

А.С. ПЕТРОСЯН

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ АРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Дан анализ прочностной оценки композиционных материалов в зависимости от критической длины волокон $\ell_{кр}$ и соотношения ℓ/d . Рассмотрено влияние поверхностных слоев, формируемых при контактом взаимодействии фаз <матрица-волокно>. Определена оптимальная толщина прослойки σ . Установлено, что с уменьшением прочности волокна и увеличением модуля Юнга толщина реакционного слоя линейно возрастает.

Ключевые слова: металлические волокна, армирование, композиционные материалы, критическая толщина прослойки, прочность сцепления, разрыв волокон.

На практике армирование композиционных материалов осуществляется как непрерывными, так и дискретными волокнами. В этой связи требуется их прочностная оценка, а именно, при каких параметрах волокна могут воспринять максимальную нагрузку с учетом материала волокон и матрицы, а также технологии получения композиций на их основе.

Как известно, зависимость между критической длиной $\ell_{кр}$ и прочностью связи при сдвиге $\tau_{св}$ волокон выражается уравнением [1]

$$\ell_{кр} = \frac{\sigma_B d}{2\tau_{св}}. \quad (1)$$

Критическая длина волокон, а также касательные напряжения могут быть оценены различными методами. Один из них основан на определении прочности композиционного материала в зависимости от объемного содержания дискретных волокон:

$$\sigma_K = \sigma_B \left(1 - \frac{\ell_{кр}}{2\ell}\right) V_B + \sigma_M^* (1 - V_B), \quad \ell > \ell_{кр}; \quad (2)$$

$$\sigma_K = \frac{\tau_{св} \ell}{2r} V_B + \sigma_M^* (1 - V_B), \quad \ell < \ell_{кр}. \quad (3)$$

Дифференцируя уравнения (2) и (3), получим

$$\frac{d\sigma_K}{dV_B} = (\sigma_B - \sigma_M^*) - \frac{\sigma_B \ell_{кр}}{2d} \left(\frac{1}{\ell/d}\right), \quad \ell > \ell_{кр}. \quad (4)$$

Если графически построить зависимость $\frac{d\sigma_K}{dV_B}$ от $\frac{1}{\ell/d}$, то угол наклона линейной части выражения (4) составит

$$\operatorname{tg}\alpha = \frac{\sigma_B \ell_{кр}}{2d}. \quad (5)$$

Критическую длину волокон, найденную по зависимостям (4) и (5), можно принять для оценки прочности связи по (1).

Другой метод основан на анализе фактической поверхности изломов образцов, армированных дискретными волокнами. На поверхности излома можно подсчитать число волокон, вырванных из матрицы (n_B), и число разорванных волокон (n_P) [1]. Их численные отношения можно выразить через критическую длину волокна:

$$\frac{n_B}{n_P} = \frac{\ell}{\ell_{кр}} - 1. \quad (6)$$

Найденные из (6) значения $\ell_{кр}$ можно использовать для оценки прочности связи по уравнению (1).

С целью определения влияния температуры испытания на прочность связи и критическое отношение ℓ/d были изготовлены образцы по следующим оптимальным режимам: композиция $\langle Al - \text{сталь}^* X18H10T \rangle$ ($d = 0,125 \text{ мм}$), температура $520^\circ C$ и работа прессования $4,5 \text{ кгс.м/г}$; $\langle Ni - Mo^* \rangle$ ($d = 0,1 \text{ мм}$), $1100^\circ C$ и $5,8 \text{ кгс.м/г}$ соответственно (образцы получены динамическим горячим прессованием). Исследованы зависимости прочности связи между волокном и матрицей (рис. 1) и отношения ℓ/d (рис. 2) от температуры испытания. Результаты прочности связи при сдвиге от температуры нагрева и приведенной работы уплотнения для композиционного материала $\langle AD1 - \text{сталь}^* X18H10T \rangle$ представлены на рис. 3. Как видно, при увеличении температуры и приведенной работы уплотнения прочность связи возрастает до определенного предела, после чего остается практически постоянной. Такую закономерность можно объяснить, исходя из гипотезы образования связей [2].

