

УДК 669.018.95:621.775.8

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

**РАЗРУШЕНИЕ ВОЛОКНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Ti–SiC
ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ (обзор)**

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-108-118

Представлены особенности разрушения волокнистых металлических композиционных материалов (МКМ) системы Ti–SiC в условиях действия циклических нагрузок по результатам обзора зарубежной научно-технической литературы. Рассмотрены основные факторы, влияющие на характер разрушения и усталостную долговечность волокнистых МКМ системы Ti–SiC при циклических нагрузках с разными коэффициентами асимметрии. Приведены стадии разрушения рассматриваемых МКМ при действии механической и термомеханической усталости. В заключении обзора сделаны выводы и показано, что для достижения высоких эксплуатационных характеристик деталей из МКМ системы Ti–SiC необходимо учитывать структурные особенности материала.

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

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

**THE DESTRUCTION OF THE FIBROUS
METAL MATRIX COMPOSITES SYSTEM Ti–SiC
UNDER CYCLIC LOADS (review)**

The paper presents the features of the destruction of fibrous metal matrix composites (MMCs) system Ti–SiC under cyclic loads under the review of foreign scientific and technical literature. The main factors affecting the nature of fracture and the fatigue life of fibrous MCMs system Ti–SiC under cyclic loads with different asymmetry coefficients are considered. The stages of destruction of fibrous MCMs system Ti–SiC under the action of mechanical and thermomechanical fatigue are presented. In conclusion of the review, conclusions are drawn and it is shown that in order to achieve high performance characteristics of parts made of MCMs system Ti–SiC, it is necessary to take into account the structural features of the material.

Keywords: *metal matrix composite, aluminum matrix composites, 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

Важнейшей стратегической задачей российской промышленности является разработка и производство перспективных изделий и конкурентоспособной техники различного назначения. Для обеспечения технологической независимости производства и конкурентоспособности изделий, в том числе авиационной техники, на мировом рынке требуются все новые материалы [1–3].

В последние несколько десятилетий крупные зарубежные научные организации в США, Франции, Германии, Японии, Великобритании особое внимание уделяют исследованиям и разработке материалов, предназначенных для новых поколений двигателей. Глобальные цели этих исследований – увеличение осевых нагрузок с одновременным снижением массы, приводящих к снижению расхода топлива и улучшению характеристик двигателя. Отдельную нишу занимают металлические композиционные материалы (МКМ), армированные неорганическими волокнами, характеризующиеся высокой прочностью, сопротивлением усталостному разрушению, жаропрочностью [4–6].

Одним из перспективных представителей данного класса материалов являются МКМ на основе титановых сплавов, армированных волокнами карбида кремния, которые представляют собой систему Ti–SiC.

За рубежом волокнистый композиционный материал на основе титанового сплава разрабатывается и применяется в двигателях военных и гражданских самолетов, а также в космических системах в качестве конструкционного материала при изготовлении тяг привода реверса, регулировочных рычагов, державки корпуса крыльчатки, силовых деталей и узлов шасси, лопаток компрессоров низкого и высокого давления (КНД и КВД), вала вентилятора, бандажных колец, дисков компрессора, поршней приводного механизма сопла, крепежных элементов, сосудов высокого давления и т. д. [7, 8].

Детали в авиационной технике должны обладать высокими эксплуатационными характеристиками и длительным ресурсом работоспособности. В связи с этим исследования материала при циклических нагрузках являются неотъемлемой частью для прогнозирования ресурса деталей [9].

Цель статьи – обзор научно-технической литературы в области разрушения волокнистых металлических композиционных материалов системы Ti–SiC при циклических нагрузках для реализации высоких эксплуатационных характеристик деталей из МКМ системы Ti–SiC.

Основные факторы, влияющие на усталостные характеристики волокнистых МКМ системы Ti–SiC

Начало исследований поведения МКМ на основе титановых сплавов, армированных волокнами карбида кремния, в условиях действия циклических нагрузок связано с разработками таких материалов в 1980–1990-х гг. С развитием научно-технического потенциала и различных технологических методов изготовления МКМ исследования в этой области продолжают [7, 10–23]. Например, в работе [10] приведены сравнительные характеристики сопротивления усталости МКМ на основе титановых сплавов Ti64 и TiMETAL834 и матричных сплавов (рис. 1). Как видно, максимальное напряжение цикла в условиях как малоциклового, так и многоциклового усталости больше у матричных сплавов при сопоставимой долговечности. Следует отметить, что значительное улучшение усталостных характеристик происходит при более высоких температурах [14].

