
Научная статья

УДК 669.018.95

DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-99-110

ВОЛОКНИСТЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ (обзор)

А.Н. Жабин¹, А.Н. Няфкин¹

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

Аннотация. Представлен научно-технический литературный обзор в области исследований волокнистых композиционных материалов (КМ) на основе меди, армированных непрерывными волокнами карбида кремния. Кратко упомянуты основные методы изготовления волокнистых КМ на основе меди. Рассмотрено влияние объемных долей на армирование КМ, на механические и теплофизические свойства волокнистого КМ на основе меди. Исследовано влияние на свойства структуры волокнистого КМ на основе меди с применением связующих в качестве адгезионных компонентов с образованием прочной связи между медной матрицей и волокном.

Ключевые слова: композиционный материал, титан, медь, никель, волокна карбида кремния, карбид титана, горячее изостатическое прессование, вакуумное горячее прессование

Для цитирования: Жабин А.Н., Няфкин А.Н. Волокнистые металлические композиционные материалы на основе меди (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 9 (115). Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-99-110.

Scientific article

FIBROUS METAL COMPOSITE MATERIALS BASED ON COPPER (review)

A.N. Zhabin¹, A.N. Nyafkin¹

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

Abstract. A scientific and technical literature review is presented in the field of research on copper-based fibrous composite materials (CM) reinforced with continuous silicon carbide fibers. The main methods of manufacturing fibrous CMs based on copper are briefly mentioned. The influence of volume fractions on the reinforcement of CM, on the mechanical and thermophysical properties of fibrous CM based on copper is considered. A study of the influence of the structure of a fibrous CM based on copper with the use of binders as adhesive components with the formation of a strong bond between the copper matrix and fiber on the properties of CM is described.

Keywords: composite material, titanium, copper, nickel, silicon carbide fibers, titanium carbide, hot isostatic pressing, vacuum hot pressing

For citation: Zhabin A.N., Nyafkin A.N. Fibrous metal composite materials based on copper (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 9 (115), paper no. 08. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-99-110.

Введение

Металлические композиционные материалы (КМ) – это один из классов современных материалов, характеризующихся высокими прочностью и модулем упругости, малой плотностью, повышенной сопротивляемостью распространению трещин при статических и циклических нагрузках, которые широко применяются при реализации новых проектов в авиационной, космической и машиностроительной промышленности, а также в энергетике, судостроении и других отраслях. Благодаря наличию высокомодульных непрерывных волокон такие КМ демонстрируют значительное повышение свойств [1–4].

В последнее десятилетие КМ на основе медной матрицы, армированной волокнами карбида кремния, применяют в качестве теплоотводящих материалов, на которые воздействует высокотемпературный поток. Они являются также потенциально новыми материалами для диверторов будущих термоядерных реакторов из-за их высокой теплопроводности и достаточной механической прочности. Такие КМ должны выдерживать тепловые нагрузки до 15 МВт/м² при рабочей температуре до 550 °С. В то же время максимально допустимая рабочая температура при нейтронном облучении для дисперсно-упрочненных медных сплавов, используемых в настоящее время, составляет всего ~350 °С. Однако экспериментальные результаты показали, что небольшая прочность межфазного сцепления между волокном карбида кремния и медной матрицей приводит к низким механическим свойствам КМ, поскольку углерод на поверхности волокна не смачивается медью [5–9].

Для улучшения связи между волокном с нанесенным покрытием углерода на поверхность и медной матрицей требуется промежуточный слой. Подходящим вариантом является тонкий промежуточный слой из титана и титановых сплавов (100 нм), причем титан реагирует с углеродным слоем волокна до образования карбида титана (TiC), а также образует соединение Cu₄Ti с медной матрицей. Обе реакции приводят к химическому и механическому сцеплению между волокном и медью. Применение титана или титанового сплава в качестве связующего позволило значительно повысить прочность межфазного соединения, так как титан может реагировать с SiC-волоком, образуя реакционную зону связи. Кроме того, другие металлические элементы, такие как Fe, Cr, W, Al, Ni и т. д., могут реагировать с углеродными покрытиями SiC-волокон, образуя карбиды, или диффундировать в углеродные покрытия, образуя интердиффузионную зону [10–12].

Согласно бинарной фазовой диаграмме Ti–Cu, титан может реагировать с медью с образованием твердых растворов (Cu₄Ti, Cu₃Ti₂, Cu₄Ti₃, CuTi и CuTi₂ и др.), что подтверждено многими исследованиями по межфазной реакции Ti–Cu. Так, в одних работах исследовали эволюцию микроструктуры меди и титана, спаянных в инфракрасном диапазоне с припоями на основе серебра. В результате обнаружено, что существуют три межфазных реакционных слоя, т. е. CuTi₂, CuTi и Cu₄Ti₃, а также соединения Cu₄Ti и Cu₂Ti. В других работах исследовали диффузионную сварку чистого титана с нержавеющей сталью марки 304 с использованием меди в качестве прослойки, а также взаимодействие между титаном и медью. В результате обнаружено, что в соединениях титана с медью присутствуют соединения Ti₂Cu, TiCu, TiCu₄ и Cu₄Ti₃. Однако в научно-технической литературе отсутствуют какие-либо сведения о соединении Ti–Cu между его границей раздела при использовании тонкого слоя титана в качестве промежуточного слоя в КМ системы Cu–SiC_f. Очевидно, что существует большая разница в изучении межфазной реакции Ti–Cu, которая может быть связана с разными условиями обработки [13–17].