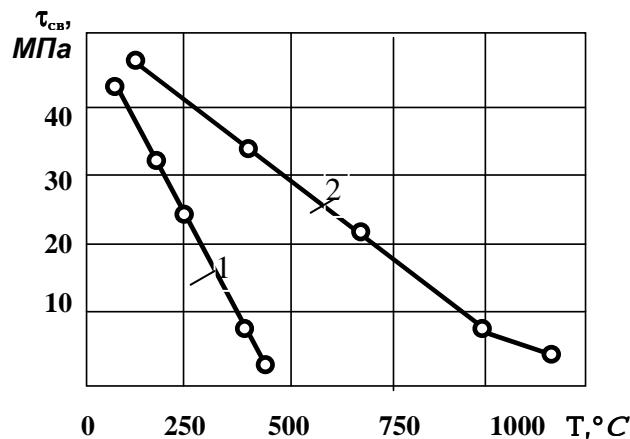


Рис. 1. Зависимость прочности связи от температуры для композиционных материалов $\langle Al - \text{сталь}^* \rangle$ (1) и $\langle Ni - Mo^* \rangle$ (2)

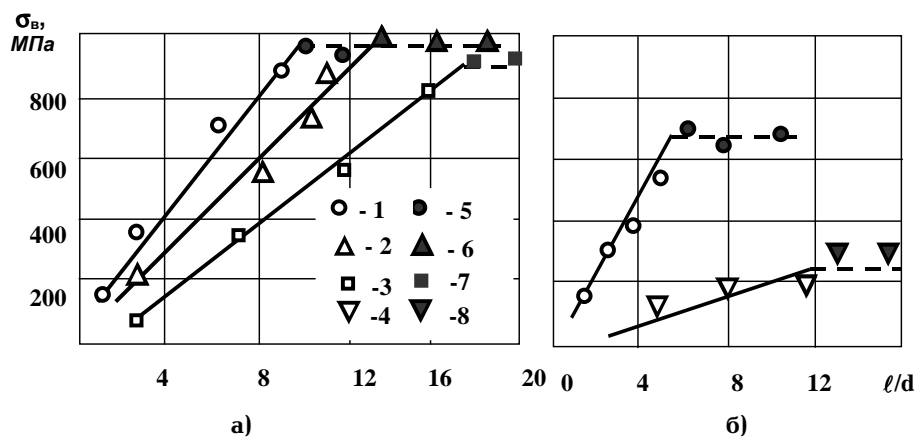


Рис. 2. Зависимость напряжения в волокне от различных значений l/d ($l = 2H$) для композиционных материалов:

< Al – сталь* > (а) и < Ni – Мо* > (б);

1 – $T=20^{\circ}C$; 2 – $T=200^{\circ}C$; 3 – $T=250^{\circ}C$; 4 – $T=1000^{\circ}C$; 5 – $T=20^{\circ}C$;

6 – $T=100^{\circ}C$; 7 – $T=250^{\circ}C$; 8 – $T=1000^{\circ}C$

(1-4 – вырывание волокна; 5-8 – разрыв волокна)

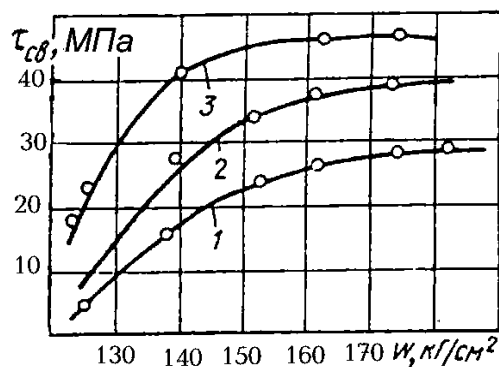


Рис. 3. Зависимость прочности связи τ_{cb} от температуры уплотнения

и приведенной работы уплотнения W для композиционного материала < Al – сталь* >: 1 – $T=400^{\circ}C$; 2 – $T=450^{\circ}C$; 3 – $T=520^{\circ}C$

Для композиционных материалов определенного состава отношение l/d и прочность связи существенно зависят от температуры испытания (рис. 2). Это связано, во-первых, с ослаблением упругих связей вследствие увеличения пластичности материала с повышением температуры и, во-вторых, с уменьшением сил трения по поверхности раздела < волокно-матрица > за счет различия коэффициентов Пуассона и температурного расширения. Предлагаемая методика расчета критического соотношения l/d и прочности связи τ_{cb} может быть

применена при разработке технологических процессов получения армированных композиционных материалов с целью достижения оптимальных свойств.

Рассмотрим влияние поверхностных слоев волокон на прочность композиционных материалов. Для этого изучены образцы с матрицей алюминиевого сплава $\langle \text{Al} - \text{Zn} - \text{Mg} \rangle$, армированного волокнами из высокопрочной стали ЭП-322 диаметром 0,3 мм с объемной долей 9 и 14%. Образцы изготавливали горячей прокаткой и отжигали при 475 °С в течение 2...14 ч, затем закаливали в воде и подвергали естественному старению в течение 240 ч [2]. С увеличением длительности отжига толщина интерметаллидного слоя, состоящего из Fe_2Al_5 и FeAl_3 , возрастает, при этом инкубационный период не превышает ~ 2 ч. Испытания образцов на разрыв (рис. 4) показали, что при толщине слоя ~ 4 мкм прочность незначительно снижается, вследствие чего на волокнах образуются шейки. При толщине 8...9 мкм покрытие (слой) становится сплошным, что приводит к увеличению прочности композиционного материала до исходного уровня. При толщине прослойки 17...18 мкм вновь наблюдается незначительное снижение прочности, обусловленное заметным увеличением объемной доли покрытия.

