

А.С. ПЕТРОСЯН

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Микрорентгеноспектральным анализом <волокну-матрица> установлена качественная зависимость структурных фаз от режимов обработки экструзией армированных композиций. Ориентированность и максимальная прочность сцепления волокон с матрицей обеспечиваются в процессе экструзии, что препятствует образованию и развитию шеек на волокнах при разрыве. Следовательно, создаются условия для развития равномерной пластической деформации по всей длине волокна, т.е. почти 100% - й реализации прочностных свойств композиционного материала.

Ключевые слова: волокну-матрица, прочность сцепления, ориентированность, экструзия, равномерная деформация.

В армированных материалах прочность волокон реализуется только в том случае, когда волокна воспринимают нагрузку посредством матрицы. В этой связи поверхность раздела <волокну-матрица>, по существу, предопределяет свойства композиционного материала, в частности, их совместимость [1]. Так, реакции взаимодействия между матрицей и волокнами могут увеличить или уменьшить прочность материала.

Реакции на поверхностях раздела обычно снижают свойства металлических волокон. Еще большая потеря прочности может произойти из-за охрупчивания волокна или образования рекристаллизационной зоны на поверхностях раздела <волокну-матрица>. В общем случае возможны реакции трех типов:

- 1) взаимная нереакционная способность ($Al-B^*$, $Cu-W^*$, $Cu-M_0^*$, $Cu-C_0^*$ и т.д.) и нерастворимость;
- 2) взаимная нереакционная способность, но растворимость ($Cu-Cr^*$, $Fe-Ni^*$, $Fe-M_0^*$, $Fe-W^*$ и др.);
- 3) химическое взаимодействие с образованием соединений ($Fe-C^*$, $Ti-B^*$, $Ti-Fe^*$, $Al-Fe^*$ и др.).

При анализе твердофазных реакций на поверхностях раздела предполагают, что если кинетика реакции описывается выражением

$$x=K\sqrt{\tau}, \quad (1)$$

где x - толщина реакционной зоны, *мкм*; τ - время, *с*; K - константа скорости реакции, *см/с^{1/2}*, то лимитирующим процессом является диффузия через зону взаимодействия.

Зависимость константы скорости реакции K от температуры подчиняется уравнению Аррениуса:

$$K=A \exp(-Q/RT),$$

где A и Q - постоянные величины.

Следовательно,

$$x = A \exp(-Q/RT) \sqrt{\tau} \quad (2)$$

Выражение (2) хорошо описывает кинетику роста промежуточных слоев между волокном и матрицей композиционных материалов.

В [2] изучены реакции взаимодействия бора со сплавом $\langle \text{Ti}-8\text{Al}-1\text{M}_0 \rangle$. В качестве единственного продукта реакции выявлен диборид титана TiB_2 . Изменение толщины слоя диборида являлось мерой полноты протекания реакции. Композиты отжигались в интервале температур $923 \dots 1273 \text{ K}$ с выдержкой до 200 ч. Толщина слоя диборида в этих условиях возрастала от 1 до 9 мкм (рис. 1).

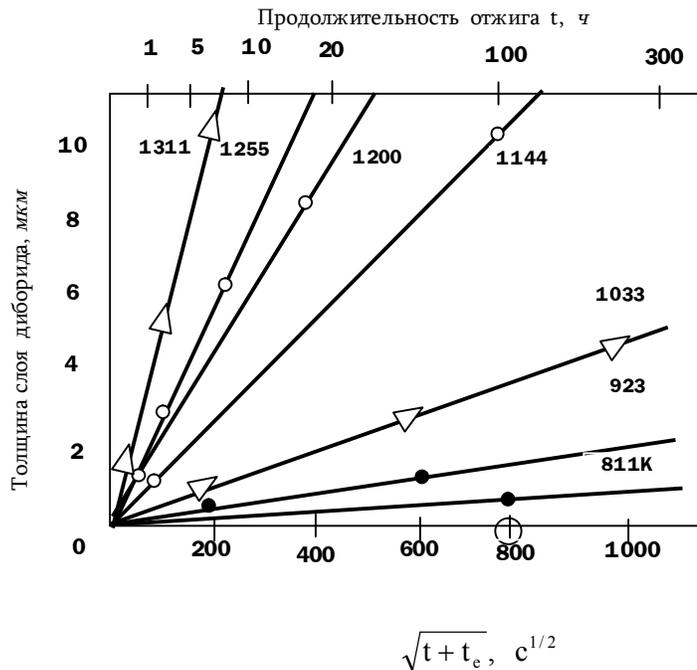


Рис. 1. Кинетика роста диборида в композите $\langle \text{Ti}-\text{B} \rangle$;
 $(t + t_c)$ - скорректированное время

