

К. т. н. В. И. Кулик<sup>1</sup> (✉), к. т. н. А. С. Нилов<sup>1</sup>, к. т. н. Е. А. Богачев<sup>2</sup>, Н. В. Ларионов<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ФГБОУ ВПО «Балтийский государственный технический университет «ВОЕНМЕХ» имени Д. Ф. Устинова», Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> АО «Композит», г. Королев Московской области, Россия

УДК 666.762.85:621.791.3

## МЕТОДЫ ПАЙКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛАМИ (Обзорная статья)

Проведен анализ использования методов пайки для получения высокотемпературных неразъемных соединений карбидокремниевых керамоматричных композитов (КМК) с металлами. Рассмотрены основные проблемы при соединении КМК с металлами, связанные с плохой смачиваемостью КМК расплавами металлов, существенным различием ТКЛР КМК и металлов и образованием в соединяющем слое веществ с высокой твердостью и хрупкостью. Проведен анализ практического опыта применения методов традиционной и диффузионной пайки для соединения КМК типа  $C_f/SiC$  с металлическими сплавами на основе Ni, Nb, Ti, Mo и нержавеющей стали. Рассмотрены наиболее типичные составы припоев и технологические режимы процессов пайки. Показано, что эти технологии позволяют создавать надежные и прочные соединения деталей из КМК и различных металлов.

**Ключевые слова:** неразъемные соединения, пайка, диффузионное соединение, припой, керамоматричные композиты, карбидокремниевая матрица, тугоплавкие сплавы.

### ВВЕДЕНИЕ

Современные высокотемпературные материалы находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности — энергетике, авиационной, ракетно-космической, автомобильной и др. Эти материалы, как правило, эксплуатируются в экстремальных условиях с высокими уровнями механических и тепловых нагрузок. Наиболее перспективны волокнисто-армированные композиционные материалы (КМ) на основе керамических матриц (керамоматричные композиты — КМК). Эти материалы характеризуются комплексом уникальных эксплуатационных свойств: низкой плотности, высокой прочностью, износостойкостью, стойкостью к механическим и тепловым ударным нагрузкам, термо- и коррозионной стойкостью и др. [1]. Они способны функционировать в условиях воздействия высоких температур, абразивовосодержащих, агрессивных и радиационных сред. Наиболее широкое применение в настоящее время получили КМК с SiC-матрицей, армированной углеродными волокнами (КМК системы  $C_f/SiC$ ) [2].

Технологии, используемые для получения КМК, позволяют создавать изделия достаточно сложной геометрической формы. Однако на практике часто возникают ситуации, связанные с необходимостью либо формирования инженерной конструкции большого размера и более сложной формы, либо придания изделию специальных эксплуатационных свойств. В большинстве случаев данные проблемы решаются путем присоединения КМК к металлам, монолитной керамике, углеграфитовым материалам или композитам с углеродной и керамической матрицей. В настоящее время наиболее широкое практическое применение нашли соединения КМК – металл [3, 4]. К таким соединениям предъявляются следующие требования: высокая механическая прочность при высоких температурах и в агрессивных средах, высокая стойкость к окислению, высокая стабильность при эксплуатации и низкая стоимость производства.

Изготовление сложных изделий и узлов требует применения надежных технологий интеграции, позволяющих соединять более мелкие, геометрически простые детали из КМК и металлов. На сегодняшний день существуют четыре основных метода соединения таких материалов: механическое, адгезионное (клеевое), диффузионное соединение и пайка (или их комбинации). Два последних метода (реализующие в основном твердо- и жидкофазные процессы) были разработаны для применения в экстремальных



В. И. Кулик  
E-mail: victor.i.kulik@gmail.com

условиях и обеспечивают создание надежных и прочных высокотемпературных соединений.

Пайка, широко используемая для соединения металла с металлом, в настоящее время все более часто используется для изготовления пар металл – керамика, в том числе и для соединения КМК с металлами. В методах пайки используют припой (на основе металлов и сплавов) с более низкой температурой плавления, который при плавлении смачивает две твердые поверхности соединяемых деталей, а при затвердевании устанавливает между ними прочную связь (рис. 1, а). Среди методов пайки КМК и металлов можно выделить два вида [3]: 1 — металлизация поверхности композита  $C_f/SiC$  с последующей пайкой обычными припоями (метод, известный как непрямая пайка) и 2 — смачивание поверхности КМК непосредственно с использованием активного металла (метод, известный как реактивная пайка). В настоящее время более широкое применение нашел метод реактивной пайки.

Метод диффузионного соединения часто рассматривается как разновидность пайки, реализуемой в виде процесса твердофазного соединения, в котором два материала соединяются вместе посредством взаимной диффузии атомов через поверхность раздела. Этот метод широко используется для соединения керамики с металлами, включая соединение керамических композитов  $C_f/SiC$  с металлами. КМК и металлы контактируют друг с другом при высоких температурах и давлении в вакууме или инертной атмосфере (рис. 1, б). Диффузионная связь между материалами может быть достигнута как с использованием промежуточного слоя, так и без него. Применение промежуточного слоя, как правило, приводит к уменьшению растрескивания границы раздела, снижению остаточных термических напряжений и повышению прочности соединения.

Цель настоящей работы — анализ практического опыта использования методов пайки для получения высокотемпературного неразъемного соединения КМК типа  $C_f/SiC$  с металлами.

### ОСОБЕННОСТИ ПАЙКИ КМК И МЕТАЛЛОВ

Качество пайки КМК с разными материалами, в том числе и ее принципиальная возможность, требует учета большого количества факторов: типов соединяемых материалов и их физико-механических, теплофизических и химических свойств, типов припоя, технологических условий пайки (температуры, давления, времени пайки, наличия вакуума или инертной среды), характеристик поверхности перед пайкой и других условий. Свойства КМК, помимо их состава и структуры армирования, во многом определяются методом изготовления. В настоящее время для получения КМК с SiC-матрицей используются три основных технологических метода [5]:

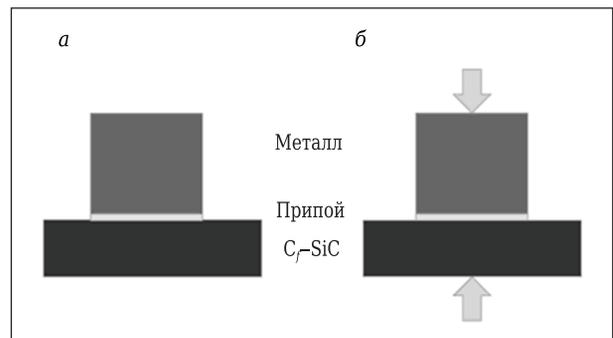


Рис. 1. Схемы метода пайки (а) и метода диффузионного соединения (б) [3]

– жидкофазные технологии, основанные на высокотемпературном пиролизе кремнийорганических связующих, которыми пропитывают пористый каркас (процессы *PIP* — Polymer Infiltration and Pyrolysis). Процесс получения КМК по данной полимерной технологии включает стадии пропитки волокнистой заготовки жидким олигомером, придания заготовке соответствующей формы, отверждения низкомолекулярного олигомера, высокотемпературной термообработки предкерамического полимера, в результате деструкции которого образуется твердый остаток, обогащенный SiC;

– метод жидкофазного силицирования, основанный на механизме реакционного спекания материала пористой заготовки, в состав которой, помимо волокнистых наполнителей, обязательно входят углеграфитовые компоненты (процессы *LSI* — Liquid Silicon Infiltration). В процессе *LSI* расплав Si под действием капиллярных сил инфильтруется через пористую заготовку, в объеме которой в результате химического взаимодействия между расплавом и углеграфитовым материалом заготовки образуется конечный продукт (SiC);

– газофазные методы, основанные на уплотнении пористых сред в процессе фильтрации газообразных химических реагентов, их термического разложения и осаждения матричного материала на поверхности пор (процесс *CVI* — Chemical Vapor Infiltration) или на поверхности волокон для волокнистых преформ.