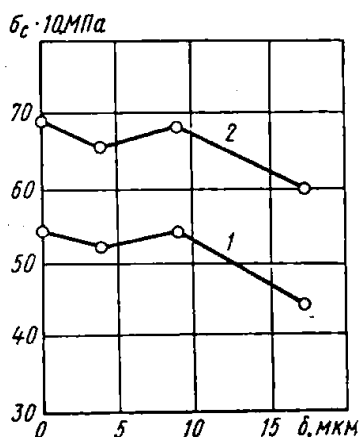


Рис. 4. Влияние толщины интерметаллидной прослойки на прочность композиционного материала $\langle \text{Al} \text{ сплав} - \text{сталь}^* \text{ ЭП} - 322 \rangle$ при объемной доле волокон: 9 (1) и 14% (2)

Результаты исследований показывают, что композиционные материалы обладают слабой чувствительностью к трещинам. Тем не менее, реальная прочность армированных материалов без интерметаллидных слоев во всех случаях выше прочности, рассчитанной по правилу смесей (таб.).

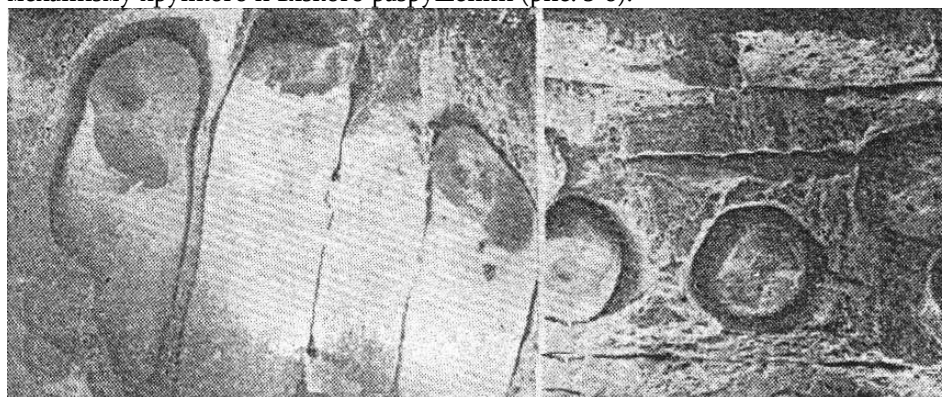
Таблица

Сравнение результатов испытаний < Al – СТАЛЬ* > на разрыв с расчетом по правилу смесей

Режим термической обработки	Объемная доля волокон, V_f , %	Толщина интерметаллидного слоя, δ , мкм	Прочность ВМК, σ_e , МПа		Удлинение, ϵ , %
			опытные данные	расчетные данные	
I	11,5	нет	644	551	4,84
I	14,2	-	750	614	-
II	12,9	15...20	633	596	1,34
I	23,3	нет	904	822	2,46
I	22,7	-	805	809	-
II	23,4	15...20	805	810	1,58
II	23,7	15...20	810	812	-

Примечание: I – отжиг 475 °С – 2 ч, закалка в воде и старение в течение 240 ч;
II – отжиг 475 °С – 24 ч, закалка в воде и старение в течение 240 ч.

Это объясняется пластифицирующим влиянием матрицы на волокно, вследствие чего деформационные процессы (образование шейки) происходят при больших напряжениях. Из табл. видно, что интерметаллидный слой в меньшей мере снижает прочность на разрыв. Разрушение композиционных материалов без интерметаллидного слоя протекает последовательно при вязком характере разрушения матрицы и волокон с четко выраженным образованием шейки (рис. 5 а). Поверхность разрушения волокон представляет собой типичный чашечный излом. Разрушение композиций с интерметаллидным слоем волокон осуществляется по механизму хрупкого и вязкого разрушений (рис. 5 б).



а)

б)

Рис. 5. Фрактограммы разрушения композиционного материала < Al сплав – сталь ЭП - 322 >: а – без интерметаллидной прослойки ; б – с прослойкой; x200

Известно, что в ряде случаев при растяжении хрупкая межфазная прослойка разрушается лишь тогда, когда она превышает критическую толщину δ^* [3]. Причем прочность хрупкой прослойки уменьшается с увеличением ее объема, в данном случае площади поперечного сечения:

$$\bar{\sigma}_{\ell 1} / \bar{\sigma}_{\ell 2} = (S_{\ell 2} / S_{\ell 1})^{1/\beta_{\ell}}, \quad (7)$$

где $\bar{\sigma}_{\ell 1}$ и $\bar{\sigma}_{\ell 2}$ - средние значения прочности прослойки с площадью поперечного сечения $S_{\ell 1}$ и $S_{\ell 2}$ соответственно; β_{ℓ} - коэффициент распределения прочности Вейбулла.