До отжига в композите $\langle \text{Ti}-\text{B} \rangle$ ($d_b = 100 \text{ мкм}$) толщина слоя продукта реакции TiB_2 составляла $0,05 \dots 0,15 \text{ мкм}$. Отжиг в течение 1,5 ч при 1144 K сопровождался взаимодействием поверхностей раздела вследствие нестационарности диффузионных потоков между волокном и матрицей, в результате которого толщина слоя возрастала до $1,2 \text{ мкм}$. Кроме того, в местах поверхности раздела образовывалась пористость.

Компоненты композиции $\langle \text{Al}-\text{B} \rangle$ могут не взаимодействовать химически (первый класс), так как между волокнами и матрицей существует барьер оксидов, в частности, Al_2O_3 . Однако после отжига

система становится способной к химическому взаимодействию, вследствие чего на поверхности раздела могут образовываться дибориды типа AlB_2 (рис. 2). В [3] исследовано влияние поверхности раздела на прочность композита $\langle Al-B \rangle$ ($d_b=140$ мкм) при растяжении.

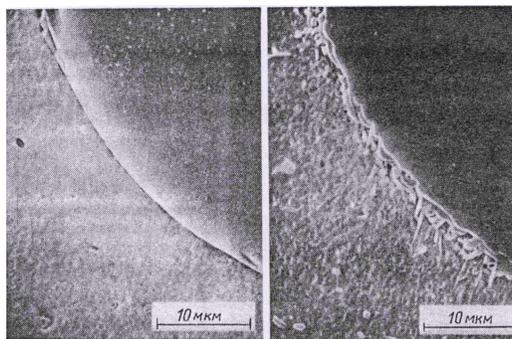


Рис. 2. Химическое воздействие на поверхность раздела композита $\langle Al6061 - B \rangle$: а – после отжига при $777\text{ K} \sim 0,5$ ч; б – после отжига при $777\text{ K} \sim 50$ ч

Характеристики поверхностей раздела изменяли путем предварительного отжига при 811 K , после чего матрицу подвергали термической обработке “Т - 6” (закалка образцов композита в воду и старение при 450 K , рис. 3). Одной из возможных причин снижения поперечной прочности композита и возрастания степени разрушения по поверхности раздела с ростом количества AlB_2 является 20%-е уменьшение объема при синтезе этого соединения.

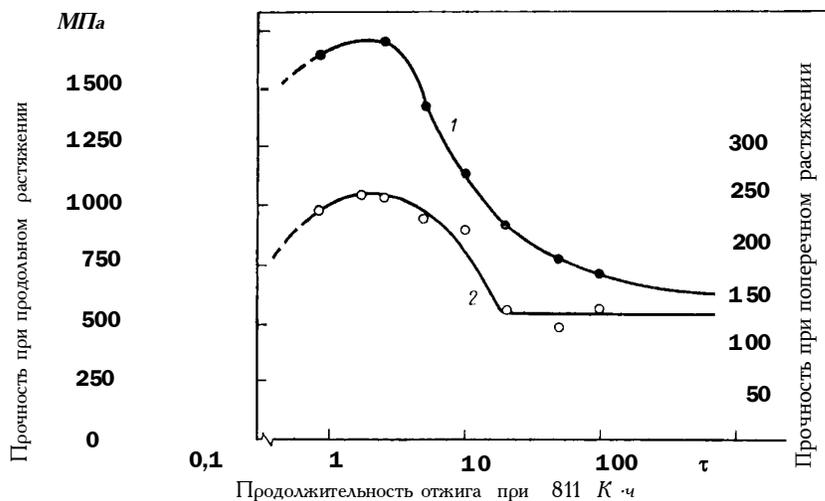


Рис. 3. Продольная (1) и поперечная (2) прочность композита $\langle Al6061 - 45\%B \rangle$ при растяжении после обработки “Т - 6”

Таким образом, оптимальные значения продольной и поперечной прочности при растяжении соответствуют определенным значениям продолжительности и температуры

отжига, а следовательно, состоянию поверхности раздела ($T_{отж.}=811\text{ K}$, $\tau=1\text{ ч}$, $x=0,5...1,0\text{ мкм}$).

