

О характере влияния границ раздела компонентов на прочность волокнистого композита медь–ниобий–титан

В. З. Спусканюк, Н. И. Матросов, А. Б. Дугадко, Е. А. Павловская, Л. Ф. Сенникова, Б. А. Шевченко

Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк, Украина

Приведены закономерности изменения механических характеристик волокнистого композиционного материала на основе меди и медных сплавов, армированных волокнами из ниобий-титанового сплава, в зависимости от состояния границ раздела его компонентов при различных деформационных и термических режимах обработки.

Ключевые слова: композит, волокна, матрица, границы раздела, диффузионное взаимодействие, прочность.

Введение. Определяющим фактором в формировании характеристик прочности волокнистых композиционных материалов (ВКМ) является физико-химическое взаимодействие в зоне контактов компонентов (матрицы и упрочняющих волокон) при термическом воздействии (отжиге). Характер межкомпонентного взаимодействия, формируемые при этом поверхности раздела (межфазные слои) во многом определяют изменения физико-механических свойств композитов.

Установлено, что при совместном пластическом деформировании ВКМ в экстремальных условиях даже за весьма короткое время на границе компонентов системы Cu–NbTi в нанослое формируется обладающее низкотемпературной хрупкостью химическое соединение типа Cu_xTi_y , адгезионно прочно связанное с Cu и NbTi. Возникающие в результате физико-химического взаимодействия диффузионные слои интерметаллических соединений (ИС) поначалу представляют собой островки на границах раздела компонентов ВКМ, которые затем, разрастаясь вдоль этих границ, сливаются, образуя сплошные прослойки. Интенсификация температурного воздействия (повышение температуры и продолжительности выдержки) приводит к увеличению толщины прослоек и изменению их состава [1].

Для композиционных материалов с пластичными армирующими волокнами отсутствует однозначное толкование взаимосвязи прочностных свойств с активацией процессов физико-химического взаимодействия компонентов и изменением состава диффузионных слоев. Не выяснена до конца роль дисперсности и физического состояния армирующих волокон в упрочнении композита в целом.

Согласно литературным данным [1–3], известны два случая проявления влияния островковорасполагающихся продуктов взаимодействия компонентов: первый – характеризуется снижением прочности композита с момента их возникновения, во втором – разупрочнение отсутствует вплоть до достижения диффузионными слоями критической величины, при превышении

которой прочность композита также снижается. При этом, как правило, прочность ВКМ с диффузионными слоями ниже прочности композитов, которые не содержат продуктов взаимодействия.

Поскольку осуществить качественный и количественный анализ состава диффузионных слоев, оценить их дефектность и прочность крайне сложно, представляется актуальным получение экспериментальной информации о влиянии продуктов взаимодействия в конкретных системах. Если волокна и матричные слои в композите будут достаточно тонкими ($\leq 0,1$ мкм), то следует ожидать, что поведение механических и физических характеристик такого композита будет аномальным.

В настоящей работе исследовались волокнистые композиционные материалы на основе армирующих волокон из сплава ниобий–титан (НТ50) и матриц из меди (МОб), медно-никелевого сплава (МН19) и медно-марганцевого сплава (ММц7), т.е. матричных материалов, отличающихся величиной энергии диффузии.

Материалы и методика испытаний. В качестве объекта исследований выбраны холоднодеформированные проволочные образцы ВКМ диаметром 0,35–0,50 мм, содержащие 211, 211² и 211³ непрерывных продольно-ориентированных армирующих волокон диаметром 20,0–0,05 мкм. Суммарный коэффициент вытяжки при гидропрессовании составлял $10^6 \dots 10^{12}$, объемное содержание армирующих волокон – 10,0...33,5%. Минимальная толщина медной матричной прослойки достигала 0,05–8,50 мкм.

Для изучения поведения матричного материала и материала волокон при температурном воздействии в процессе термообработки и изменения их прочности в зависимости от температуры отжига использовали холоднодеформированные проволочные образцы диаметром 0,45–0,50 мм из вышеуказанных материалов. При этом суммарный коэффициент вытяжки методами гидропрессования и волочения составлял примерно $2,25 \cdot 10^4$.

Предварительно нарезанные проволочные образцы помещали в герметизированные капсулы (трубки диаметром 8 мм из нержавеющей стали) и отжигали в печи СНОЛ1,6.2,5.1/11-И2 при температуре 250, 300, 400, 500 и 550°C с выдержкой в течение 1 ч.