Каждый из этих трех методов базируется на принципиально разных физико-химических процессах и приводит к получению КМК, различающихся как составом и структурой, так и свойствами. При этом, как правило, существенно различаются и физико-химические характеристики получаемых поверхностей композита. Так, для технологий *CVI* и *PIP* характерно наличие достаточно большой остаточной (в том числе и открытой) пористости (порядка 10–15 %), в то время как КМК, полученные по технологии *LSI*, практически беспористы (менее 3 %) [5]. Наличие большого количества поверхностных пор, помимо увеличения площади реакцион-

ного контакта, обеспечивает также механическую связь за счет заполнения пор паяющим составом. Кроме того, получаемые по разным технологиям КМК имеют и разный химический состав матрицы в поверхностных слоях: в процессах CVI образуется практически чистая карбидокремниевая матрица стехиометрического состава; в процессах PIP матрица, как правило, имеет нестехиометрический состав с преобладанием атомов С или Si; еще более сложный состав имеет матрица, получаемая в процессах LSI (она включает SiC и остаточные Si и С). Эти особенности химического состава КМК необходимо учитывать при оценке реакционной способности компонентов припоя.

Существующие различия в физических, химических и механических свойствах между компонентами C<sub>f</sub>/SiC (углеродные волокна и матрица) и металлами приводят к ряду проблем при соединении КМК с металлами [3]. Во-первых, из-за разной природы химических связей компонентов КМК и металлов поверхность C<sub>f</sub>/SiC плохо смачивается расплавами большинства металлов (SiC-компоненты слабо смачиваются, а углеродные компоненты — очень плохо), что создает трудности при пайке. Во-вторых, существенное различие ТКЛР КМК и металлов приводит к возникновению остаточных напряжений на стыке материалов и, как следствие, к дефектам в соединении. В-третьих, на границе раздела могут протекать различные химические реакции, приводящие к образованию веществ с высокой твердостью, что обычно является причиной хрупкого разрушения соединения при ударных нагрузках (например, во время обработки).

При пайке КМК с металлами, имеющими существенно больший ТКЛР, чем C<sub>f</sub>/SiC, желательно в зону пайки вводить промежуточные компенсирующие слои из разных металлов, чтобы обеспечивать ступенчатое компенсирование растягивающих напряжений при нагреве от слоя к слою [6]. Причем для каждой соединяе-

мой пары должны разрабатываться свои самостоятельные промежуточные композиции, отличающиеся типами применяемых металлов, толщинами слоев и их расположением. Другими вариантами снижения межслоевых напряжений при нагреве может быть применение в качестве промежуточного слоя гофрированного металла или вспененного металлического материала [7], а также введение в порошок SiC [8].

По реакционной способности SiC с металлами можно выделить две группы: металлы (Ni, Co, Fe и т.д.), которые реагируют только с Si, и активные металлы (Zr, Ti, Hf, Mn и др.), способные реагировать как с Si, так и с С [9]. Активные металлы хорошо смачивают С и SiC, активно реагируют с углеродом, создавая различного вида карбиды, способствуя образованию прочного паяного соединения. Чем больше активного металла в припое, тем выше качество паяного соединения, но, с другой стороны, соединение становится более хрупким, увеличивается деградация углеродных волокон, и в зоне пайки появляются остаточные напряжения. В качестве наполнителей к активным металлам используют Cu или Cu–Ag. Кроме того, дополнительно к наполнителям могут вводиться Ni, Be, Cr, V, In, Co, W.

Сплавы Cu–Ag–Ti являются наиболее приемлемыми припойными сплавами для пайки соединений керамика – металл. Существует достаточно много припоев для пайки КМК, отличающихся типами и долями активных добавок и наполнителей (сажа, графит, углеродные волокна, SiC и др.). Припои могут быть изготовлены в виде паст, лент различной толщины, порошков. В табл. 1 приведены наиболее часто применяемые активные припои для пайки углеродсодержащих материалов, к которым относятся и КМК, армированные углеродными волокнами [10].

Прочность соединения КМК – металл существенно повышается при создании рельефных поверхностей на паяемых деталях вследствие повышения площади контакта и уменьшения концентрации напряжений на границах раздела C<sub>f</sub>/SiC – припой – металл [11].

Таблица 1. Припои для пайки углеродсодержащих материалов

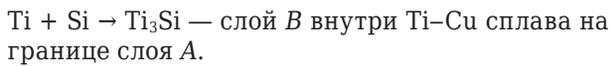
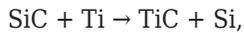
Наименование	Содержание компонентов, %	Температура пайки, °С
Copper-ABA®	Cu–3Si–2Al–2,25Ti	1025–1050
Nioro®-ABA™	Au–15,5Ni–1,75V–0,75Mo	970–1020
Ticuni®	Ti–15Cu–15Ni	960–1100
Ticuni-60®	Ti–15Cu–25Ni	920–980
Silver-ABA®	Ag–5Cu–1Al–1,25Ti	920–950
Ticusil®	Ag–26,7Cu–4,5Ti	920–960
Cusil-ABA®	Ag–35,2Cu–1,75Ti	830–850
Cusin-1-ABA®	Ag–34,2Cu–1Sn–1,75Ti	810–860
Incusil®-ABA™	Ag–27,2Cu–12,5In–1,25Ti	720–750
BrazeTec®-CB1	Ag–19,5Cu–5In–3Ti	850–950
BrazeTec®-CB4	Ag–26,5Cu–3Ti	850–950
BrazeTec®-CB10	Ag–25,2Cu–10Ti	850–950
TiBraze® 375	Ti–37,5Zr–15Cu–10Ni	850–900
Hi-Temp 095	Cu–9,5Ni–38Mn	950–1090

## ПАЙКА КМК И МЕТАЛЛОВ

### Пайка композита C<sub>f</sub>/SiC с ниобиевыми сплавами

Пайку C<sub>f</sub>/SiC с ниобиевыми сплавами осуществляют различными типами припоев с различной организацией структуры. В работе [12] диффузионную пайку C<sub>f</sub>/SiC, полученного методом CVI, с ниобиевым сплавом С-103 (89 % Nb, 10 % Hf, 1 % Ti) осуществляли с помощью фольги из Ti и Cu толщиной 40 и 240 мкм соответственно. Причем титановая фольга прилегала к КМК, а медная — к ниобиевому сплаву. Пайку Ti–Cu

фольгой осуществляли по двухэтапному вакуумному процессу: выдержка при 800 °С в течение 30 мин при давлении 6 МПа и далее при 1020 °С в течение 8–120 мин при давлении 0,01–0,05 МПа. При этом была получена прочность при сдвиге 34,1 МПа (выдержка 60 мин). Увеличение выдержки при 1020 °С до 200 мин приводит к снижению сдвиговой прочности до 11 МПа. Соединение КМК с титановой фольгой протекает путем образования химических соединений в виде двух слоев по химическим реакциям:



Для диффузионной пайки  $\text{C}_f/\text{SiC}$  с ниобиевым сплавом может использоваться фольга из Ti и Ni. Такую пайку в работе [13] проводили в вакууме с укладкой фольги толщиной 80 мкм по схеме Ti/Ni/Ti/Ni/Ti. Оптимальные показатели соединения были получены при пайке при 1180 °С в течение 20 мин. Прочность соединения как в зоне контакта с поверхностями паяной пары, так и в интерфазе обеспечивалась за счет химических связей чередующихся химических соединений. Кроме того, прочность соединения дополнительно повышалась за счет проникновения материала припоя в поровые каналы КМК, полученного по технологии PIP. Прочность при сдвиге составила 188 МПа при 20 °С и 128 МПа при 800 °С. На рис. 2 показано распределение химических соединений в зоне контакта с КМК и Nb.