Таким образом, цель данной работы – анализ научно-технической литературы в области исследований КМ на основе медной матрицы, армированной волокнами карбида кремния, исследование структуры и свойств КМ. Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Волокнистый композиционный материал на основе медной матрицы

В последнее время у зарубежных исследователей отмечен интерес к изучению КМ на основе медной матрицы, армированной волокнами карбида кремния SiC_f .

В работе [9] проведены исследования КМ системы $\text{SiC}_f\text{-Ti-Cu}$, которые изготовлены по методу «фольга–волокно–фольга» с последующим вакуумным горячим прессованием. При этом волокно размещалось между титановой фольгой, а каждую медную фольгу отдельно изолировали титановой фольгой. На рис. 1 представлены структуры трех КМ, полученных при разных параметрах горячего прессования и исследованных с помощью сканирующей электронной микроскопии.

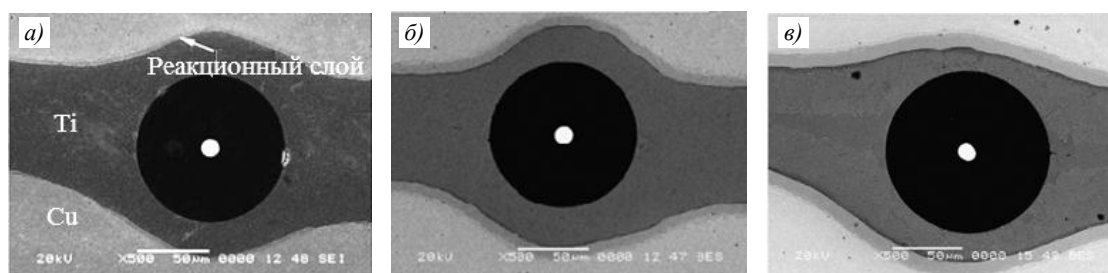


Рис. 1. Структура композиционных материалов (1–3 – см. табл. 1) после вакуумного горячего прессования [9]

Видно, что комбинации из волокна SiC , слоев титановой и медной фольг приемлемы для всех трех КМ, так как трещины или углубления отсутствуют. Между слоями фольги из титана и меди в трех КМ существуют межфазные реакционные слои – чем выше температура, тем толще межфазная реакционная зона у соединения системы Ti-Cu (рис. 1). Таким образом, если температура между слоями титана и меди будет больше, то межфазные реакционные слои становятся толще и возможно образование фаз как в области волокна и титановой фольги, так и между титановой и медной фольгой с последующим формированием реакционных слоев CuTi и Cu_4Ti_3 или Cu_3Ti_2 , CuTi и Cu_4Ti , которые образуются при температурах $650\text{--}850\text{ }^\circ\text{C}$, что улучшает связь между слоями титана и меди. Однако интенсивная межфазная реакция Ti-Cu может привести к образованию хрупких интерметаллидных соединений, что вызовет отслаивание слоя титана и медной фольги в первую очередь при низкой нагрузке.

В табл. 1 представлены механические свойства КМ системы $\text{SiC}_f\text{-Ti-Cu}$, полученные при разных параметрах горячего прессования [9].

Таблица 1

Механические свойства* композиционных материалов (КМ) системы $\text{SiC}_f\text{-Ti-Cu}$, полученных при разных параметрах горячего прессования [9]

Условный номер образца КМ	σ_b , МПа	Объемная доля волокна, %	$\sigma_{\text{теор}}$, МПа	σ_b , МПа	s , МПа	$\sigma_b/\sigma_{\text{теор}}$, %
1	256	5	378–393	277	3,61	70–73
2	256	5	378–393	283,3	3,51	72–75
3	272	8	466–490	441,3	1,53	90–95

* σ_b – предел прочности матрицы при растяжении; $\sigma_{\text{теор}}$ – теоретический предел прочности КМ при растяжении; σ_b – фактический средний предел прочности КМ при растяжении; s – стандартное отклонение σ_b .

Видно, что значения пределов прочности при растяжении (σ_b) для образцов 1 и 2 довольно близки и лишь немного больше, чем у матрицы, а показатель σ_b для образца 3 значительно больше и достигает $>90\%$, что также подтверждено кривыми «напряжение–удлинение» для образцов 1–3 (рис. 2).