Временное сопротивление разрыву, относительное удлинение при продольном растяжении определяли по стандартной методике на образцах общей длиной ~ 200 мм (длина расчетного рабочего участка 100 мм) в количестве 10 образцов для каждого из исследованных режимов отжига. Кроме того, проводились испытания на перегиб на 180° до разрушения образцов (последний перегиб, при котором происходило разрушение, в расчет не принимался).

Результаты экспериментов и их обсуждение. На рис. 1 приведена зависимость предела прочности матричных (медь, медно-никелевый и медно-марганцевый сплавы) и армирующего (ниобий-титановый сплав) материалов от температуры отжига. При общей тенденции снижения прочности, по мере повышения температуры отжига характер зависимости и абсолютная величина изменения предела прочности σ_b для этих материалов различны.

Так, после отжига при $T = 500^\circ\text{C}$ предел прочности меди σ_B снизился от 530 (исходное значение) до 220 МПа, отжиг при $T = 550^\circ\text{C}$ привел к уменьшению этой характеристики для медно-никелевого сплава от 835 до 308 МПа, медно-марганцевого – от 920 до 340 МПа, и ниобий-титанового – от 845 до 645 МПа. Заметим, что при значительном изменении прочности матричных материалов ($\Delta\sigma_B = 310\dots585$ МПа) прочность армирующего сплава снижается незначительно ($\Delta\sigma_B \sim 200$ МПа).

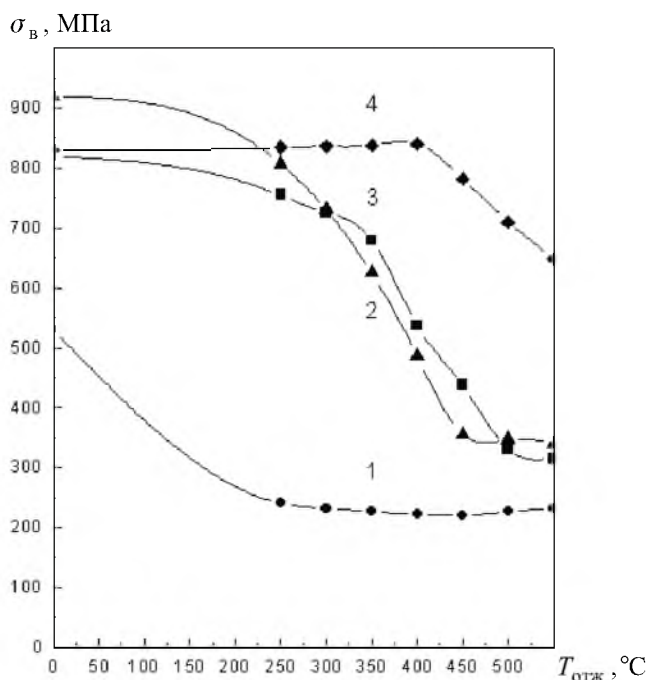


Рис. 1. Зависимость предела прочности матричных и армирующего материалов от температуры отжига: 1 – медь (МОб); 2 – медно-марганцевый сплав (ММц7); 3 – медно-никелевый сплав (МН19); 4 – ниобий-титановый сплав (НТ50).

Такое различие объясняется природой исследуемых материалов и в первую очередь температурными областями начала в них рекристаллизационных процессов, которые для МОб составляют 180°C , для ММц7 – 380°C , для МН19 – 420°C и для сплава НТ50 – $500\dots600^\circ\text{C}$.

На рис. 2 представлены механические характеристики различных высокодисперсных ВКМ с медной матрицей, отличающихся числом n_f , объемной долей V_f и диаметром d_f армирующих волокон. Анализ зависимости предела прочности этих композитов от температуры отжига показал следующее. При температурах отжига менее 250°C происходит разупрочнение ВКМ вне зависимости от дисперсности. Это обусловлено преобладанием рекристаллизации медной матрицы над остальными процессами. В интервале температур $250\dots550^\circ\text{C}$, когда активизируются процессы массопереноса с проникновением меди в ниобий-титановые волокна, характер изменения прочности ВКМ, отличающихся дисперсностью, различен. Так, предел прочности ВКМ с $n_f = 211$, $V_f = 0,335$ и $d_f \sim 20$ мкм вплоть до

$T_{\text{отж}} = 500^\circ\text{C}$ монотонно убывает (кривая 4). При этом почти аддитивная добавка $\Delta\sigma_B \sim 300$ МПа в прочность композита по отношению к прочности меди во всем диапазоне температур обусловлена вкладом упрочняющих волокон. Можно сделать вывод, что несмотря на интенсификацию диффузионных процессов, при повышении температуры отжига до $400...500^\circ\text{C}$ для ВКМ данной дисперсности с соответствующими размерными соотношениями между матричной и упрочняющей фазами возникающие островково-располагающиеся зародыши интерметаллидов не оказывают существенного влияния на прочность композита.