В работе [14] для диффузионного соединения  $\text{C}_f/\text{SiC}$  с ниобиевым сплавом использовали аморфную фольгу Ti-Zr-Cu-Ni и фольгу Ti. В процессе пайки было обнаружено растворение Ti из титановой фольги и Nb из подложки в аморфном припое. Высокое содержание образующегося в паяном шве твердого раствора (Ti, Nb) благоприятно сказывается на качестве соединения из-за его низкого модуля упругости и хорошей деформируемости. Максимальный предел прочности при сдвиге составляет 121 МПа при 20 °С и 83 МПа при 600 °С.

Для соединения  $\text{C}_f/\text{SiC}$  с ниобиевым сплавом методом традиционной пайки могут использоваться различные типы припоев, например Ti-Ni-Nb (39,4–39,4–21,2 мас. %) [15]. Пайку Ti-Ni-Nb припоем выполняли в вакууме при 1220 °С в течение 20 мин, предел прочности при сдвиге составил 149 МПа при комнатной температуре и 73 МПа при 800 °С. Прочность соединения обеспечивалась за счет образования карбидов Ti и Nb в зоне контакта припоя с  $\text{C}_f/\text{SiC}$  и эвтектики TiNi-(Nb,Ti) у ниобиевого сплава.

Соединение  $\text{C}_f/\text{SiC}$  с ниобиевым сплавом Nb-1Zr в работе [16] осуществляли припоем Ti-Co-Nb. Результаты показывают, что непре-

рывный реакционный слой (Ti, Nb)C образуется на границе раздела  $\text{C}_f/\text{SiC}$  – припой. В паяном шве наблюдалась эвтектическая структура (TiCo, Nb), в которой были распределены фазы  $\text{CoNb}_4\text{Si}$ . За счет увеличения температуры пайки или увеличения времени выдержки реакционный слой становился толще, а количество  $\text{CoNb}_4\text{Si}$  увеличивалось. Максимальный средний предел прочности соединения при сдвиге 242 МПа был получен при оптимальных режимах пайки (при 1280 °С в течение 10 мин). Сопротивление высокотемпературному сдвигу соединения достигало 202 и 135 МПа при 800 и 1000 °С соответственно.

В работе [17] композит  $\text{C}_f/\text{SiC}$ , полученный по технологии PIP, предварительно покрывали промежуточным покрытием из солевого раствора. Раствор состоял из равновесной смеси NaCl/KCl с добавлением  $\text{K}_2\text{ZrF}_6$  и порошка Zr. Изделия из КМК окунали в данную соляную смесь с последующей тепловой обработкой при 1100 °С в течение 3 ч в среде аргона. Прочность соединения КМК с покрытием обеспечивалась за счет проникновения солей в поровые каналы КМК и образования на поверхности различных химических соединений Zr,  $\text{Zr}_3\text{O}$ , ZrC,  $\text{Zr}_2\text{Si}$ . Пайку полученного полуфабриката с ниобиевым сплавом Nb-10Hf-M осуществляли с помощью припоя Ti-Cu-Zr-Ni в вакууме при 930 °С в течение 10 мин. Предел прочности полученного соединения с  $\text{C}_f/\text{SiC}$  при сдвиге обеспечивался за счет диффузии Ti и образования TiC-связей и составлял 124 МПа

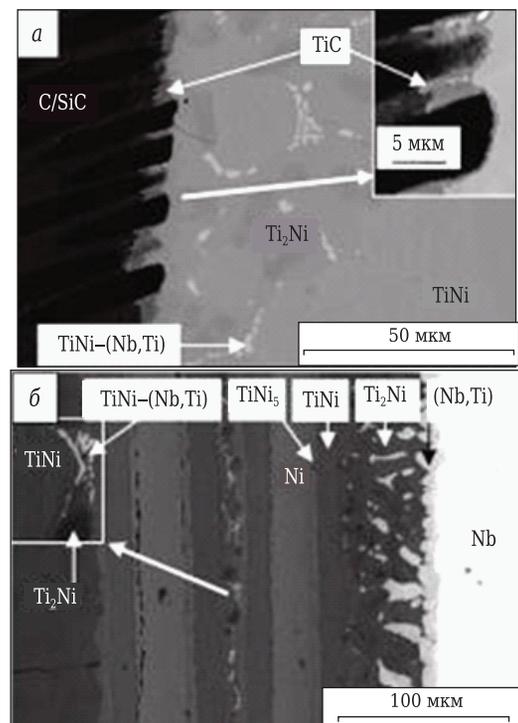


Рис. 2. Распределение химических соединений в зоне контакта с КМК (а) и Nb (б) [13]

при комнатной температуре и 70 МПа при нагреве до 750 °С и выдержке в течение 5 мин.

Добавка порошкового Ti в припой Ti–Cu–Zr–Ni при пайке C<sub>f</sub>/SiC с Nb способствовала росту слоя TiC на стороне C<sub>f</sub>/SiC и слоя β-(Ti,Nb) на стороне Nb [18]. Соединение обладало высоким пределом прочности при сдвиге (121 МПа при 1000 °С в течение 15 мин).

### Пайка композита C<sub>f</sub>/SiC с титановыми сплавами

Соединение C<sub>f</sub>/SiC с титановыми сплавами осуществляется, как правило, Ag–Cu–Ti припоями. Успешное соединение C<sub>f</sub>/SiC с титановым сплавом TC4 (Ti–6Al–4V) было проведено в работе [19] с использованием порошкового припоя 94 (72Ag–28Cu)–6Ti (мас. %). Металлический порошок припоя перемешивали с добавлением этилового спирта до получения густой пасты, которую наносили на одну из спаиваемых поверхностей с последующей сушкой до полного удаления жидкости. Оптимальные результаты пайки были достигнуты при 900 °С в течение 5 мин в вакууме. Предел прочности при сдвиге полученного соединения составлял 102 МПа. На рис. 3 показана схема эволюционного изменения химического состава в зоне припоя.

В работе [20] для соединения C<sub>f</sub>/SiC, полученного методом CVI, с титановым сплавом TC4 применяли Ag–Al–Ti припой. Пайку осуществляли в вакууме при 930 °С в течение 20 мин. При этом был получен предел прочности при сдвиге 84 и 40 МПа при комнатной температуре и при 500 °С соответственно. Основными реакционными продуктами в зоне пайки были TiC, Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, Ag, TiAl и Ti<sub>3</sub>Al. Причем реакционные слои TiC + Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>/Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> + TiAl формировались у поверхности C<sub>f</sub>/SiC, а слои TiAl/Ti<sub>3</sub>Al/Ti + Ti<sub>3</sub>Al — около поверхности TC4.

Введение в состав припоя на основе Ti дополнительных карбидообразующих элементов, например Zr для паяющей композиции Ti–Zr–Cu–Ni, обеспечивает более прочное реакционное соединение с C<sub>f</sub>/SiC. Образуется более сложный интерслои из Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, (Ti,Zr)C,

Ti<sub>2</sub>Cu, Cu<sub>10</sub>Zr<sub>7</sub>, Ti(Cu,Ni), обеспечивающий прочное диффузионно-реакционное соединение с титановым сплавом TC4 [21, 22]. Кроме того, в паяющие композиции дополнительно вводили разные порошковые добавки. В работе [21] применяли порошки W (15 об. %), что способствовало, с одной стороны, снижению температурных напряжений в зоне пайки, с другой — упрочнению паяного слоя. Предел прочности при сдвиге такого соединения составил 166 и 96 МПа при 20 и 800 °С соответственно. В работе [22] аналогичную задачу решали порошки TiC, имеющие также низкое значение ТКЛР. Кроме того, с увеличением содержания TiC росла температура пайки, а предел прочности соединения при сдвиге становился выше, достигая значений 224 и 157 МПа при 20 и 800 °С соответственно.