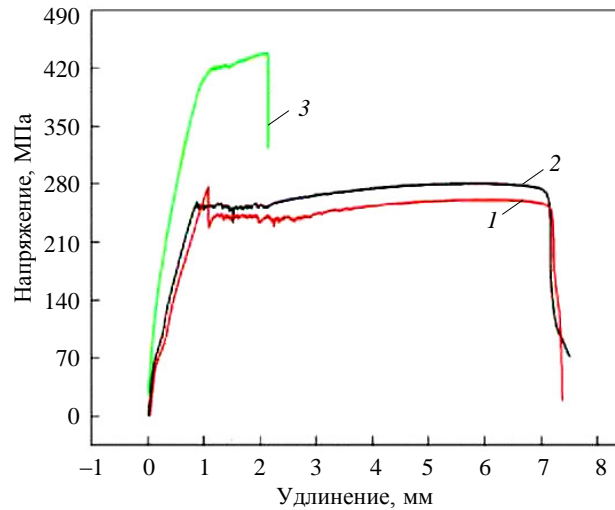


Рис. 2. Кривые «напряжение–удлинение» для композиционных материалов 1–3 [9]

Видно, что максимальное растягивающее напряжение КМ для образца 3 намного больше, чем у образцов 1 и 2, а деформация разрушения этих образцов значительно больше, чем у образца 3. Это свидетельствует о том, что прочность межфазной связи между волокном SiC и матрицей недостаточно высокая.

На рис. 3 представлена структура излома после растяжения для образцов 1–3 композиционных материалов. Видно, что для образца 1 прочность связи между SiC-волокнами и титаном низкая, при этом многие волокна вырваны (рис. 3, а). Авторы работы [9] предполагают, что проблема связана со слабой межфазной реакцией между SiC-волокном и титановой фольгой. Кроме того, между листами титановой фольги вокруг SiC-волокна имеются треугольные трещины или пустоты (как показано стрелками на рис. 3, а, г). Это объясняется тем, что диффузионная связь между титановой фольгой недостаточна, так что эти места имеют тенденцию к разрыву при приложенной осевой растягивающей нагрузке. В образце 2 вытянутые волокна короче, чем в образце 1, а сцепление между титановой фольгой вокруг волокон намного сильнее, хотя все еще существуют небольшие трещины отрыва (как показано стрелками на рис. 3, б, д). В образце 3 волокна SiC хорошо сочетаются с титановой фольгой, при этом небольшое количество волокон вытягивается, а трещины между слоями титановой фольги вокруг волокон отсутствуют (рис. 3, в, е). Химическая реакция между SiC-волокном и титановой фольгой приводит к прочной связи между ними, поэтому значения предела прочности при растяжении для образца 3 близко к теоретическому значению.

В работе [10] представлены исследования КМ, полученного с помощью метода «фольга–волокно–фольга» с последующим вакуумным горячим прессованием. Установлено, что испытания на растяжение показали, что предел прочности при растяжении составляет 442 ± 7 МПа, а прочность при растяжении медной и титановой фольги – около 220 и 340 МПа соответственно. Авторы статьи [9] предполагают, что адгезия между титаном и медью является идеальной связью, поэтому предел прочности при растяжении всей матрицы составляет 280 МПа по правилу смесей, а соответствующий предел прочности КМ, рассчитанный по правилу смесей, – около 520 МПа.

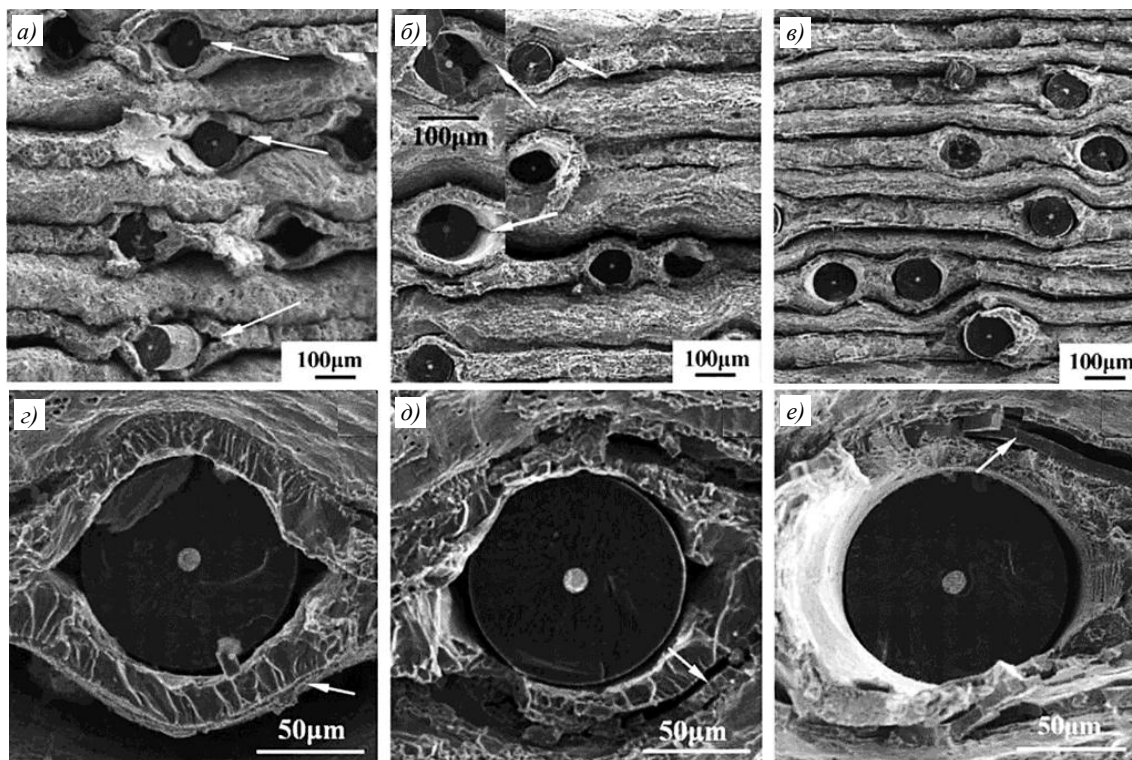


Рис. 3. Структура излома после растяжения образцов из композиционных материалов 1 (а, з), 2 (б, д) и 3 (в, е) [9]