При критической толщине прослойки δ^* разрушение волокна и прослойки происходит одновременно при деформации \mathcal{E}_c , т.е.

$$\bar{\mathcal{E}}_f = \bar{\mathcal{E}}_{\ell}, \quad (8)$$

где $\bar{\mathcal{E}}_f$ и $\bar{\mathcal{E}}_{\ell}$ - деформации до разрушения волокна и прослойки соответственно.

Представим (8) в следующем виде:

$$\bar{\sigma}_f / E_f = \bar{\sigma}_{\ell} / E_{\ell}, \quad (9)$$

где $\bar{\sigma}_f$ и $\bar{\sigma}_{\ell}$ - средние значения прочности волокон и прослоек соответственно; E_f и E_{ℓ} - модули Юнга волокна и прослойки.

Совместное решение поперечного сечения прослойки S_{ℓ} можно представить аналитическим выражением

$$S_{\ell}^* = S_{\ell} [(E_f / E_{\ell}) (\bar{\sigma}_{\ell} / \bar{\sigma}_f)]^{\beta_{\ell}}. \quad (10)$$

По формуле (10) и известным значениям $\bar{\sigma}_{\ell}$ и S_{ℓ} можно определить критическую площадь поперечного сечения прослойки для системы <хрупкое волокно-хрупкая прослойка-матрица>. На практике удобнее пользоваться толщиной покрытия (прослойки) δ^* .

Применительно к структурной характеристике границ раздела <волокно-матрица> формулу (10) можно привести к виду

$$\delta^* = (d_f / 2) \left\{ \sqrt{[(E_f / E_{\ell}) (\bar{\sigma}_{\ell}^0 / \bar{\sigma}_f)]^{\beta_{\ell}} - 1} \right\}, \quad (11)$$

где $\bar{\sigma}_{\ell}^0$ - прочность прослойки (или покрытия), толщина которой эквивалентна площади поперечного сечения волокна диаметром d_f .

Из (11) следует, что критическая толщина хрупкой прослойки (покрытия) должна возрастать с увеличением ее прочности и уменьшением модуля Юнга. Это обстоятельство необходимо учитывать при разработке композиционных материалов, армированных волокнами.

Дело в том, что из формул (10) и (11) также следует, что с уменьшением прочности и увеличением модуля Юнга волокон толщина покрытия (прослойки) линейно возрастает. Поэтому предпочтительно применять армирующие волокна большего диаметра, что крайне нежелательно. В этой связи необходимо найти

альтернативные решения, консолидирующие соотношения толщины покрытия и диаметра волокна (δ/d) на оптимальной основе.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Карпинос Д.М.** и др. Прочность композиционных материалов. - Киев: Наукова думка, 1978. - 236 с.
2. **Шоршоров М.Х.** и др. Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей. - М.: Машиностроение, 1981. - 272 с.
3. **Шоршоров М.Х.** и др. Физика прочности волокнистых композиционных материалов с металлической матрицей. - М.: Металлургия, 1989. - 201 с.

ГИУА. Материал поступил в редакцию 25.06.2001.

Հ.Ս. ՊԵՏՐՈՍՅԱՆ

ԱՄՐԱՆԱՎՈՐՎԱԾ ՆՅՈՒԹԵՐԻ ԱՄՐՈՒԹՅԱՆ ՓՈՐՁՆԱԿԱՆ-ՏԵՍԱԿԱՆ ԳՆԱՀԱՏՈՒՄԸ

Տրված է կոմպոզիցիոն նյութերի ամրության գնահատման մեթոդով կատարված վերլուծություն՝ կախված լարի կրիտիկական երկարության l_{cr} և l/d հարաբերությունից: Դիտարկված է <մատրից-լար> ֆազերի կոնտակտային փոխազդեցությամբ ձևավորված մակերևութային շերտի ազդեցությունը: Որոշված է շերտի δ օպտիմալ հաստությունը: Հաստատված է, որ ամրանավորող լարի ամրությունը փոքրացնելիս և Յունգի մոդուլի արժեքը մեծացնելիս փոխազդեցության շերտի δ հաստությունը գծայնորեն աճում է:

H.S. PETROSSYAN

EXPERIMENTAL AND THEORETICAL APPRECIATION OF REINFORCED MATERIAL STRENGTH

An analysis of strength appreciation of composition materials depending on critical length of fibres l_{cr} and correlation l/d , where d is the diameter of the fibre is given. The influence of superficial layers formed by contact interaction of phases <matrix-fibre> is considered. The optimal thickness of the streak δ is defined. It is shown that with diminishing the fibre strength and with increasing Young's modulus, the thickness of the reactionary layer increases linearly.