Для улучшения прочностных и деформационных показателей зоны пайки в порошковые припои вводят дополнительные легирующие компоненты. В работе [23] для соединения C<sub>f</sub>/SiC, полученного методом CVI, с титановым сплавом Ti–6Al–4V использовали порошок состава 67,6Ag–26,4Cu–6Ti (мас. %) с добавлением в него 10 об. % порошка углерода размером гранул 4 мкм. Толщина слоя припоя для пайки КМК с титановым сплавом составляла 300 мкм. Пайку осуществляли при 900–950 °С в течение 5–30 мин в вакууме при давлении прессования 2,2·10<sup>-3</sup> МПа. Соединение КМК с титановым сплавом осуществляли за счет протекания химических реакций на поверхности КМК с образованием карбидов титана типа TiC и Ti<sub>8</sub>C<sub>5</sub>. Соединение титанового сплава происходило через образование на поверхности чередующихся эвтектических слоев Ti + Ti<sub>2</sub>Cu/Ti<sub>2</sub>Cu/TiCu/CuTi<sub>2</sub>. Предел прочности при сдвиге полученного соединения составлял (102±21) МПа при 25 °С и (51±13) МПа при 500 °С без порошка углерода и (88±11) МПа при его 10 % добавке в металлический порошок. Повышенный предел прочности при сдвиге при 500 °С объяснялся повышенным содержанием TiC и снижением термического напряжения в зоне пайки.

Для соединения C<sub>f</sub>/SiC с титановым сплавом с аналогичным припоем вместо углеродного по-

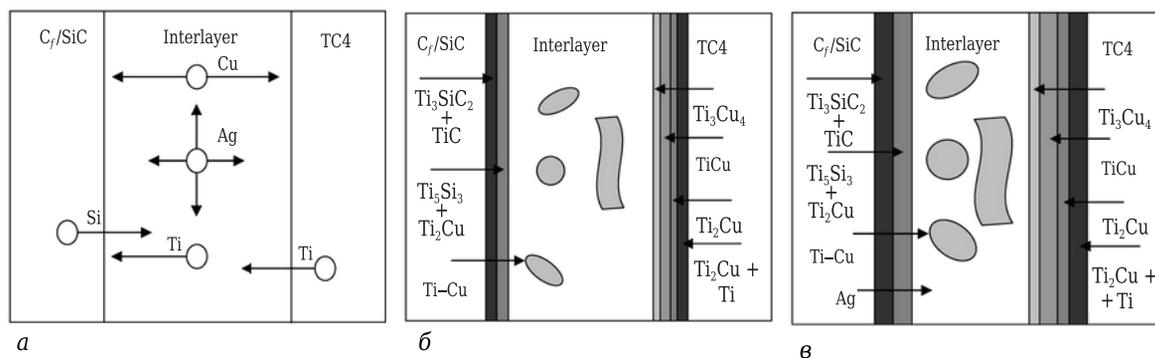


Рис. 3. Эволюционное изменение химического состава в зоне припоя: а — диффузия; б — формирование реакционных слоев; в — утолщение и затвердевание реакционных слоев [19]

рошка можно добавлять рубленые углеродные волокна в количестве 12 об. % металлического порошка [24]. Режимы пайки аналогичны описанным в работе [23]. Образование повышенного содержания TiC в зоне пайки происходило за счет протекания химической реакции углеродных волокон с титаном в припое. Предел прочности при сдвиге полученного соединения был на 30 % выше, чем при использовании немодифицированного припоя. Введение в металлический припой 67,6Ag–26,4Cu–6Ti порошка SiC снижает температурные напряжения в зоне пайки и повышает работоспособность соединения (прочность при сдвиге) при высоких температурах [25].

Другой тип активных добавок в припой типа (Ti–Zr–Cu–Ni) в виде порошка Ti для соединения C<sub>f</sub>/SiC с титановым сплавом Ti–6Al–4V применяли в работе [26]. Увеличение концентрации Ti в зоне пайки способствовало более активному реакционному связыванию припоя с C<sub>f</sub>/SiC-композитом. При этом с увеличением доли вводимого порошка до 40 об. % предел прочности при сдвиге увеличился на 79 % по отношению к составу без порошка Ti до величины 283 МПа при 20 °С.

В работах [27, 28] в качестве припоя для соединения C<sub>f</sub>/SiC с титановым сплавом использовали смесь порошков титана (15–30 %), меди и графита. Пайку осуществляли в вакууме при 900–950 °С в течение 5–30 мин. Полученные результаты показали, что наличие избыточного углерода в зоне пайки приводит к образованию в ней карбидов титана, что способствует значительному уменьшению термических напряжений.

Введение в порошковый наполнитель Ag–Cu–Ti порошка W (фракция 2–6 мкм) до 50 об. % приводит к повышению сдвиговой прочности до 180 МПа (при температуре пайки 900 °С в течение 30 мин), что выше на 77 %, чем без добавления W [29]. Применение W способствует снижению температурных напряжений в зоне пайки, что обеспечивает предел прочности соединения при сдвиге при 500 °С 140 МПа (без добавления W 51 МПа).

Представляет интерес пайка C<sub>f</sub>/SiC, полученного методом LSI, с титановым и хромоникелевым (Hastealloy X) сплавами с помощью припоя в виде металлического стекла Metglass MBF-20 и MBF-30 на основе Ni [30]. Толщина паяного слоя составила 50 мкм. Пайка проводилась в вакууме при 1040 °С в течение 10 мин и контактом давлением 1 кПа. Полученные паяные соединения КМК с титановым и хромоникелевыми сплавами показали хорошие значения предела прочности при сдвиге.

#### Пайка композита C<sub>f</sub>/SiC с никелевыми и молибденовыми сплавами

Главной особенностью пайки C<sub>f</sub>/SiC с никелевыми сплавами является их большая разница в

значениях ТКЛР: 3–4·10<sup>-6</sup> C<sup>-1</sup> у КМК и 16,3·10<sup>-6</sup> C<sup>-1</sup>, например, у сплава GH-128 (50 % Ni, 22 % Cr, 9 % W, 9 % Mo, 0,8 % Ti, 0,8 % Al). Поэтому помимо создания упрочняющих карбидных зон, необходимо снижать температурные напряжения в зоне пайки, что может решаться как материальными, так и организационными подходами при создании паяной зоны. Применяется схема пайки с чередующимися слоями фольги из разнотипных материалов Cu и W, когда медные слои снижают термические напряжения, а слои вольфрама способствуют повышению термостойкости паяного соединения [31]. Для диффузионного паяного соединения КМК и никелевого сплава использовали медную и вольфрамовую фольги толщиной 0,1 мм в виде пакета 0,3 мм Cu/0,1 мм W/0,2 мм Cu/0,1 мм W/0,3 мм Cu. Между КМК и пакетом фольги укладывали предварительно скомпактированный слой из порошков активных для КМК металлов. Пайку осуществляли в вакууме при 970 °С и контактом давлением 34,3 МПа в течение 10 мин. Соединение КМК и Ni-сплава обеспечивалось за счет взаимной высокотемпературной диффузии атомов Cu и W между собой и сплавом GH-128, а также химической связи КМК с Ti активной компонентой добавки. Предел прочности при изгибе такого соединения составил 102,1 МПа. Однако прочностные характеристики паяного слоя оказались очень чувствительны к температурным условиям пайки. Повышение температуры пайки до 990 °С привело к двукратному снижению предела прочности при изгибе данного паяного соединения.

В работе [32] для диффузионного соединения C<sub>f</sub>/SiC со сплавом GH-128 применяли чередующиеся слои Zr и Ta. За счет взаимной диффузии паяющих и паемых материалов были получены прочные соединения. При температуре вакуумной пайки 1050 °С в течение 10 мин и контактом давлением 40,8 МПа предел прочности при сдвиге составил 110,89 МПа.

Аналогичную задачу решает компенсирующий паяный слой, представляющий собой чередующиеся слои Ковара/W/Ni [33]. В данной работе осуществляли пайку SiC-керамики к никелевому сплаву GH3044 при 1150 °С в вакууме с использованием активных добавок Co, Fe, Ni, (Si, B), Cr, Ti между SiC и компенсирующим пакетом. Данная технология может представлять интерес и для пайки КМК с SiC-матрицей с никелевыми сплавами.