На рис. 4 представлена структура излома КМ. Видно, что связь между волокном и титаном идеальная, волокна почти не вытягиваются (рис. 4, а). Однако между титановой и медной фольгой имеется очевидный зазор. На рис. 4, б видно, что существуют по крайней мере три фазы продуктов реакции между титаном и медью, а также имеется относительно толстый хрупкий реакционный слой. Между этими реакционными зонами практически произошло разрушение связи между титаном и медью. Авторы статьи [9] предполагают, что температура для изготовления КМ должна быть как можно меньше или временной интервал должен быть как можно короче, чтобы уменьшить межфазную реакцию между титаном и медью, в том случае, когда титан применяют в качестве межфазного связующего в КМ системы Cu–SiC_f.

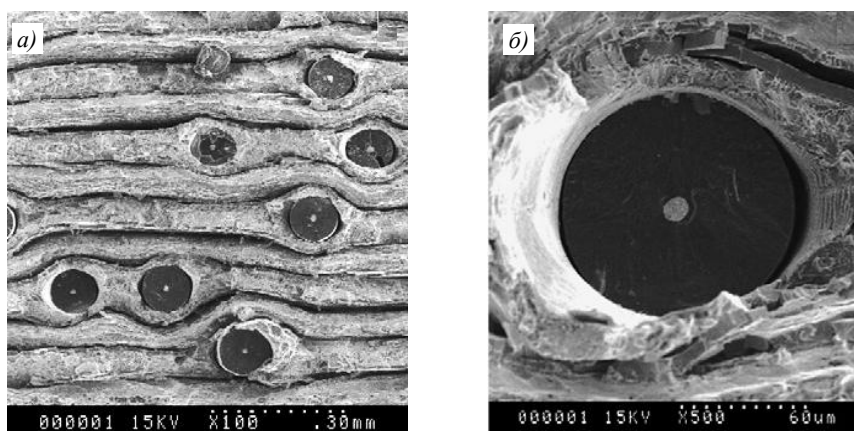


Рис. 4. Структура излома композиционного материала системы SiC_f-Ti-Cu (а), а также одиночное волокно и матрица Ti-Cu вокруг него (б) [10]

На рис. 5, а представлена микроструктура поперечного сечения КМ системы $\text{SiC}_f\text{-Ti-Cu}$, полученная с помощью СЭМ-изображения в режиме обратнорассеянных электронов (белая зона – медь, а серая – титан). Видно, что на границе Ti-Cu имеется четкая переходная зона (показана стрелкой). На рис. 5, б видно наличие тонкого ($\sim 0,5$ мкм) реакционного слоя между титановой фольгой и углеродным покрытием на поверхности SiC -волокна. Общая толщина зоны реакции составляет в среднем 12,5 мкм.

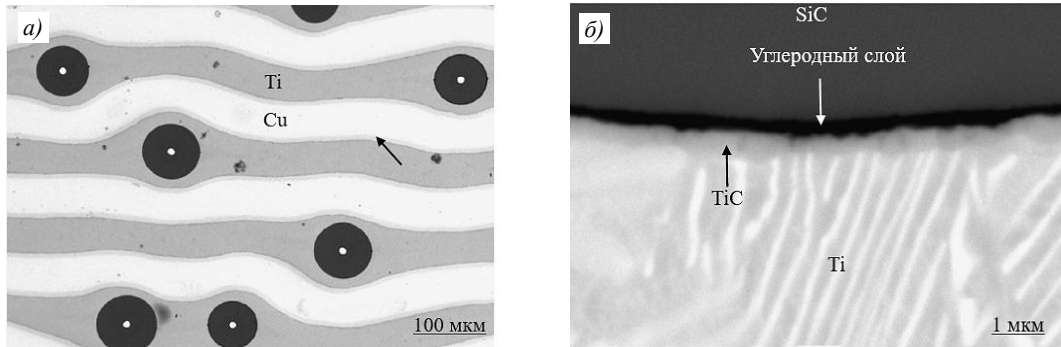


Рис. 5. Микроструктура поперечного сечения композиционного материала системы $\text{SiC}_f\text{-Ti-Cu}$ (а) и граница раздела $\text{SiC}_f\text{-Ti}$ (б) [10]

Таким образом, можно констатировать, что для КМ с медной матрицей, армированной волокнами карбида кремния, характерна прочная межфазная связь между волокнами и матрицей. Однако, с одной стороны, титан может реагировать с углеродом на поверхности SiC -волокон с образованием карбидов титана, а с другой – титан может реагировать с медью с образованием четырех слоев продуктов реакции: Cu_4Ti , Cu_4Ti_3 , CuTi и CuTi_2 . Следовательно, три различные фазы – SiC , Ti и Cu – могут хорошо взаимодействовать, что значительно повышает прочность сцепления между SiC -волокнами и матрицей и в конечном счете улучшает механические свойства КМ.

