P. 217–227. DOI: 10.1016/0167-6636(90)90004-y.
23. Cotterill P.J., Bowen P. Fatigue crack growth in a fibre-reinforced titanium MMC at ambient and elevated temperatures // Composites. 1993. Vol. 24. No. 3. P. 214–221. DOI: 10.1016/0010-4361(93)90166-6.
24. Sinclair R., Preuss M., Maire E. et al. The effect of fibre fractures in the bridging zone of fatigue cracked Ti–6Al–4V/SiC fibre composites // Acta Materialia. 2004. Vol. 52. No. 6. P. 1423–1438. DOI: 10.1016/j.actamat.2003.11.024.
25. Brisset F., Bowen P. Fatigue crack growth in fibre reinforced titanium MMC laminate at room and elevated temperatures // Materials Science and Technology. 1998. Vol. 14. No. 7. P. 651–657. DOI: 10.1179/mst.1998.14.7.651.
26. Brett R. The influence of loading levels, temperature and environment on fibre failure during the fatigue of an SiC fibre reinforced Ti-MMC // International Journal of Fatigue. 1996. Vol. 18. No. 1. P. 1–8. DOI: 10.1016/0142-1123(95)00080-1.
27. Stanley H., Dear M., Doel T.J.A., Bowen P. Fatigue Crack Growth Resistance of Titanium Metal Matrix Composites // Metal-Matrix Composites Innovations, Advances and Applications. TMS, 2018. P. 87–102. DOI: 10.1007/978-3-319-72853-7_7.