Другой тип соединения C<sub>f</sub>/SiC со сплавом GH3044 в работе [34] осуществляли с помощью порошкового припоя (Cu–Ti) + C + Ni. При 980 °С протекает реакция между жидким сплавом Cu–Ti и частицами C и Ni, а также подложкой на основе Ni: (Cu, Ti)<sub>ж</sub> + C<sub>тв</sub> + Ni<sub>тв</sub> → TiC<sub>тв</sub> + (Cu, Ni)<sub>тв</sub>. Таким образом, за относительно короткое время выдержки было получено соеди-

нение с высокими показателями жаростойкости и механических свойств. Температура плавления зоны соединения (1050 °С) была выше, чем у сплава Cu–Ti (898 °С) в припое. Соединение показало предел прочности при сдвиге 229, 225 и 104 МПа при 20, 600 и 1000 °С соответственно.

В работе [35] паяное соединение КМК  $C_f/SiC$  с никелевым сплавом типа Nimonic (Ni, 18–22 Co, 14–15,5 Cr об. %) получали методом *PIP* по двухстадийной технологии. На первом этапе на поверхность КМК с помощью магнетронного напыления наносили слой Cr толщиной 2 мкм с последующей термообработкой КМК в вакууме при 700 °С в течение 1 ч. На втором этапе осуществляли пайку полученного полуфабриката с никелевым сплавом (метод не прямой пайки). Пайку проводили с использованием типового пастообразного припоя Ticusil при 980 °С. Прочность соединения обеспечивалась за счет образования карбидов и силицидов Ti на поверхности КМК.

Также на поверхность КМК может наноситься слой Mo [36]. С помощью прослойки Mo соединение композита  $C_f/SiC$  с суперсплавом GH783 было выполнено с использованием припоя NiPdPtAu–Cr. В условиях пайки при 1200 °С в течение 10 мин максимальный предел прочности при сдвиге составил 98,5 МПа при комнатной температуре, когда толщина промежуточного слоя Mo составляла 0,5 мм, а при 900 °С даже повысился до 133 МПа. Хорошая высокотемпературная прочность в основном объясняется образованием в паяном слое тугоплавкого тройного соединения Mo–Ni–Si, тогда как остаточная прослойка из Mo в качестве жесткого буфера может снимать остаточные термические напряжения в неоднородном стыке.

Пайку  $C_f/SiC$  с суперсплавом GH99 с помощью порошкового хромоникелевого припоя из  $VNi_2$  с добавлением порошка Ti исследовали в работе [37]. Механизм образования паяного соединения показывает, что Cr из припоя реагирует с углеродным волокном в композите с образованием реакционного слоя  $Cr_3C_2$ , в то время как Ni, проникший в композит, реагирует с матрицей SiC с образованием  $Ni_3Si$ , а Ti, реагируя с C, образует соединение TiC. При содержании Ti 3 мас. % и температуре пайки 1170 °С был достигнут максимальный предел прочности паяного соединения при сдвиге 43,5 МПа.

Представляет интерес пайка  $C_f/SiC$  с инваром (сплав, состоящий из никеля (36 %) и 64 % железа), который имеет очень низкий ТКЛР около  $1,2 \cdot 10^{-6} 1/^\circ C$  при 20 °С и  $18 \cdot 10^{-6} 1/^\circ C$  при 775 °С. В работе [38] в качестве основных компонентов припоя использовали порошки  $TiH_2$  с размером частиц 70 мкм и коммерческий Ag–Cu припой в виде фольги толщиной 100 мкм. Прочное соединение с  $C_f/SiC$  образуется за счет химического взаимодействия свободного C на поверхности

КМК и активного металлического Ti, который образуется при разложении порошка  $TiH_2$  при температуре выше 775 °С на чистый титан и водород. Порошок  $TiH_2$  смешивали с модифицированной эпоксидной смолой в соотношении 1:1, создавая при отверждении прочный соединяющий цемент. Для снятия остаточных температурных напряжений в зону пайки вводили промежуточный слой Cu в виде фольги толщиной 100 мкм. Пайку осуществляли при размещении соединяемых и паяющих компонентов в следующей последовательности: КМК / цемент / Ag–Cu фольга / Cu фольга / инвар. Зона у КМК представляет собой смесь соединений TiC + Si + CuTi + эвтектика (Ag, Cu); срединная зона — эвтектика (Ag, Cu) +  $Cu_4Ti_3$  +  $Fe_2Ti$ ; зона у инвара — эвтектика (Ag, Cu) +  $Cu_4Ti_3$  +  $Fe_2Ti$ . Предел прочности при сдвиге данного паяного соединения составил порядка 77 МПа.

В литературе имеется очень мало информации о возможности и практических примерах пайки  $C_f/SiC$  с Mo и сплавов на его основе. По сравнению с другими металлами Mo имеет очень низкий ТКЛР ( $4,9 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ ), близкий к ТКЛР композита  $C_f/SiC$ . Поэтому Mo, помимо использования в качестве самостоятельного элемента соединения с КМК, часто применяется и как промежуточный слой при соединении КМК и металлов для снятия остаточных термических напряжений в разнородных соединениях.

В работе [39] проводили исследование пайки для соединения  $C_f/SiC$ , полученного методом *PIP*, и Mo. Вакуумную пайку осуществляли при 1200 °С в течение 10 мин с использованием припоя NiPdPtAu–Cr. Предел прочности полученного соединения при изгибе составлял 86,9 МПа при комнатной температуре и 73,7 МПа при 900 °С. После 10 циклов испытаний на термический удар в диапазоне от комнатной температуры до 900 °С прочность соединения сохранялась на уровне 71,6 МПа при комнатной температуре, что составляет около 82,3 % от прочности сразу после пайки.

В работах [40, 41] описано соединение  $C_f/SiC$ , полученного методом *CVI*, с Mo, покрытым Cu. Для пайки использовали два типа Ti–Ag–Cu припоя: Cusil-ABA (1,75 % Ti) и Ticusil (4,5 % Ti). Пайку проводили в вакууме в течение 5 мин при 830 °С для припоя Cusil-ABA и 915 °С для припоя Ticusil. Проведенный анализ показал чуть более высокую прочность соединения для припоя Ticusil вследствие большего содержания Ti и, соответственно, большего образования его карбидов.

### Пайка композита $C_f/SiC$ с нержавеющей сталью

Особенностью пайки  $C_f/SiC$  с нержавеющей сталью также является их большая разница в значениях ТКЛР по отношению к КМК (например,

для сплава 304 ТКЛР равен  $17,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ). В работе [42] для пайки сплава 304 и  $\text{C}_f/\text{SiC}$  применяли порошковый припой  $72\text{Ag}-18\text{Ti}-10\text{Mo}$ . Пайку проводили в вакууме при  $1020 \text{ }^\circ\text{C}$ . Около  $\text{C}_f/\text{SiC}$  образовывались реакционные соединения  $\text{TiC}$ ,  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$  и  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$ , у сплава 304 —  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  + эвтектика  $\text{Ti}(\text{Fe},\text{Ni})$ . Высокая вязкость расплавленного припоя помогает получить большую толщину соединительного слоя, в котором частицы  $\text{Mo}$  с низким ТКЛР служат для уменьшения ТКЛР стыковочного слоя. Кроме того, соединительный слой большой толщины полезен для уменьшения деформации сдвига, а пластичная матрица  $\text{Ag}$  способствует компенсации большого рассогласования деформации за счет упругих деформаций. Предел прочности при сдвиге данного соединения при  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  составил  $156 \text{ МПа}$ .