В работе [11] представлено исследование дополнительно нанесенного слоя титана, который повышает прочность связи между волокном и матрицей благодаря его реакции с наружным углеродсодержащим слоем волокна с образованием карбида титана (TiC). При этом на волокна при комнатной температуре гальваническим способом (в ванне с CuSO_4) наносили толстый слой меди в качестве матричного материала. Содержание волокна в КМ составило 20 % (объемн.). После осаждения волокна термообработывали для того, чтобы избежать образования пор из-за выделения водорода и кислорода, а затем с помощью горячего изостатического прессования получали КМ.

На рис. 6 показана микроструктура вытолкнутого волокна из КМ с промежуточным слоем из карбида титана (TiC). В центре микроструктуры видно двойное углеродное покрытие толщиной 3 мкм. Перед ним виден слой карбида титана и медной матрицы. Углеродный двойной слой остается на матрице после испытания на выдавливание (рис. 6). Таким образом, через слой TiC медная матрица соединена со всем SiC -волокном (включая все его составляющие), а сама область сердцевинки волокна перемещается в продольном направлении во время испытаний на продавливание за счет процессов сдвига и смещения, что обеспечивает контролируемое энергодиссипативное поведение материала. Затем эти процессы регулируются тонким восстанавливающим слоем чистого аморфного углерода между сердцевинкой SiC -волокна и внешним двойным слоем углерода.

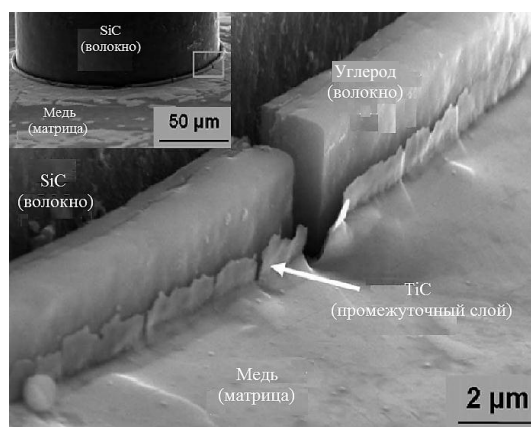


Рис. 6. Микроструктура вытолкнутого волокна из композиционного материала с промежуточным слоем из карбида титана [11]

В работе [11] также показано, что свойства поверхности границы раздела «волокно–матрица» представлены прочностью при сдвиге и напряжением трения, которые рассчитаны при испытании на выдавливание одиночного волокна. Расчетная межфазная прочность на сдвиг составляет: 6 МПа – для КМ без промежуточного слоя из карбида титана и 70 МПа – для КМ с таким промежуточным слоем. Расчетное напряжение при трении составляет: 4 МПа – для КМ без промежуточного слоя и 54 МПа – для КМ с таким слоем из карбида титана. Таким образом, из полученных результатов видно, что межфазная прочность при сдвиге и межфазное напряжение при трении увеличиваются не менее чем в 10 раз в КМ с промежуточным слоем из карбида титана в качестве связующего элемента. Нанесение гальванического покрытия также является подходящим процессом для покрытия SiC-волокон толстым слоем меди в качестве матричного материала. Напыленный на волокна титан взаимодействует с поверхностным слоем волокна, обогащенным углеродом, что приводит к образованию карбида титана, который улучшает связь между SiC-волокном и медной матрицей. Такое образование карбида на границе раздела «волокно–матрица» подразумевает микромеханические эффекты, благодаря которым межфазная прочность при сдвиге и межфазное напряжение при трении увеличиваются на порядок по сравнению с КМ без промежуточного слоя TiC.

В работе [12] представлены исследования КМ, полученных с помощью вакуумного горячего прессования, при использовании в качестве связующего никеля (Ni). Для этого на волокна в качестве промежуточных слоев наносили при комнатной температуре в ванне с NiSO₄ гальванопокрытия из Ni толщиной ~2 мкм, после чего на это покрытие из Ni в качестве матричного материала наносили при комнатной температуре в ванне с CuSO₄ покрытие из Cu толщиной ~50 мкм.

В табл. 2 представлены результаты испытания КМ на прочность при растяжении [12].

Таблица 2

Прочность при растяжении композиционных материалов (КМ) с медной матрицей, армированных волокнами SiC, полученных при разных параметрах горячего прессования [12]

Условный номер образца КМ	Параметры горячего прессования			Толщина промежуточного слоя Ni, мкм	Прочность при растяжении, МПа
	Температура, °С	Выдержка, ч	Усилие, МПа		
1	750	1	58	0	267±4
2	600	1	60	2	250±3
3	700	1	55	2	270±5
4	800	2	55	2	184±2

Видно, что прочность при растяжении образцов 2 и 3 не увеличилась по сравнению с образцом 1 без промежуточного слоя Ni, а прочность образца 4 резко снизилась, что указывает на то, что прочность межфазного взаимодействия между SiC-волокном и матрицей намного слабее. Авторы работы [12] предполагают, что такое явление связано с механическими повреждениями волокон в процессе изготовления КМ, а также с уменьшением межфазной связи между волокнами и матрицей из-за микротрещин, образовавшихся в матрице вблизи границы раздела.