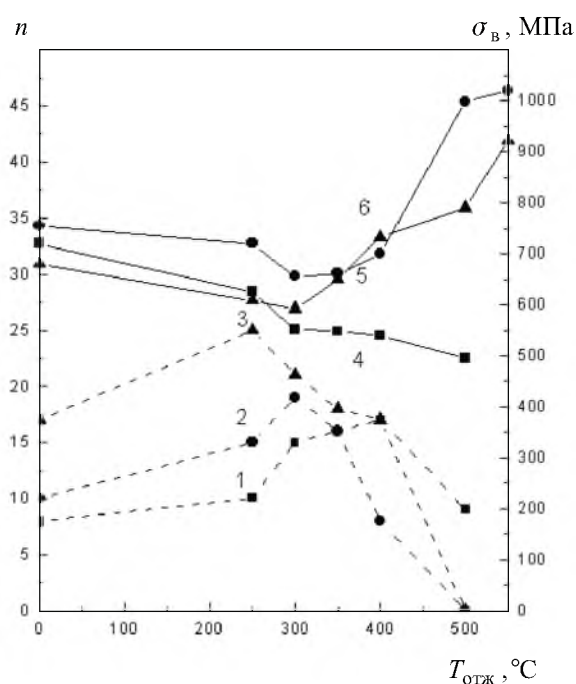


Рис. 2. Изменение в зависимости от температуры отжига предела прочности (сплошные линии) и числа перегибов (штриховые линии) ВКМ с медной матрицей: 1, 4 – $n_f = 211$, $V_f = 0,335$, $d_f = 20$ мкм; 2, 5 – $n_f = 211^2$, $V_f = 0,225$, $d_f = 1,13$ мкм; 3, 6 – $n_f = 211^3$, $V_f = 0,100$, $d_f = 0,05$ мкм.

В более высокодисперсных ВКМ ($n_f = 211^2$ и 211^3) по мере интенсификации межфазного взаимодействия ($T_{\text{отж}} > 300^\circ\text{C}$) в отличие от известного характера зависимости прочности композита от увеличивающейся с повышением температуры толщины переходной зоны [4] наблюдается монотонный рост прочности (кривые 5, 6). При этом прочность проволоочных образцов из ВКМ после термообработки при 550°C возросла с 755 и 680 МПа (исходные значения) до 1020 и 920 МПа соответственно, что объясняется увеличением прочности прослойки, разделяющей компоненты, прочности связи волокон с матрицей, перестройкой структуры композита в целом с образованием внешних, практически сплошных ИС вокруг каждого волокна. Таким образом, если микроструктура композита является высокодисперсной, то прослойка на границе раздела компонентов, формируемая в

результате их физико-химического взаимодействия, может быть дополнительным источником упрочнения. Абсолютные значения предела прочности зависят от дисперсности ВКМ и объемной доли армирующих волокон.

Дополнительная информация о влиянии продуктов взаимодействия на механические характеристики ВКМ может быть получена из анализа зависимости пластических свойств от температуры отжига. Из приведенных на рис. 2 данных испытаний на перегиб, характеризующих пластичность исследуемых ВКМ, следует, что существует характерная критическая температура, при превышении которой резко снижается пластичность. Для ВКМ с $n_f = 211^3$, 211^2 и 211 эта температура составляет 250, 300 и 400°C соответственно. Достижимые при таких температурах отжига высокие пластические свойства, по-видимому, обусловлены оптимальным сочетанием пластифицирующего влияния со стороны матрицы со свойствами возникшей переходной зоны, состоящей из продуктов взаимодействия.

Превышение указанных температур приводит к снижению пластичности (уменьшение числа перегибов). Влияние дисперсности ВКМ сказывается на пластических свойствах. Так, при $T = 500^\circ\text{C}$ ВКМ с $n_f = 211$ еще сохраняет некоторую пластичность (число перегибов равно восьми), в то время как более высокодисперсные ВКМ разрушаются хрупко после первого перегиба.

Рассмотрим влияние матричного материала на диффузионные процессы и механическое поведение ВКМ. На рис. 3 представлена зависимость предела прочности и числа перегибов на 180° ВКМ ($n_f = 211^2$) с медной, медно-никелевой и медно-марганцевой матрицами от температуры отжига.