Процесс пайки  $\text{C}_f/\text{SiC}$  и никелированной нержавеющей стали в работе [43] проводился с использованием порошковых наполнителей из сплава  $\text{Cu}-15\text{Ti}$  и  $\text{C}$ . По реакции  $(\text{Cu}-\text{Ti}) + \text{C} + \text{Ni} \rightarrow \text{TiC} + (\text{Cu}, \text{Ni})$  частицы  $\text{C}$  реагировали с  $\text{Ti}$  в сплаве  $\text{Cu}-15\text{Ti}$  с низкой температурой плавления, образуя  $\text{TiC}$ , который улучшал жаростойкость соединения. Атомы  $\text{Ni}$  в никелевом покрытии диффундируют в соединительный слой, дополнительно улучшая термостойкость соединения. Начальная температура плавления соединения повысилась до  $1025 \text{ }^\circ\text{C}$ , что на  $130 \text{ }^\circ\text{C}$  выше, чем у сплава  $\text{Cu}-15\text{Ti}$ .

$\text{C}_f/\text{SiC}$ -композит был успешно соединен с нержавеющей сталью 304 с присадочным металлом  $\text{Ti}-\text{Zr}-\text{Be}$  с помощью вакуумной пайки [44]. Исследования полученного паяного слоя показали, что соединение в основном состоит из продуктов реакции  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ,  $\text{TiSi}$ ,  $\text{TiBe}$ ,  $\text{TiFe}$  и  $\text{Zr}$ . Поверхностный слой стали частично растворяется в припое, а  $\text{Ti}$ ,  $\text{Be}$  в нее диффундируют, образуя диффузионные слои  $\alpha\text{-Fe}$  между промежуточным слоем и нержавеющей сталью. Максимальный предел прочности при сдвиге (порядка  $109 \text{ МПа}$ ) достигается при  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  и времени выдержки  $60 \text{ мин}$ .

Необходимо отметить, что в целом в литературе не очень много информации о возможности и практических примерах пайки КМК со сталью. Однако имеется достаточно много информации о пайке разных марок стали с силицированными графитами, которые в определенной степени можно рассматривать как разновидность  $\text{C}_f/\text{SiC}$  с малым содержанием углеродных волокон. Силицированный графит по своей химической природе достаточно близок к КМК на основе углеродных волокон, полученных методом *LSI*. Поэтому для КМК, полученных методом жидкофазного силицирования, можно рекомендовать стандартные отечественные припои (на медной, железной, свинцовой и оловянной основах) для пайки силицированного графита со стальными элементами (табл. 2) [45].

### Пайка композита $\text{C}_f/\text{SiC}$ с металлами на основе газофазных процессов

Альтернативный вариант твердо- и жидкофазным методам получения паяных соединений предложен в работах [46, 47]. Метод основан на процессах *CVI*, и его суть заключается в инфильтрации газообразных химических реагентов в щелевой зазор между нагретыми соединяемыми деталями, их термохимическом разложении и гетерогенном осаждении твердой фазы на поверхности щели с постепенным ее наращиванием соединяющим материалом. В этих работах рассмотрена возможность получения соединения между  $\text{C}_f/\text{SiC}$  и прецизионным  $\text{Ti}-\text{Nb}$ -сплавом ТВ-36 путем химического газофазного осаждения  $\text{SiC}$  из метилсилана  $\text{CH}_3\text{SiH}_3$  [48] в тонкий зазор между металлическим кольцом и цилиндрической поверхностью КМК (рис. 4).

Сплав ТВ-36 имеет очень низкий ТКЛР в интервале от  $-100$  до  $+100 \text{ }^\circ\text{C}$  (ТКЛР равен  $0,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ). Низкие температуры осаждения  $\text{SiC}$  из метилсилана (не выше  $700 \text{ }^\circ\text{C}$ ) позволяют осуществить такую операцию соединения металла и композита без изменений в структуре сплава. Цилиндрическая оболочка камеры сгорания (КС)

Таблица 2. Составы припоев, режимы пайки и предел прочности при растяжении  $\sigma_b$  паяных соединений силицированных графитов со сталями [45]

Паяемые материалы	Состав припоя, мас. %	Режим пайки				$\sigma_b$ , МПа
		температура пайки, $^\circ\text{C}$	время, мин	среда, давление	температура испытания, $^\circ\text{C}$	
СГ-М + 12Х18Н10Т	80 Cu, 20 Ti 80 Cu, 10 Sn, 10 Ti	1100–1200	3–5	Аргон, 3–8 МПа	20	1,8–4,1
					800	1,4–5,2
					20	3,7–8,4
					800	4,4–8,1
СГ-М + Ст3	45 Cu, 45 Ag, 10 Ti 85–95 Sn, 5–15 Ti	950–1050 900–1200	5–15	Флюс № 209, 3–8 МПа	20	6,5–9,0
					20	
БСГ-30 + Ст3	80 Cu, 20 Ti 70 Mn, 20 Ni, 5 Sn, 5 Ti	1200–1300	3–5	Аргон, 3–8 МПа	20	0,4–1,0
		1100–1300				1,8–3,0
БСГ-30(мед- ненный) + Ст3	Л63	950–1050	5–15	Бура, 3–8 МПа	20	9,0–13,0

двигателя малой тяги, соединяемая с металлическим переходным кольцом, была получена методом CVI путем осаждения в объем пористой углеродистой заготовки SiC из газовой фазы метилсилана до плотности 1,7 г/см<sup>3</sup>, содержание SiC в композитной детали составило 30 % (см. рис. 4, б).

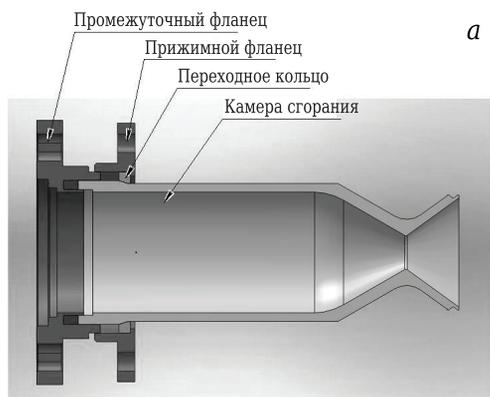
Молекулы газообразного метилсилана проникают в область контакта соединяемых деталей, где происходит формирование узла стыка соединения за счет постепенного заполнения зазора высокопрочным керамическим осадком и образования соединяющего слоя. При этом метилсилан диффундирует и в поверхностные поры композитной детали, где в результате реакции термической диссоциации SiC осажается на поверхности пор, дополнительно уплотняя их. Таким образом, прочность данного соединения обеспечивается за счет механизма диффузионно-механического сцепления керамического осадка с КМК и металлическим сплавом. К проблемам, которые могут возникнуть при реализации данного метода, можно отнести сложность обеспечения однородности

зазора заданной толщины по всей площади соединяемых поверхностей.

Проведенные механические испытания на сдвиг образцов стыковочных узлов с соединением КМК – металл показали предел прочности порядка 15,9 МПа при комнатной температуре и порядка 14,8 МПа после однократного температурного нагружения до 1000 °С. Данные испытаний свидетельствуют о незначительном снижении предела прочности соединения при сдвиге после температурного нагружения, что обусловлено усадочными явлениями, происходящими в наноструктурированном карбидокремниевом слое после высокотемпературного отжига.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведен анализ использования методов пайки для получения высокотемпературных неразъемных соединений карбидокремниевых КМК с металлами. Показано, что качество получаемых соединений требует учета большого количества факторов: физико-механических, теплофизических и химических свойств соединяемых материалов, типа припоя, технологических режимов пайки, а также характеристик поверхности перед пайкой. Рассмотрены основные проблемы соединения КМК с металлами, связанные с плохой смачиваемостью КМК расплавами металлов, существенным различием ТКЛР КМК и металлов, с образованием в соединяющем слое веществ с высокой твердостью и хрупкостью. Проведен анализ практического опыта применения методов традиционной и диффузионной пайки для соединения КМК типа C<sub>f</sub>/SiC, полученных по технологиям CVI, PIP и LSI, с металлическими сплавами на основе Ni, Nb, Ti, Mo и нержавеющей стали. Показана перспективность нового газофазного метода получения паяных соединений, альтернативного традиционным твердо- и жидкофазным методам. Рассмотрены наиболее типичные составы припоев и технологические режимы процессов пайки. Показано, что эти технологии позволяют создавать надежные и прочные соединения деталей из КМК и различных металлов.