При проектировании и разработке деталей из МКМ на основе титановых сплавов, армированных волокнами карбида кремния, работающих в условиях действия циклических нагрузок, необходимо выявить основные факторы, влияющие на усталостные характеристики. К ним относят объемное содержания волокна, схему армирования и плотность упаковки волокон [15, 16]. Кроме того, из-за несоответствия температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) матрицы и волокон, в МКМ образуются остаточные напряжения, которые влияют на последующую реакцию материала на механическую нагрузку. Это влияние отражается в особенности при знакопеременных нагрузках, поскольку возникающее сжимающее напряжение в волокне почти в 2 раза больше, чем при знакопостоянных нагрузках, что приводит к уменьшению предела выносливости [15, 16].

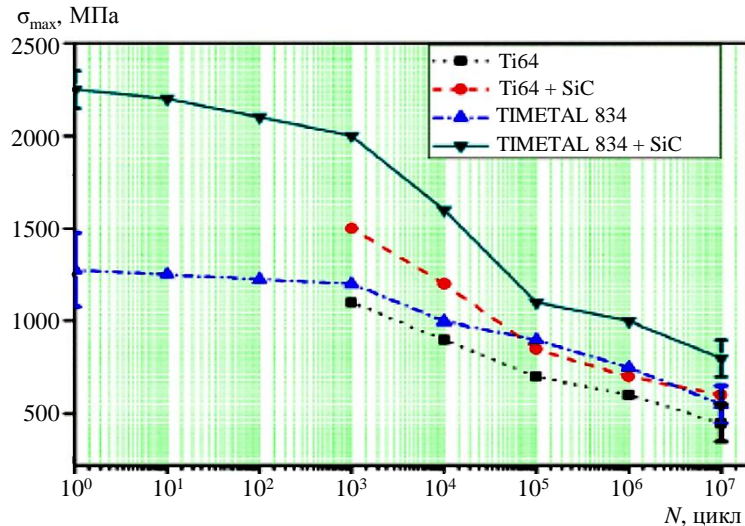


Рис. 1. Кривые сопротивления усталости МКМ на основе титановых сплавов Ti64 и TIMETAL834 и матричных сплавов [10]

Следует отметить, что остаточное напряжение на границе раздела «волокон–матрица» в МКМ с гексагональной упаковкой армирующих волокон более низкое, чем в МКМ с квадратной упаковкой [15, 16]. Например, проведенный в работе [15] численный микромеханический анализ поведения однонаправленного МКМ на основе титанового сплава системы Ti–6Al–4V показал, что уже при первых циклах нагружения материал испытывает упругую деформацию, при этом в матрице возможно усталостное повреждение. Это происходит, когда уровень напряжений в цикле превышает предел выносливости матрицы. Степень повреждения зависит от величины приложенного напряжения и объемной доли армирующего волокна.

Усталостные повреждения в матрице уменьшаются с увеличением объемной доли волокон от 20 до 60% (объемн.), что связано с повышением модуля упругости материала и, как следствие, уменьшением усталостного повреждения матрицы. Однако после достижения допустимого максимального объемного содержания волокон остаточные напряжения становятся критическими, что приводит к увеличению усталостного повреждения матрицы. Влияние остаточных напряжений обычно является доминирующим при значениях напряжений <500 МПа в условиях действия циклических нагрузок, вследствие чего увеличение объемного содержания волокна не дает преимуществ при этих уровнях нагрузки [15, 16].

В общем случае для напряжения >500 МПа и в зависимости от плотности упаковки волокон можно получить их оптимальную объемную долю, которая минимизирует усталостное повреждение матрицы.

Высокое объемное содержание армирующих волокон карбида кремния обеспечивает повышенную жесткость и статическую прочность, однако при этом остаточное напряжение на границе «волокон–матрица» повышается и приводит к уменьшению усталостного ресурса матрицы [15, 16].

Объемное содержание волокон карбида кремния также влияет на характер разрушения при воздействии циклических нагрузок. При низком объемном содержании волокон карбида кремния в МКМ на основе титанового сплава, как правило, преобладает разрушение армирующих волокон из-за их низкой деформации, а при высоком объемном содержании волокон – разрушение матрицы из-за высоких остаточных напряжений в МКМ [15, 16].

Характер разрушения в волокнистых МКМ системы Ti–SiC на основе титанового сплава, армированного волокнами карбида кремния при циклических нагрузках

Усталостное поведение и характер разрушения при циклических нагрузках волокнистых МКМ существенно отличаются от таковых у традиционных сплавов. Прежде всего это связано с гетерогенностью волокнистых МКМ и их анизотропностью.