На рис. 7 представлена структура излома после испытания на растяжение одного из КМ. Видно, что большинство SiC-волокон вырваны из матрицы с образованием глубоких отверстий, что указывает на низкую прочность межфазного соединения между волокном и матрицей.

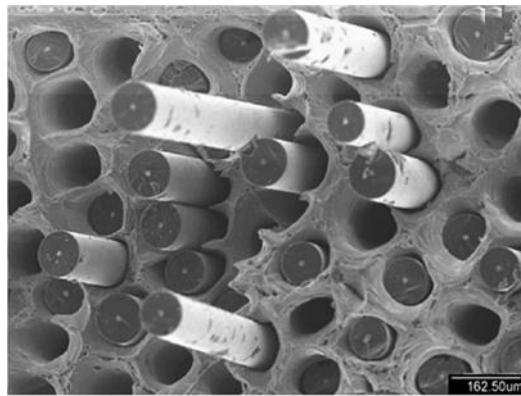


Рис. 7. Структура излома после испытания на растяжение одного из образцов композиционного материала [12]

На рис. 8, а, б приведена структура излома после растяжения образца 4. Видно, что большая часть волокон выдернута из матрицы, а между волокнами и матрицей имеются явные разрывы, это свидетельствует о слабой прочности межфазного соединения (рис. 8, а). При большом увеличении видно, что на поверхности волокна имеются зубчатые надрезы, а промежуточные слои Ni вокруг периферии волокна отслоились (рис. 8, б).

На рис. 8, в, г видно также, что по периферии волокна имеются зубчатые выемки, причем состав в выемках явно отличается от состава других частей SiC-волокна. Это явление связано с неравномерной межфазной реакцией между волокнами SiC и Ni. Можно также видеть, что в матрице вблизи границы раздела существуют явные микротрещины (рис. 8, в, г). Считается, что такие микротрещины обусловлены различными температурными коэффициентами линейного расширения (ТКЛР) матрицы и волокна, что приводит к термическим напряжениям в КМ во время их изготовления при повышенных температурах и последующего охлаждения. Из этого следует, что в зоне реакции имеется довольно слабая адгезия, хотя между SiC-волокном и никелевой матрицей произошла обширная межфазная реакция.

В статье [13], как и в работе [14], представлены исследования теплофизических и механических характеристик КМ на основе меди, армированных волокнами карбида кремния. Медные КМ получали с помощью горячего изостатического прессования, перед этим таким же способом, как и в работе [11], наносили покрытие из титана с образованием TiC для получения прочной межфазной связи с медью, а саму медную матрицу осаждали с помощью гальванического метода в ванне с CuSO₄, затем проводили термообработку осажденных волокон перед консолидацией.

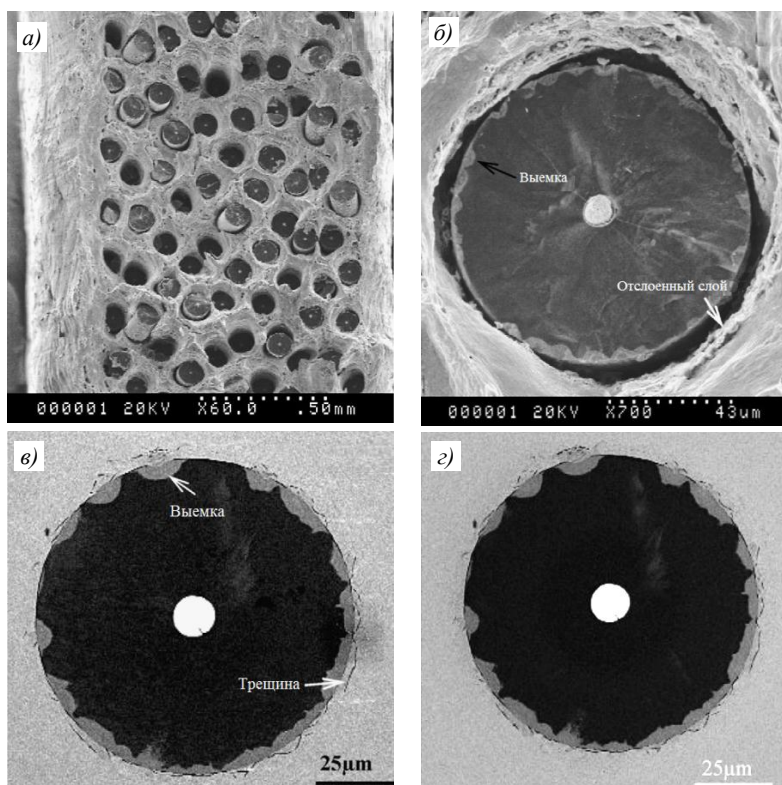


Рис. 8. Структура излома после растяжения образца композиционного материала 4 с меньшим (а) и большим увеличением (б), а также структура поперечного сечения этого образца, полученная с помощью СЭМ-изображений в режиме с вторичными (в) и обратнорассеянными электронами (г) [12]