**Рис. 4.** Модельная КС из C<sub>f</sub>/SiC с переходным металлическим кольцом: а — сборочный чертеж КС [47]; б — внешний вид КС с переходным кольцом

### Библиографический список

1. Handbook of ceramic composites ; ed. by P. Narottam. — Bansal. — Boston, Dordrecht, London : Kluwer Academic Publishers, 2005. — 554 p.
  2. **Garshin, A. P.** Analysis of the status and prospects for the commercial use of fiber-reinforced silicon-carbide ceramics / A. P. Garshin, V. I. Kulik, A. S. Nilov // Refract. Ind. Ceram. — 2012. — Vol. 53, № 1. — P. 62–70.
- Гаршин, А. П.** Анализ современного состояния и перспектив коммерческого применения волокнисто-армированной карбидкремниевой керамики / А. П. Гаршин, В. И. Кулик, А. С. Нилов // Новые огнеупоры. — 2012. — № 2. — С. 43–52.

3. **Zhang, K.** Joining of  $C_f/SiC$  ceramic matrix composites: A Review / *K. Zhang, Lu Zhang, Rujie He* [et al.] // *Advances in Materials Science and Engineering*. — Vol. 2018. — 15 p.
4. **Mergia, K.** Joining of  $C_f/C$  and  $C_f/SiC$  composites to metals / *K. Mergia* // *Nanocomposites with Unique Properties and Applications in Medicine and Industry*: ed. by Dr. John Cuppoletti. InTech, 2011. — P. 239–266.
5. **Garshin, A. P.** Contemporary technology for preparing fiber-reinforced composite materials with a ceramic refractory matrix (review) / *A. P. Garshin, V. I. Kulik, S. A. Matveev, A. S. Nilov* // *Refract. Ind. Ceram.* — 2017. — Vol. 58, № 2. — P. 148–161.
- Гаршин, А. П.** Современные технологии получения волокнисто-армированных композиционных материалов с керамической огнеупорной матрицей (Обзор) / *А. П. Гаршин, В. И. Кулик, С. А. Матвеев, А. С. Нилов* // *Новые огнеупоры*. — 2017. — № 4. — С. 20–35.
6. **Park, J.-W.** Strain energy distribution in ceramic-metal joints / *J.-W. Park, P. F. Mendez, T. W. Eagar* // *Acta Materialia*. — 2002. — Vol. 50, № 5. — P. 883–899.
7. **Shirzadi, A. A.** Joining ceramics to metals using metallic foam / *A. A. Shirzadi, Y. Zhu, H. K. D. H. Bhadeshia* // *Materials Science and Engineering: A*. — 2008. — Vol. 496, № 1/2. — P. 501–506.
8. **Galli, M.** Relief of the residual stresses in ceramic-metal joints by a layered braze structure / *M. Galli, J. Botsis, J. Janczak-Rusch* // *Advanced Engineering Materials*. — 2006. — Vol. 8, № 3. — P. 197–201.
9. **Morozumi, S.** Bonding mechanism between silicon carbide and thin foils of reactive metals / *S. Morozumi, M. Endo, M. Kikuchi* // *Journal of Materials Science*. — 1985. — Vol. 20, № 11. — P. 3976–3982.
10. **Fernie, J. A.** Joining of engineering ceramics / *J. A. Fernie, R. A. L. Drew, K. M. Knowles* // *International Materials Reviews*. — 2009. — Vol. 54, № 5. — P. 283–331.
11. **Liu, Y.** Effects of surface state of  $C/SiC$  composites on brazing of  $C/SiC$  to Nb / *Y. Liu, L. Zhang, Z. Yang, J. Feng* // *Transactions of the China Welding Institution*. — 2010. — Vol. 31, № 10. — P. 31–34.
12. **Xiong, J. H.** Joining of 3D  $C/SiC$  composites to niobium alloy / *J. H. Xiong, J. Li, F. Zhang, W. Huang* // *Scripta Mater.* — 2006. — Vol. 55, № 2. — P. 151–154.
13. **Liu, Y.** Reaction brazing of  $C/SiC$  composites to Nb with equiatomic composite foils / *Y. Liu, J. Feng, L. Xiang* [et al.] // in *Proceeding from the 5th international brazing and soldering conference, 22–25.04.2012, Las Vegas, Nevada, USA*. — 6 p.
14. **Sun, Y.** In-situ stabilized  $\beta$ -Ti in Ti-base alloys to enhance  $C_f/SiC$ -Nb heterogenous joint / *Y. Sun, J. Zhang, M. Yuan* // *J. Alloys Compds.* — 2018. — Vol. 773. — P. 217–226.
15. **Liu, Y. Z.** Brazing  $C/SiC$  composites and Nb with TiNiNb active filler metal / *Y. Z. Liu, L. X. Zhang, C. B. Liu* [et al.] // *Science and Technology of Welding & Joining*. — 2011. — Vol. 16, № 2. — P. 193–198.
16. **Zhang, Q.** Effect of brazing parameters on microstructure and mechanical properties of  $C_f/SiC$  and Nb–1Zr joints brazed with Ti–Co–Nb filler alloy / *Q. Zhang, L. Sun, Q. Liu* [et al.] // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2017. — Vol. 37, № 3. — P. 931–937.
17. **Liang, C.** Joining of  $C_f/SiC$  composites with niobium alloy / *C. Liang, Y. Du, W. Zhang* [et al.] // *Aerospace Materials & Technology*. — 2009. — № 3. — P. 45–48.
18. **Sun, Y.** Microstructure and formation mechanism of  $C_f/SiC$  and Nb joint brazed with laminated amorphous Ti–Zr–Cu–Ni/crystalline Ti composite filler / *Y. Sun, J. Zhang, C. Liu* // *Vacuum*. — 2020. — Vol. 179. — Article 109480.
19. **Xiong, J. H.** Brazing of carbon fiber reinforced SiC composite and TC4 using Ag–Cu–Ti active brazing alloy / *J. H. Xiong, J. H. Huang, H. Zhang, X. K. Zhao* // *Materials Science and Engineering: A*. — 2010. — Vol. 527, № 4/5. — P. 1096–1101.
20. **Xiong, J. H.** Joining of  $C_f/SiC$  composite and TC4 using Ag–Al–Ti active brazing alloy / *J. H. Xiong, J. H. Huang, H. Zhang, X. K. Zhao* // *Journal of Materials Engineering and Performance*. — 2011. — Vol. 20, № 6. — P. 1084–1089.
21. **Cui, B.** Microstructures and mechanical properties of  $C_f/SiC$  composite and TC4 alloy joints brazed with (Ti–Zr–Cu–Ni) + W composite filler materials / *B. Cui, J. H. Huang, C. Cai* [et al.] // *Composites Science and Technology*. — 2014. — Vol. 97. — P. 19–26.
22. **Wang, W.** Microstructural mechanism and mechanical properties of  $C_f/SiC$  composite/TC4 alloy joints composite-diffusion brazed with TiZrCuNi + TiCp composite filler / *W. Wang, D. Fan, J. Huang* [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. — 2018. — Vol. 728. — P. 1–9.
23. **Lin, G.** Joints of  $C_f/SiC$  Composite to Ti-alloy with in-situ synthesized TiCx improved brazing layers / *G. Lin, J. Huang, H. Zhang, X. Zhao* // *Materials Transactions*. — 2006. — Vol. 47, № 4. — P. 1261–1263.
24. **Lin, G. B.** Joints of carbon fiber-reinforced SiC composites to Ti-alloy brazed by Ag–Cu–Ti short carbon fibers / *G. B. Lin, J. H. Huang, H. Zhang* // *Journal of Materials Processing Technology*. — 2007. — Vol. 189, № 1–3. — P. 256–261.
25. **Xiong, J. H.** Joining of  $C_f/SiC$  composite to TC4 using Ag–Cu–Ti–SiC composite filler material / *J. H. Xiong, J. H. Huang, G. B. Lin* [et al.] // *Powder Metallurgy*. — 2011. — Vol. 54, № 3. — P. 269–272.
26. **Fan, D. Y.** Joining of  $C_f/SiC$  composite to Ti–6Al–4V with (Ti–Zr–Cu–Ni) + Ti filler based on in-situ alloying concept / *D. Y. Fan, J. H. Huang, X. P. Zhao* [et al.] // *Ceram. Int.* — 2017. — Vol. 43, № 5. — P. 4151–4158.
27. **Ban, Y. H.** Microstructure of reactive composite brazing joints of  $C_f/SiC$  composite to Ti–6Al–4V alloy with Cu–Ti–C filler material / *Y. H. Ban, J. H. Huang, H. Zhang* [et al.] // *Rare Metal Materials and Engineering*. — 2009. — Vol. 38, № 4. — P. 713–716.
28. **Xiong, J. H.** Brazing of carbon fiber reinforced SiC composite and Ti alloy using Cu–Ti–C filler materials / *J. H. Xiong, J. H. Huang, Z. P. Wang* [et al.] // *Materials Science and Technology*. — 2010. — Vol. 26, № 3. — P. 356–360.
29. **Lin, G. B.** Microstructure and mechanical performance of brazed joints of  $C_f/SiC$  composite and Ti alloy using Ag–Cu–Ti–W / *G. B. Lin, J. H. Huang, H. Zhang, H. Y. Liu* // *Science and Technology of Welding & Joining*. — 2006. — Vol. 11, № 4. — P. 379–383.
30. **Singh, M.** Brazing of ceramic-matrix composites to Ti and Hastelloy using Ni-base metallic glass interlayers / *M. Singh, R. Asthana, T. P. Shpargel* // *Materials science and engineering A*. — 2008. — Vol. 198. — P. 19–30.
31. **Li, S.** Joining of carbon fiber reinforced SiC ( $C_f/SiC$ ) to Ni-based superalloy with multiple interlayers / *S. Li, J.*