В зарубежной научно-технической литературе исследования усталости волокнистых МКМ системы Ti–SiC на основе титанового сплава, армированного волокнами карбида кремния, при долговечности $>10^6$ циклов представлены ограниченно. Это обусловлено высокими затратами на изготовление большого количества образцов и длительностью испытаний. Поэтому в данной статье рассматривается характер разрушения волокнистых МКМ системы Ti–SiC и приведены результаты исследований реакции материала на механическую нагрузку в условиях действия циклических нагрузок в диапазоне усталостной долговечности до 10^6 циклов.

Исследования, проведенные в работе [12], выполнены на однонаправленном МКМ на основе титанового сплава Ti–6Al–4V, армированного волокнами карбида кремния, в условиях действия циклических нагрузок при коэффициенте асимметрии $R=-1$. Волокно карбида кремния использовали с покрытием из углерода на вольфрамовом керне со средней прочностью при растяжении 2950 МПа. Металлический композиционный материал изготавливали твердофазным методом «фольга–волокно–фольга» с последующим горячим прессованием. Микроструктура полученного МКМ представлена на рис. 2.

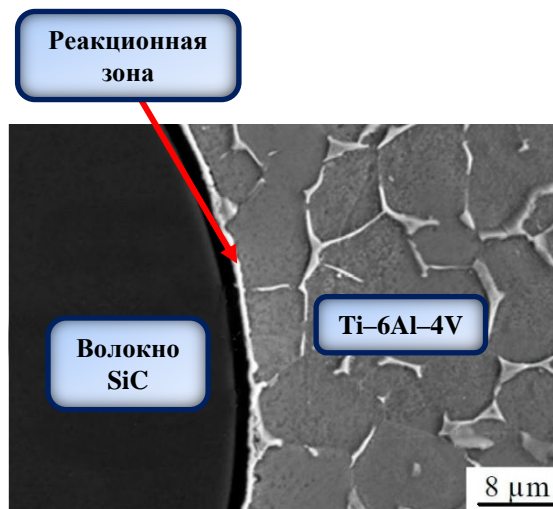


Рис. 2. Микроструктура МКМ на основе титанового сплава системы Ti–6Al–4V, армированного волокнами карбида кремния, с объемным содержанием волокон 33% (объемн.) [12]

Отмечается, что при уровне напряжений $0,75\sigma_B$ основным повреждением является разрушение волокна. При приложении нагрузки, превышающей предел текучести матрицы, в матричном сплаве происходят пластическая деформация и перераспределение нагрузки на соседние волокна по границе раздела «волокно–матрица» через реакционный слой, представляющий собой набор фаз на границе раздела «волокно–матрица», образованных в результате химических реакций. С увеличением циклов нагружения наблюдают растрескивание хрупкого реакционного слоя на границе раздела «волокно–матрица» и повреждение локальной поверхности волокна (рис. 3, а). Это связано с эффектом перераспределения напряжения через границу «волокно–матрица» [12].

По мере увеличения циклов нагружения происходят растрескивание хрупкого межфазного реакционного слоя и прогрессирующее повреждение локальной поверхности волокна (рис. 3, *a*), которое способствует зарождению трещины на волокне. При направлении нагрузки вдоль волокон трещина распространяется перпендикулярно волокнам до их разрушения. Разрушение того или иного волокна зависит от предела прочности при растяжении каждого из них и уровня накопленных напряжений в волокнах при циклических нагрузках (рис. 3, *б, в*) [12, 15]. При дальнейшем увеличении циклов нагружения матрица вблизи разрушенного волокна может иметь пластичное растрескивание из-за превышения предела текучести при растяжении (рис. 3, *з*). После разрушения нескольких волокон трещины волокна и трещины матрицы (рис. 3 *д, е*) начинают объединяться до образования макроскопической распространяющейся трещины.