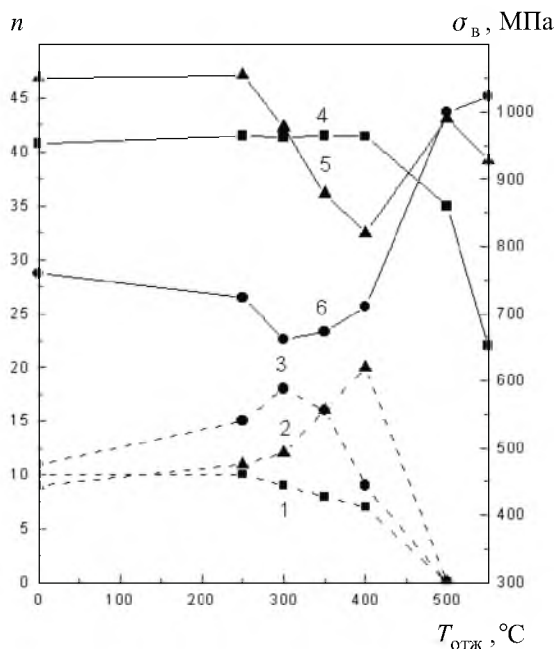


Рис. 3. Изменение в зависимости от температуры отжига предела прочности (сплошные линии) и числа перегибов (штриховые линии) ВКМ ($n_f = 211^2$, $V_f = 0,225$, $d_f = 1,13$ мкм) с разными матрицами: 1, 4 – МН19; 2, 5 – ММц7; 3, 6 – МОб.

Для ВКМ с медно-никелевой матрицей (кривые 1, 4) отмечается монотонный характер изменения исследуемых параметров. При этом снижение прочности может быть объяснено, как и ранее, влиянием рекристаллизационных процессов как в матрице, так и в ниобий-титановых волокнах (рис. 1).

В ВКМ с медной и медно-марганцевой матрицами по мере интенсификации диффузионных процессов (интервал температур отжига 300...500°C) наблюдается заметное упрочнение (кривые 5, 6), сопровождаемое падением пластичности (кривые 2, 3), в то время как при более низких температурах они ведут себя аналогично ВКМ с медно-никелевой матрицей.

С одной стороны, эти факты подтверждают вывод о значительном влиянии продуктов взаимодействия на механические характеристики ВКМ, с другой – они указывают на существенное отличие в диффузионной подвижности атомов меди в матрицах разного состава. Об этом свидетельствует различие в характерной температуре (300°C для меди и 400°C для медно-марганцевого сплава), при которой в силу физико-химического взаимодействия резко меняется характер зависимости пластичности от температуры отжига, коррелируя с изменением предела прочности. Характер поведения ВКМ с медно-никелевой матрицей несколько другой. Монотонность изменения механических характеристик может свидетельствовать об отсутствии или о несущественной роли диффузионного взаимодействия между компонентами ВКМ.

Заключение. Таким образом, температурные условия при создании и эксплуатации изделий из ВКМ с армирующими волокнами на основе сплава ниобий-титан и матрицами на основе меди и медных сплавов, выбранные по результатам исследований физико-механических свойств композита, можно регламентировать в пределах 250...400°C. Режимы обработки определяются с учетом обеспечения предпочтительно более высокого уровня прочностных или пластических характеристик ВКМ.

Установленные закономерности могут быть применены также к другим металлическим ВКМ с кинетически совместимыми компонентами. Управление процессами физико-химического взаимодействия компонентов, понимание характера их влияния позволяют наиболее полно реализовать прочностные свойства армирующих волокон и композита в целом.

Резюме

Наведено закономірності зміни механічних характеристик волокнистого композиційного матеріалу на основі міді та мідних сплавів, що армовані волокнами з ніобій-титанового сплаву, в залежності від стану границь поділу його компонентів за різних деформаційних і термічних режимів обробки.

1. Бобков Ю. В., Голубь А. П., Гоголя В. Ф. и др. Исследование поверхности проволоки и многожильных проводов из сверхпроводящего сплава HT50 на сканирующем микроскопе // Вопр. атом. науки и техники. – 1981. – Вып. 1 (7). – С. 30 – 33.

2. Шориоров М. Х., Колпашиников А. И., Костиков В. И. и др. Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей. – М.: Машиностроение, 1981. – 272 с.
3. Куликова Е. А., Куликов В. А., Гусев О. В. Влияние состояния границы раздела на прочность материала алюминий–сталь // Границы раздела, прочность и разрушение композиционных материалов. – Л.: ФТИ, 1989. – С. 177 – 183.
4. *Metcalfе A.* Interfaces in Metal Matrix Composites. – New York; London: Academic Press, 1974. – 437 p.

Поступила 04. 03. 99