Zhang, X. Liang [et al.] // International Journal of Modern Physics B. — 2003. — Vol. 17, № 8/9. — P. 1777–1781.

32. **Zhang, J. J.** Joining of C<sub>f</sub>/SiC to Ni-based superalloy with Zr/Ta composite interlayers by hot-pressing diffusion welding / J. J. Zhang, S. J. Li, H. P. Duan, Y. Zhang // Rare Metal Materials and Engineering. — 2002. — Vol. 31, № s1. — P. 393–396.

33. **Xiong, H. P.** Brazing of SiC to a wrought nickel-based superalloy using CoFeNi(Si,B)CrTi filler metal / H. P. Xiong, W. Mao, Y. H. Xie [et al.] // Mater. Lett. — 2007. — Vol. 61, № 25. — P. 4662–4665.

34. **Wang, W.** A novel process with the characteristics of low-temperature bonding and high-temperature resisting for joining C<sub>f</sub>/SiC composite to GH3044 alloy / W. Wang, J. Huang, Y. Wang [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2019. — Vol. 39, № 16. — P. 5468–5472.

35. **Jimenes, C.** Joining of C<sub>f</sub>/SiC ceramics to nimonic alloys / C. Jimenes, K. Mergia, N. V. Moutis [et al.] // Journal of material engineering and performance. — 2012. — Vol. 21, № 5. — P. 683–689.

36. **Li, W.-W.** Joining of C<sub>f</sub>/SiC composite to GH783 superalloy with NiPdPtAu-Cr filler alloy and a Mo interlayer / W.-W. Li, B. Chen, H.-P. Xiong [et al.] // Journal of Materials Science & Technology. — 2019. — Vol. 35, № 9. — P. 2099–2106.

37. **Song, Y.** Microstructure and mechanical properties of C<sub>f</sub>/SiC composite/GH99 joints brazed with BNi<sub>2</sub>-Ti composite filler / Y. Song, D. Liu, X. Li // Journal of Manufacturing Processes. — 2020. — Vol. 58. — P. 905–913.

38. **Lei, Zh.** Bonding of C<sub>f</sub>/SiC composite to Invar alloy using an active cement, Ag-Cu eutectic and Cu interlayer / Zh. Lei, X. Li, J. Hou [et al.] // Applied Surface Science. — 2012. — Vol. 258. — P. 10053–10057.

39. **Li, Wen-Wen.** Reactive brazing C<sub>f</sub>/SiC to itself and to Mo using the NiPdPtAu-Cr filler alloy / Wen-Wen Li, Bo Chen, Hua-Ping Xiong [et al.] // J. Eur. Ceram. Soc. — 2017. — Vol. 37. — P. 3849–3859.

40. **Singh, M.** Active metal brazing and characterization of brazed joints in C-C and C-SiC composites to copper-clad-molybdenum system / M. Singh, R.

Asthana // NASA Technical Reports Server (NTRS) 20090008499. — 2008. — 17 p. [Электронный ресурс] : [https://ia801206.us.archive.org/22/items/NASA\\_NTRS\\_Archive\\_20090008499/NASA\\_NTRS\\_Archive\\_20090008499.pdf](https://ia801206.us.archive.org/22/items/NASA_NTRS_Archive_20090008499/NASA_NTRS_Archive_20090008499.pdf).

41. **Asthana, R.** Active metal brazing of advanced ceramic composites to metallic systems / R. Asthana, M. Singh // in Advances in Brazing: Science, Technology and Applications : by ed. D. P. Sekulic. — Woodhead Publishing Ltd., Philadelphia, PA, USA, 2013. — P. 333–360.

42. **Wang, W.** Joining of high thermal-expansion mismatched C-SiC composite and stainless steel by an Ag + Ti + Mo mixed powder filler / W. Wang, Y. Wang, J. Huang [et al.] // Mater. Lett. — 2019. — Vol. 256. — Article № 126632.

43. **Wang, Y.** Reactive composite-diffusing brazing of C<sub>f</sub>/SiC composite and stainless steel with (Cu-15Ti) + C filler material / Y. Wang, W. Wang, Zh. Ye [et al.] // Materials Science and Engineering: A. — 2020. — Vol. 788. — Article № 139582.

44. **Fan, D.** Active brazing of carbon fiber reinforced SiC composite and 304 stainless steel with Ti-Zr-Be / D. Fan, J. Huang, Y. Wang // Materials Science and Engineering: A. — 2014. — Vol. 617. — P. 66–72.

45. **Петрунин, И. Е.** Справочник по пайке / И. Е. Петрунин. — М. : Машиностроение-1, 2003. — 480 с.

46. **Пат. 2415822 Российская Федерация.** Способ неразъемного соединения деталей / Е. А. Богачев, А. В. Лахин, А. Н. Тимофеев, Удинцев П. Г., Чунаев В. Ю. ; заявл. 15.10.08 ; опубл. 10.04.2011, Бюл. № 10.

47. **Разина, А. С.** Выбор состава металлоперехода для камеры сгорания жидкостного ракетного двигателя малой тяги / А. С. Разина, Н. П. Асташева // Информационно-технологический вестник. — 2018. — Т. 16, № 2. — С. 149–155.

48. **Bogachev, E. A.** MMS Technology: first results and prospects / E. A. Bogachev, A. V. Lahin, A. N. Timofeev // Ceramic transactions. — 2014. — Vol. 248. — P. 243–253. ■

Получено 13.01.21

© В. И. Кулик, А. С. Нилов, Е. А. Богачев, Н. В. Ларионов, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

**Ceramitec 2021**  
Technologies · Innovations · Materials

■ 16–19 ноября 2021 г.  
■ г. Мюнхен, Германия

Hot spot for the ceramics industry

[www.ceramitec.com](http://www.ceramitec.com)