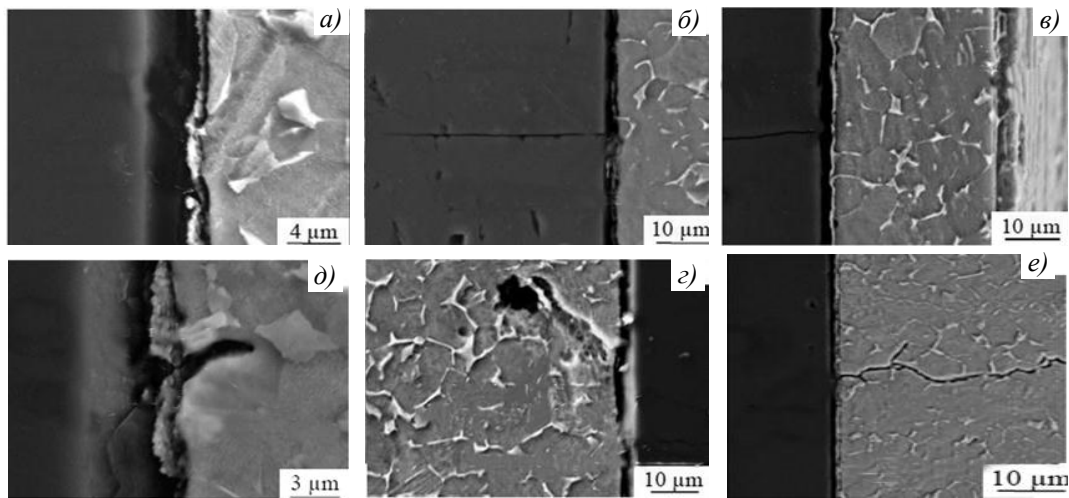


Рис. 3. Основные стадии разрушения волокнистого МКМ системы Ti–SiC [12]

Рассмотренный ранее процесс разрушения схематично представлен на рис. 4. Установлено, что при разрыве одного волокна нагрузка на соседнее волокно увеличивается на ~50%. Растягивающее напряжение на соседнее волокно, смежное с разорванным, может превышать его среднюю прочность. При этом два или три соседних волокна с большей вероятностью могут разорваться при разрыве одного волокна и впоследствии развивается макроскопическая трещина [12, 15–21].



Рис. 4. Схема разрушения волокнистого МКМ системы Ti–SiC при уровне напряжений $0,75\sigma_b$

При уровне напряжения $0,6\sigma_b$ инициирование и распространение трещин в матрице являются основным видом усталостных повреждений. В этом случае наблюдаются явное отслоение реакционного слоя на границе раздела «волокно–матрица», а также его растрескивание. Основные причины появления трещин в матрице при $0,6\sigma_b$ – остаточные напряжения в материале, возникающие при изготовлении МКМ [12].

Распространение трещины в матрице зависит от коэффициента интенсивности напряжений на конце трещин. В случае если амплитуда коэффициента интенсивности напряжений превышает критическое напряжение растрескивания матрицы, то трещина в ней продолжает расти [12]. Отслоение или растрескивание реакционного слоя напрямую связаны с прочностью связи на границе раздела «волокно–матрица». Если прочность связи на этой границе низкая, то реакционный слой с большей вероятностью склонен к отслоению, чем к растрескиванию. Отслоение реакционного слоя на границе раздела «волокно–матрица» обнаружено в соединительных неразрушенных волокнах и в волокнах непосредственно перед концами трещин. Такое отслоение в первую очередь происходит внутри углеродного покрытия на волокне (рис. 5) [12].

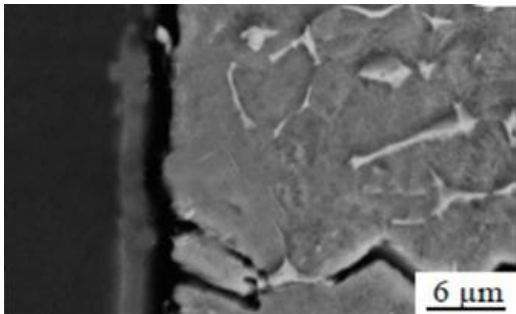


Рис. 5. Отслоение внутри углеродного покрытия на волокне в волокнистом МКМ системы Ti–SiC [12]

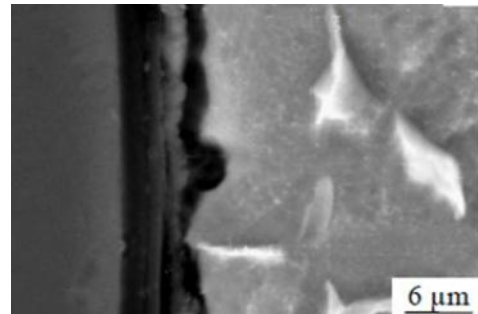


Рис. 6. Расслоение на границе раздела «волокно–матрица» в волокнистом МКМ системы Ti–SiC [12]

При уровне напряжения $0,45\sigma_b$ в образце не наблюдаются трещины волокна и матрицы до 10^6 циклов нагружения. Однако происходят частичное отслоение реакционного слоя от углеродного покрытия на волокнах и расслоение в углеродном покрытии на волокне (рис. 6). Это свидетельствует о том, что прочность связи углеродного покрытия на волокне и реакционного слоя на границе раздела «волокно–матрица» больше, чем между волокном и углеродным покрытием на нем. Следовательно, углеродное покрытие на волокне подвержено более значительному разрушению при циклических нагрузках.