На основе механических свойств композитов <Al–нерж. ст.> произведена оценка поверхности раздела и элементов субструктуры. Построены диаграммы растяжения композита после изготовления и отжига. С увеличением продолжительности отжига механические свойства снижаются (рис. 4). Диффузионные процессы приводят к образованию хрупких интерметаллидных соединений на поверхностях раздела. При рентгеновском микроанализе, проведенном после отжига, были обнаружены однофазный слой тройного интерметаллида <Fe – Al – Cr> и прерывистый слой пор Киркендалла.

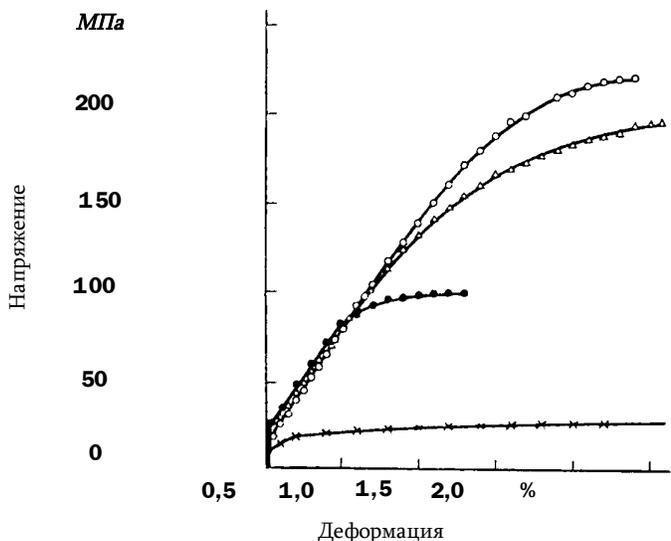


Рис. 4. Типичные диаграммы растяжения композита <Al–нерж. сталь> с объемной долей упрочнителя 6,5%: x – матрица; o – композит после прессования; Δ – композит после отжига при $823\text{ K} \sim 24\text{ ч}$; • – композит после отжига при $898\text{ K} \sim 24\text{ ч}$.

Как отмечалось, чтобы механические свойства армированных материалов оставались на достаточно высоком уровне, интерметаллидный слой на волокне не должен превышать $0,5...1,0\text{ мкм}$. Исходя из этих соображений, композиции <Cu – Fe* >, <Cu – M₀* > и <Fe – M₀* > получали горячей экструзией. Так как образцы подвергались кратковременному нагреву ($\tau=15...20\text{ мин}$) при температуре экструзии (1023 K), то толщина зоны взаимодействия <волокно-матрица> колебалась в сравнительно узких пределах ($2...4\text{ мкм}$). Количественный микрорентгеноспектральный анализ композиции <Cu – Fe* > показал, что в Fe*

волокна на глубину 2,5 мкм диффундирует Cu (установка JXA-5, Япония). Твердость переходной зоны составляла 250 HV; $Cu \sim 100$, $Fe^* \sim 190$ HV.

Компоненты композиции $\langle Cu - M_0^* \rangle$ четко разграничены. Волокна ориентированы в направлении экструзии.

Медь и молибден в обычных условиях не проявляют взаимной растворимости ни в твердом, ни в жидком состояниях [5]. Твердость зоны взаимодействия в среднем колебалась в пределах 200...260 HV. При некоторых режимах экструзии фиксировались участки твердостью до 500...600 HV. В зоне взаимодействия не выявлено образования каких-либо новых фаз.

Исследование фазового состава переходной зоны композиции $\langle Fe - M_0 \rangle$ показало, что кратковременное повышение температуры до 1423 K при экструзии не вызывает утолщения зоны взаимодействия ($\sim 2...3$ мкм). Атомное содержание железа в зоне составляет 50...55%, молибдена - 45...55%, вследствие чего образуются интерметаллид Mo_2Fe_3 и твердый раствор на основе M_0 . Плавный характер концентрационных кривых железа и молибдена показывает, что преобладающей фазой в зоне взаимодействия является твердый раствор на основе молибдена.