Установлено, что теплопроводность в диапазоне рабочих температур изменяется с 280 до 140 Вт/(м·К) при температуре 300 °С при увеличении содержания волокна с 15 до 37 % (объемн.). При том же диапазоне объемной доли волокна теплопроводность изменяется с 260 до 130 Вт/(м·К) при температуре 500 °С. Предел прочности КМ составляет 500 МПа при содержании волокна 15 % (объемн.) и 1200 МПа при содержании волокна 40 % (объемн.) при комнатной температуре, а при температуре 300 °С соответственно 350 и 700 МПа; модуль упругости КМ варьируется от 150 до 220 ГПа при увеличении объемной доли волокна при 20 °С, а при 300 °С – от 120 до 180 ГПа; средняя деформация разрушенного КМ составляет 0,83 % [13]; предел прочности при содержании волокон 10 и 20 % (объемн.) – соответственно 400 и 640 МПа; модуль упругости составляет 142 и 162 ГПа при содержании 10 и 20 % (объемн.) волокон при температуре 20 °С, а при температуре 550 °С уменьшился до 113 ГПа при содержании волокна 20 % (объемн.) [14].

В работах [16, 17] представлены исследования на малоцикловую усталость и на длительное термическое воздействие на КМ системы Cu–SiC_f. Установлено, что циклические нагрузки изменялись с 0,25 до 0,55 % при деформации. По результатам исследований получено, что КМ выдержали до 1600 циклов нагружения при комнатной температуре и 250 циклов при 300 °С без каких-либо признаков усталостного разрушения при содержании волокон 15 и 29 % (объемн.) [16]. Кроме того, авторы работы [16] считают, что результаты их исследования не являются полными и необходимо увеличить количество циклов нагружения до предельного усталостного разрыва, чтобы в дальнейшем исследовать эволюцию повреждения на поздней стадии усталостного разрушения.

По результатам проведенных исследований на длительное термическое воздействие на КМ установлено, что при термообработке при температуре 550 °С в течение 400 ч происходят повреждение и растрескивание волокон, а также снижение прочности с 1100 до 400 МПа, которое вызвано выделениями хрупкого силицида меди (Cu_3Si), образовавшегося в результате диффузионной реакции меди со свободным кремнием [17].

Заключения

В настоящее время в зарубежной научно-технической литературе представлены исследования в области разработки волокнистых КМ на основе меди. К наиболее распространенным методам формирования волокнистых КМ на основе меди относят метод «фольга–волокно–фольга» и метод нанесения покрытия на волокно из адгезионного компонента с последующим нанесением матричного материала гальваническим способом с последующей консолидацией вакуумным горячим прессованием или горячим изостатическим прессованием.

По результатам анализа свойств волокнистого КМ на основе меди установлено, что предел прочности КМ повышается на 85 % при увеличении содержания волокна с 15 до 37 % (объемн.) по сравнению с матричным материалом.

Установлено, что применение адгезионных компонентов в качестве связующих обеспечивает высокие свойства КМ и высокую адгезию путем образования прочной межфазной связи между матрицей и волокном. Более целесообразным считается использование промежуточного слоя из титана и его сплавов, чем слоя из никеля, что подтверждается результатами анализа структуры материала методом электронной микроскопии.

Список источников

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения и цифровые технологии их переработки // Вестник Российской академии наук. 2020. Т. 90. № 4. С. 331–334.
2. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.
3. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. № 2 (14). С. 16–21.
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. Бабашов В.Г., Варрик Н.М., Максимов В.Г., Самородова О.Н. Оксидное волокно с покрытием карбида кремния для создания композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). Ст. 09. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 23.03.2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-94-104.
6. Карашаев М.М., Базылева О.А., Шестаков А.В., Овсепян С.В. Технологические основы создания металлических композиционных материалов, армированных оксидными и интерметаллидными частицами // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 3 (60). С. 29–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-29-36.
7. Изотова А.Ю., Гришина О.И., Шавнев А.А. Композиционные материалы на основе титана, армированные волокнами (обзор) // Труды ВИАМ. 2017. № 5 (53). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 23.03.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-5-5.
8. Серпова В.М., Сидоров Д.В., Курбаткина Е.И., Шавнев А.А. Разрушение волокнистых металлических композиционных материалов системы Ti–SiC при циклических нагрузках (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. № 4–5 (88). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.03.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-108-118.
9. Luo X., Yang Y., Li J. et al. The effect of fabrication processes on the mechanical and interfacial properties of SiC_f/Cu -matrix composites // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. 2007. Vol. 38. P. 2102–2108. DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.07.016.
10. Luo X., Yang Y., Li J. et al. Titanium interlayers as adhesion promoters for SiC_f/Cu composites // Scripta Materialia. 2007. Vol. 56. P. 569–572. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.12.041.