Характерные повреждения волокнистых МКМ системы Ti–SiC при действии циклических нагрузок

К характерным повреждениям, происходящим под действием циклических нагрузок, для различных схем армирования волокнистых МКМ системы Ti–SiC можно отнести: трещины на границе раздела (в реакционной зоне), отслоение волокон от матрицы, расслоения между слоями с разной ориентацией волокон, трещины в матрице, поперечные трещины в волокне, полосы скольжения (рис. 7).

Исследованы основные механизмы повреждения в МКМ на основе титанового сплава Ti-15-3 в условиях действия циклических нагрузок с коэффициентами асимметрии $R=0$ и $R=-1$ [19–21]. Образцы для испытаний на усталость получены из МКМ, сформированного твердофазным методом «фольга–волокно–фольга» с перекрестной

укладкой волокон под углами 0 и 90 градусов. Показано, что при циклическом нагружении с коэффициентами асимметрии $R=0$ и $R=-1$ в диапазоне усталостной долговечности до 10^4 циклов усталостное повреждение связано с разрушением волокон и последующим растрескиванием матрицы. При усталостной долговечности в диапазоне от 10^4 до 10^7 циклов усталостные повреждения связаны с растрескиванием матрицы и последующим разрушением волокон, а при усталостной долговечности $>10^7$ циклов повреждения могут начинаться с разрушения как матрицы, так и волокна [20].

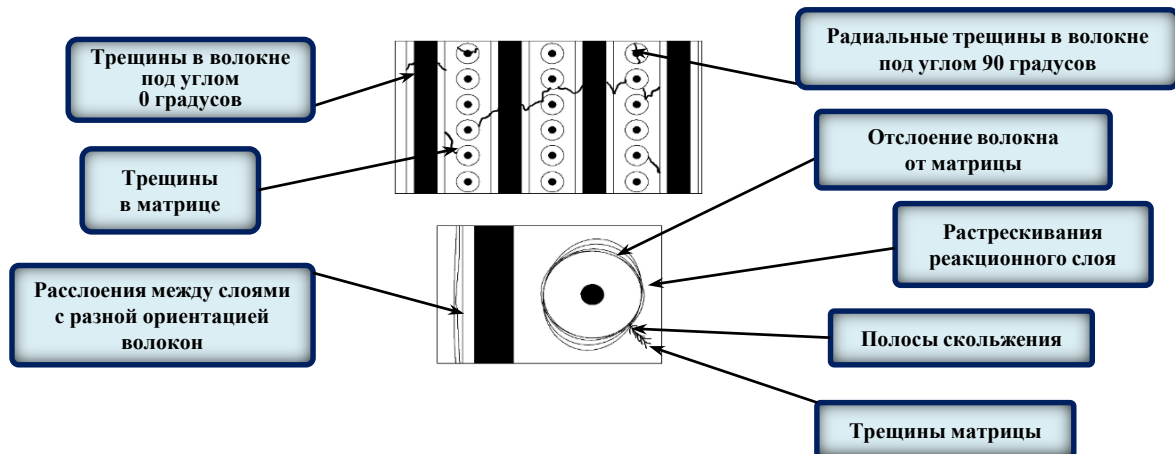


Рис. 7. Характерные повреждения волокнистых МКМ системы Ti-SiC [20] (схема)

При усталостной долговечности в диапазоне до 10^4 циклов повреждение связано с отслоением от матрицы волокна, ориентированного под углом 90 градусов и с последующим образованием трещин на границе раздела «волокно–матрица». Выдвинуто предположение, что эти трещины могли быть зародышами полос скольжения или трещин в матрице. В армированном под углом 90 градусов слое трещины в матрице и на границе раздела «волокно–матрица» присутствовали, а полосы скольжения в армированном под углом 0 градусов слое не обнаружены. Полосы скольжения преимущественно зарождались около границы раздела «волокно–матрица», а также наблюдались в больших зернах матричного сплава [19, 21].

При усталостной долговечности в диапазоне от 10^4 до 10^5 циклов повреждения начинались с отслоения волокна от матричного сплава, ориентированного под углом 90 градусов, и с его расслоения. После этого происходило расслоение волокон, ориентированных под углом 0 градусов, и развитие трещин вокруг волокна с последующим их распространением в матричном сплаве до следующего слоя [19]. Сделан вывод, что механизм повреждения состоял из разрушения волокна и растрескивания матрицы с присутствующей в ней пластической деформацией.