Характер разрушения этих композиций определяется в основном поведением арматуры в условиях напряженно-деформированного состояния. Высокие механические свойства армированных композиционных материалов, полученных экструзией (рис. 5), определяются тем, что ориентированность и высокая прочность сцепления волокон с матрицей препятствуют образованию и развитию шеек на волокнах, что создает благоприятные условия для равномерной пластической деформации по всей длине волокна, а следовательно, 100%-ой реализации его прочностных свойств.

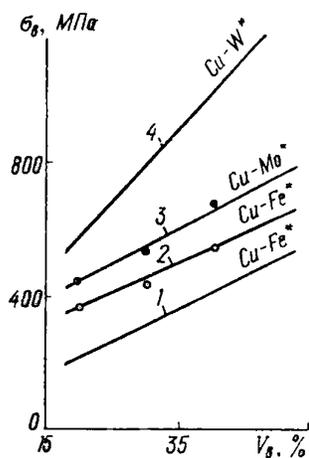


Рис. 5. Зависимость предела прочности композиционных материалов при растяжении от объемной доли волокон: 1, 4 – расчетные значения для материалов на основе меди, армированной волокнами нержавеющей стали ($\sigma'_B = 1000$ МПа) и вольфрама ($\sigma'_B = 2200$ МПа); 2, 3 – экспериментальные значения для экструдированных композиций $\langle Cu - Fe^* \rangle$, $\langle Cu - M_0^* \rangle$

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Композиционные материалы. Том 1. Поверхности раздела в металлических композитах / Ред. **А. Меткалф**. – М.: Мир, 1978. – 438 с.
2. **Соколовская В.М., Гудзей Л.С.** Физико-химия композиционных материалов. – М.: Изд-во МГУ, 1978. – 256 с.
3. **Светлов И.Л., Чубаров В.М.** и др. О прочности композиции борное волокно- алюминий // *Металлы*. - 1975. - ¹ 1. - С. 147.
4. **Бакаринова В.И., Устинов Л.М.** Физико-химическое взаимодействие в композиционных материалах из сплавов алюминия, армированного стальной проволокой // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 1974. - ¹ 9. - С. 52.
5. **Манукян Н.В., Петросян А.С.** Закономерности экструзии армированных композиционных материалов. Структура и свойства экструдированных композиционных материалов // *Порошковая металлургия*. – 1986. - ¹ 1. - С.35-38.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 05.03.2001.

Հ. Ս. ՊԵՏՐՈՍՅԱՆ

ԱՄՐԱՆԱՎՈՐՎԱԾ ԿՈՄՊՈԶԻՑԻՈՆ ՆՅՈՒԹԵՐԻ ԿԱՌՈՒՑՎԱԾՔԻ ԵՎ ՀԱՏԿՈՒԹՅՈՒՆՆԵՐԻ ՁԵՎԱՎՈՐՈՒՄ

Ամրանավորված կոմպոզիցիաների մետաղալար-մատրից սահմանի ռենտգենոսպեկտրալ վերլուծությամբ հաստատված է որակյալ կախվածություն արտամղման ռեժիմների և ստացված կառուցվածքային փուլերի միջև: Արտամղման գործընթացներով ապահովվում է ամրացնող փուլի կողմնորոշում, ինչպես նաև մետաղալար-մատրից կառչման բարձր ամրություն, որն էլ կանխում է ձգման փորձարկումներում մետաղալարի վրա վզիկների առաջացումը և զարգացումը: Հետևաբար, պայմաններ են առաջանում մետաղալարի ամբողջ երկարությամբ առաձգական ձևախախտման հավասարաչափ տարածման, այսինքն՝ կոմպոզիցիոն նյութի դիմադրության հատկությունների մոտ 100% իրագործման համար:

H.S. PETROSSYAN

STRUCTURE AND PROPERTY FORMATION

OF REINFORCED COMPOSITE

“Fibre - matrix” microradiospectral test of metal-fibre reinforced composites has established a qualitative dependence of obtained structural phases upon extrusion conditions. Extrusion process ensures precise “fibre - matrix” orientation and maximum cohesion of clutch, thus preventing the formation of fibre-necks during solidity test. The plastic deformation is spread evenly through the fibre and the stability properties of composite body are realized by 100%.