11. Brendel A., Woltersdorf J., Pippelb E., Bolta H. Titanium as coupling agent in SiC fibre reinforced copper matrix composites // *Materials Chemistry and Physics*. 2005. Vol. 91. P. 116–123. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2004.10.057.
12. Luo X., Yang Y., Li J. et al. Effect of nickel on the interface and mechanical properties of SiC_f/Cu composites // *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. Vol. 469. P. 237–243. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.01.089.
13. Kimmig S., Allen I., You J.H. Strength and conductivity of unidirectional copper composites reinforced by continuous SiC fibers // *Journal of Nuclear Materials*. 2013. Vol. 440. P. 272–277. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.05.017.
14. Brendel A., Paffenholz V., Köck Th., Bolt H. Mechanical Properties of SiC long fibre reinforced copper // *Journal of Nuclear Materials*. 2009. Vol. 386–388. P. 837–840. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2008.12.251.
15. Жабин А.Н., Няфкин А.Н. Изготовление металломатричных композиционных материалов с применением аддитивных технологий (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2022. № 2 (108). Ст. 05. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 13.04.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-64-74.
16. Kimmig S., You J.H. Cyclic plastic behavior of unidirectional SiC fibre-reinforced copper composites under uniaxial loads: An experimental and computational study // *Composite Structures*. 2018. Vol. 200. P. 555–564. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.06.012.
17. Kimmig S., Elgeti S., You J.H. Impact of long-term thermal exposure on a SiC fiber-reinforced copper matrix composite // *Journal of Nuclear Materials*. 2013. Vol. 443. P. 386–392. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.07.055.

References

1. Kablov E.N. Materials of a new generation and digital technologies for their processing. *Vestnik Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 90, no. 4, pp. 331–334.
2. Kablov E.N. Composites: today and tomorrow. *Metally Evrazii*, 2015, no. 1, pp. 36–39.
3. Kablov E.N. Materials of the new generation – the basis of innovation, technological leadership and national security of Russia. *Intellekt i tekhnologii*, 2016, no. 2 (14), pp. 16–21.
4. Grashchenkov D.V. Strategy of development of non-metallic materials, metal composite materials and heat-shielding. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2017, no. S, pp. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.
5. Babashov V.G., Varrik N.M., Maksimov V.G., Samorodova O.N. Oxide fiber coated with silicon carbide for producing composite materials. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), paper no. 09. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 23, 2022). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-94-104.
6. Karashaev M.M., Bazyleva O.A., Shestakov A.V., Ovsepyan S.V. Technological principles for the development of metal composite materials reinforced with oxide and intermetallic particles. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2020, no. 3 (60), pp. 29–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-3-29-36.
7. Izotova A.Yu., Grishina O.I., Shavnev A.A. Fiber-reinforced titanium based composites (review). *Trudy VIAM*, 2017, no. 5 (53), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 23, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-5-5.
8. Serpova V.M., Sidorov D.V., Kurbatkina E.I., Shavnev A.A. The destruction of the fibrous metal matrix composites system Ti–SiC under cyclic loads (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 4-5 (88), paper no. 12. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 24, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-108-118.
9. Luo X., Yang Y., Li J. et al. The effect of fabrication processes on the mechanical and interfacial properties of SiC_f/Cu-matrix composites. *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2007, vol. 38, pp. 2102–2108. DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.07.016.
10. Luo X., Yang Y., Li J. et al. Titanium interlayers as adhesion promoters for SiC_f/Cu composites. *Scripta Materialia*, 2007, vol. 56, pp. 569–572. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.12.041.

11. Brendel A., Woltersdorf J., Pippelb E., Bolta H. Titanium as coupling agent in SiC fibre reinforced copper matrix composites. *Materials Chemistry and Physics*, 2005, vol. 91, pp. 116–123. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2004.10.057.
12. Luo X., Yang Y., Li J. et al. Effect of nickel on the interface and mechanical properties of SiC_f/Cu composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 469, pp. 237–243. DOI: 10.1016/j.jallcom.2008.01.089.
13. Kimmig S., Allen I., You J.H. Strength and conductivity of unidirectional copper composites reinforced by continuous SiC fibers. *Journal of Nuclear Materials*, 2013, vol. 440, pp. 272–277. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.05.017.
14. Brendel A., Paffenholz V., Köck Th., Bolt H. Mechanical Properties of SiC long fibre reinforced copper. *Journal of Nuclear Materials*, 2009, vol. 386–388, pp. 837–840. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2008.12.251.
15. Zhabin A.N., Nyafkin A.N. Manufacturing of metal-matrix composite materials using additive technologies (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 2 (108), paper no. 05. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 13, 2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-64-74.
16. Kimmig S., You J.H. Cyclic plastic behavior of unidirectional SiC fibre-reinforced copper composites under uniaxial loads: An experimental and computational study. *Composite Structures*, 2018, vol. 200, pp. 555–564. DOI: 10.1016/j.compstruct.2018.06.012.
17. Kimmig S., Elgeti S., You J.H. Impact of long-term thermal exposure on a SiC fiber-reinforced copper matrix composite. *Journal of Nuclear Materials*, 2013, vol. 443, pp. 386–392. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.07.055.

Информация об авторах

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

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

Information about the authors

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

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

Статья поступила в редакцию 24.05.2022; одобрена и принята к публикации после рецензирования 31.05.2022.
The article was submitted 24.05.2022; approved and accepted for publication after reviewing 31.05.2022.