При циклической нагрузке с коэффициентом асимметрии $R=0$ отслоение волокна от матричного сплава в слое с ориентацией волокон под углом 90 градусов происходило вдоль вектора приложения нагрузки на верхней и нижней частях волокна. При циклической нагрузке с коэффициентом асимметрии $R=-1$ присутствовало также и поперечное расслоение, перпендикулярное вектору нагрузки. На рис. 8 схематично представлены повреждения волокнистых МКМ системы Ti-SiC на границе раздела «волокно–матрица» [19].

При циклической нагрузке с коэффициентами асимметрии $R=0$ и $R=-1$ в диапазоне усталостной долговечности от 10^5 до 10^7 циклов повреждения включали растрескивание

матрицы с наличием в ней пластической деформации, а также разрушение волокна. Отмечается, что при долговечности $>10^7$ циклов матричные трещины не зарождались [19].

Циклически изменяющиеся во времени температура и напряжения оказывают на волокнистые МКМ наиболее существенное влияние. Это связано с тем, что при изменении температуры матрица расширяется или сжимается с иной скоростью, чем керамические волокна, из-за существенного различия ТКЛР [22, 23]. Таким образом, важной исследовательской задачей является оценка сопротивления МКМ термомеханическому деформированию. Однако результаты таких исследований в научно-технической литературе представлены весьма ограниченно [20, 22, 23].

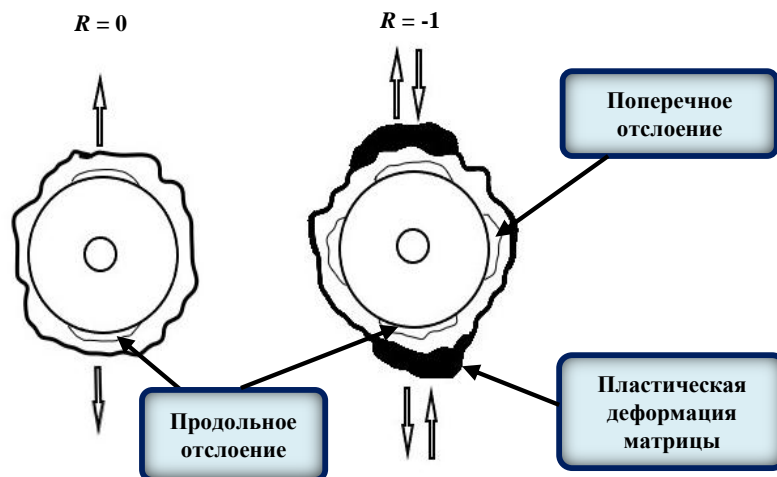


Рис. 8. Характерные повреждения на границе раздела «волокно–матрица» в волокнистом МКМ системы Ti–SiC с перекрестным армированием в зависимости от коэффициента асимметрии [20] (схематическая форма) (схема)

Так, в работе [23] проведена оценка сопротивлению термомеханической усталости МКМ на основе титанового сплава Ti-15-3, армированного волокнами карбида кремния марки SCS-6 под углами 0 и 90 градусов. Объемное содержание волокон составляло 38% (объемн.). Влияние термомеханической усталости оценивали в диапазоне температур от 149 до 427 °С и при длительности цикла 48 с до максимальной долговечности $3 \cdot 10^4$ циклов. Как при термической, так и при термомеханической усталости долговечность материала зависела и от условий испытания, и от уровня напряжений.

Эксперименты проведены в двух разных режимах:

- 1 – максимальная температура соответствовала максимальной нагрузке, а минимальная температура – минимальной нагрузке;
- 2 – максимальная температура соответствовала минимальной нагрузке, а минимальная температура – максимальной нагрузке.

По результатам проведенных экспериментов и математических расчетов отмечено, что при испытании по режиму 1 максимальные напряжения наблюдаются на волокне, а по режиму 2 – в матрице. На рис. 9 в схематической форме представлено изменение напряжений при разных условиях термомеханической усталости.

Вне зависимости от режима испытаний разрушение начиналось на границе раздела «волокно–матрица» в виде начального распространения трещин в реакционном слое с расположением волокон под углом 90 градусов относительно вектора нагрузки [22]. Последующее разрушение зависит от уровня нагрузки и условий испытания в соответствии с представленными ранее результатами.

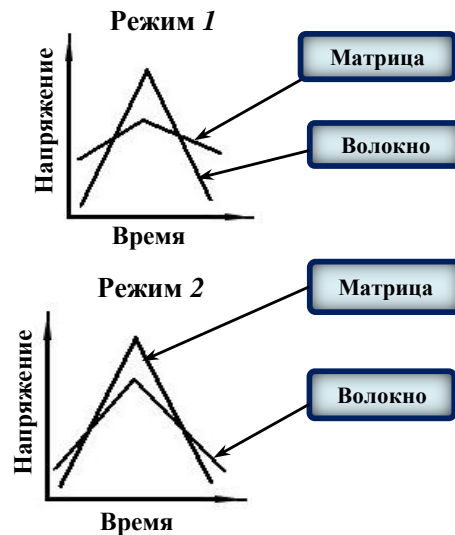


Рис. 9. Изменение напряжений в волокнистом МКМ системы Ti–SiC при разных условиях термомеханической усталости [22]

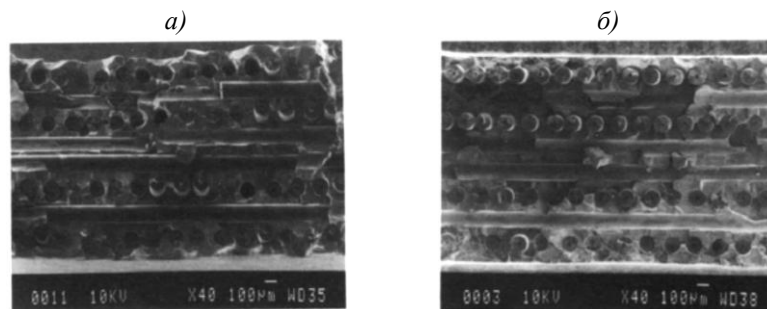


Рис. 10. Изломы образцов волокнистого МКМ системы Ti–SiC после испытаний на термомеханическую усталость, проведенных по режимам 1 (а) и 2 (б) [22]

При заявленных режимах термомеханического деформирования существенного различия в усталостном разрушении не обнаружено. На рис. 10 представлены изломы образцов, испытанных по разным режимам. Установлено, что усталостная долговечность при испытании образцов волокнистого МКМ системы Ti–SiC по режиму 1 больше, чем по режиму 2 при низких напряжениях, а при высоких напряжениях – наоборот.

Заключения

Проведен обзор научно-технической литературы в области разрушения волокнистых металлических композиционных материалов системы Ti–SiC при циклических нагрузках.

Рассмотрены стадии повреждения волокнистых МКМ системы Ti–SiC в зависимости от уровня напряжений и диапазона усталостной долговечности.

Основными факторами, влияющими на характер разрушения и долговечность волокнистых МКМ системы Ti–SiC, являются плотность упаковки волокна, схема армирования и объемное содержание волокон. При циклических нагрузках в испытанных МКМ выявлены следующие характерные повреждения: трещины на границе раздела «волокно–матрица» в реакционном слое, отслоение волокон от матрицы, расслоения между слоями с разной ориентацией волокон, трещины в матрице, поперечные трещины в волокне, полосы скольжения.

Объемное содержание волокон также влияет на характер разрушения МКМ системы Ti–SiC. При низком объемном содержании волокна в МКМ (<20% (объемн.)) разрушение материала происходит с преобладанием распространения трещин от армирующих волокон из-за их низкой деформации. При высоком объемном содержании волокон (>45% (объемн.)) преобладает растрескивание матрицы из-за высоких остаточных напряжений в материале.

С увеличением объемной доли волокон в МКМ уменьшаются усталостные повреждения в матрице, но при достижении критического объемного содержания волокна увеличиваются остаточные напряжения на границе раздела «волокно–матрица», что приводит к уменьшению усталостного ресурса матрицы.

Показано, что в случае нагружения с коэффициентами асимметрии $R=0$ и $R=-1$ при долговечности до 10^4 циклов усталостное повреждение связано с разрушением волокон и последующим растрескиванием матрицы. При усталостной долговечности от 10^4 до 10^7 циклов усталостные повреждения связаны с растрескиванием матрицы и последующим разрушением волокон, а при усталостной долговечности $>10^7$ циклов повреждения могут начинаться с разрушения как матрицы, так и волокна. Следует отметить, что в МКМ системы Ti–SiC с перекрестным армированием волокон разрушения начинаются в слое с ориентацией волокон под углом 90 градусов.

Выдвинуто предположение: если прочность связи на границе раздела «волокно–матрица» низкая, то реакционный слой с большей вероятностью склонен к отслоению, чем к растрескиванию. Существенного различия в усталостном разрушении при термомеханическом деформировании не наблюдается.

Таким образом, для достижения высоких эксплуатационных характеристик деталей из МКМ системы Ti–SiC необходимо учитывать такие структурные особенности материала, как плотность упаковки волокна, схему армирования и объемное содержание волокон.

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. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // *Крылья Родины*. 2016. №5. С. 8–18.
3. Каблов Е.Н., Валуева М.И., Зеленина И.В., Хмельницкий В.В., Алексахин 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: 19.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-1-68-77.
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. 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.
6. Волков А.М., Востриков А.В. Соппротивление гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов разрушению при малоциклового усталости (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. №S1. С. 74–79. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S1-74-79.
7. Chawla N., Chawla K.K. *Metal Matrix Composites*. N.Y.: Springer Science+Business Media, 2006. P. 351–379.
8. Doorbar P.J., Kyle-Henney S. Development of Continuously-Reinforced Metal Matrix Composites for Aerospace Applications // *Comprehensive Composite Materials II*. 2018. Vol. 4. P. 439–463.

9. Горбовец М.А., Кочетков Д.А., Ходинев И.А. Анализ и сравнение российского и зарубежного стандартов, устанавливающих методы испытаний на термомеханическую усталость // Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн. 2017. №4 (52). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.02.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-4-11-11.
10. Nayat M.D., Singh H., Zhen H., Peng C. 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.
11. Smith P.R., Graves J.A., Rhodes C. Comparison of orthorhombic and alpha-two titanium aluminides as matrices for continuous SiC-reinforced composites // Metallurgical Materials Transaction A. 1994. Vol. 25A. P. 1267–1283. DOI: 10.1007/BF02652301.
12. Guanghai F., Yanqing Y., Jian L. et al. Fatigue behavior and damage evolution of SiC Fiber reinforced Ti–6Al–4V alloy matrix composites // Rare Metal Materials and Engineering. 2014. Vol. 43. Is. 9. P. 2049–2054. DOI: 10.1016/S1875-5372(14)60146-6.
13. Neu R.W. A mechanistic-based thermomechanical fatigue life prediction model for metal matrix composites // Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures. 1993. Vol. 16. Is. 8. P. 811–828. DOI: 10.1111/j.1460-2695.1993.tb00121.x.
14. Leyens C., Kocian F., Hausmann J., Kaysser W.A. Materials and design concepts for high performance compressor components // Aerospace Science Technology. 2003. Vol. 7. Is. 3. P. 201–210. DOI: 10.1016/S1270-9638(02)00013-5.
15. Durodola J.F., Derby B., Ruiz C. Fatigue characterization of Ti–6Al–4V/SiC metal-matrix composites // International Journal of Fatigue. 1994. Vol. 16. Is. 7. P. 461–467. DOI: 10.1016/0142-1123(94)90196-1.
16. Covey S.J., Lerch B.A., Jayaraman N. Fiber volume fraction effects on fatigue crack growth in SiC/Ti-15-3 composite // Materials Science and Engineering: A. 1995. Vol. 200. Is. 1–2. P. 68–77. DOI: 10.1016/0921-5093(95)07007-9.
17. González C., Llorca J. Micromechanical modelling of deformation and failure in Ti–6Al–4V/SiC composites // Acta Materialia. 2001. Vol. 49. Is. 17. P. 3505–3519. DOI: 10.1016/s1359-6454(01)00246-4.
18. Gundel D.B., Wawner F.E. Experimental and theoretical assessment of the longitudinal tensile strength of unidirectional SiC-fiber/titanium-matrix composites // Composites Science and Technology. 1997. Vol. 57. Is. 4. P. 471–481. DOI: 10.1016/s0266-3538(96)00163-7.
19. Boyum E.A., Mall S. Fatigue behavior of a cross-ply titanium matrix composite under tension-tension and tension-compression cycling // Materials Science and Engineering: A. 1995. Vol. 200. P. 1–11. DOI: 10.1016/0921-5093(95)07006-0.
20. Gabb T.P., Gayda J., Mackay R. A. Isothermal and Nonisothermal Fatigue Behavior of a Metal Matrix Composite // Journal of Composite Materials. 1990. Vol. 24. P. 667–686. DOI: 10.1177/002199839002400605.
21. Mall S., Portner B. Characterization of Fatigue Behavior in Cross-Ply Laminate of SCS-6/Ti-15-3 Metal Matrix Composite at Elevated Temperature // Journal of Engineering Materials and Technology. 1992. Vol. 114. P. 409–415. DOI:10.1115/1.2904193.
22. Mall S., Schubbe J. Thermo-mechanical fatigue behavior of a cross-ply SCS-6/Ti-15-3 metal-matrix composite // Composites Science and Technology. 1994. Vol. 50. P. 49–57. DOI: 10.1016/0266-3538(94)90125-2.
23. Mall S., Ermer P.G. Thermal Fatigue Behavior of a Unidirectional SCS6/Ti-15-3 Metal Matrix Composite // Journal of Composite Materials. 1991. Vol. 25. P. 1668–1686. DOI: 10.1177/002199839102501207.