

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
ТИТАН — МОЛИБДЕН, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ**

*В. Н. Анцифров, А. А. Дерибас, И. В. Яковлев,
А. В. Людаговский, А. И. Рабинович*

Развитие современной техники требует создания материалов, обладающих высоким комплексом физико-механических свойств. Среди таких материалов большой интерес представляют армированные композиционные материалы, в частности на основе титана. Армирование титана высокопрочными и высокомодульными волокнами бора, молибдена и вольфрама позволяет создать композиции с высокими прочностными свойствами в широком интервале температур.

При создании волокнистых композиционных материалов в первую очередь важно максимально сохранить исходные механические характеристики матрицы и волокна, обеспечив при этом минимальное диффузионное взаимодействие материалов на границе раздела. Методы изготовления волокнистых композиционных материалов, связанные с повышенными температурами, в первую очередь не удовлетворяют второму из названных условий.

Анализ имеющихся волокнистых композиционных материалов показывает, что при работе с материалами в интервале средних температур наиболее перспективно использование матрицы на основе титана, а при работе с высокими температурами целесообразно использовать матрицы на основе никеля.

Ограниченность размеров заготовок — один из наиболее общих недостатков большинства существующих способов получения волокнистых композиционных материалов. В большинстве случаев сами способы получения волокнистых композиционных материалов определяются физико-механическими свойствами армирующей фазы и матрицы.

Среди способов получения армированных материалов большой интерес представляет метод сварки взрывом [1—3]. При этом возможно конструирование композиционного материала с требуемыми свойствами. В работе [4] описан метод подбора армирующих волокон для получения волокнистых композиционных материалов с заданными прочностными свойствами. При получении материалов сваркой взрывом практически снимается вопрос о диффузионном взаимодействии в процессе сварки материала на границах волокно — матрица, что позволяет полнее использовать высокие прочностные характеристики армирующей фазы. Кроме того, простота оснастки и возможность получения крупногабаритных материалов (как листовых, так и цилиндрических) делают сварку взрывом одним из перспективных методов получения заготовок и деталей из армированных материалов.



Рис. 1.

В данной работе приведены результаты исследования структуры и свойств композиционного материала на основе титана, полученного сваркой взрывом. В качестве матрицы использовалась титановая фольга ВТ1-0 толщиной 0,1 мм с прочностью $\sigma_B^m = 45-60$ кгс/мм² и $\delta = 10 \div 18\%$, а в качестве армирующей фазы — волокна молибдена с прочностью $\sigma_B^f = 160-190$ кгс/мм² и $\delta = 5 \div 10\%$.

Заготовка под сварку взрывом представляла собой многослойный пакет из чередующихся слоев волокон и фольги. Волокно перед укладкой очищалось и размещалось методом намотки. Размер заготовок 70×150 мм. Для предотвращения разрыва периферийных слоев фольги использовались прокладки из титанового сплава ОТ-4 толщиной 1 мм.

Образцы для испытаний на растяжение вырезались по направлению расположения волокон электронским способом с последующей шлифовкой рабочей части, длина которой составляла 25 мм. Готовый материал испытывался на разрывной машине Р-5 со скоростью 2 мм/мин. Волокна армирующей фазы испытывались на специально созданной установке с усилием на растяжение до 3 кгс. Поверхности излома после испытания на растяжение изучались на растровом микроскопе РМН-2. Твердость выявленных структур измерялась на ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Фазовый состав исходных компонентов и состав зон взаимодействия исследовались на дифрактометре ДРОН-0,5 в медном излучении и на микроанализаторе МАР-2.

Композиционный материал отжигался в температурном интервале 250—1000°C в вакууме $1 \cdot 10^{-4}$ мм рт. ст. в течение 30 мин.

Структура композиционного материала представлена на рис. 1. Волокна молибдена после сварки взрывом приобрели в сечении сложную форму, на отдельных волокнах наблюдаются радиальные трещины. Между листами матрицы и на границах волокно — матрица отмечаются участки «белой» зоны, вытянутые вдоль границ свариваемых листов. У большинства образцов периферийные листы отделены от внутренних прослойкой «белой» зоны, объемная доля которой доходит до 2,5%. Средний размер зоны по глубине образца составляет $20 \div 25$ мкм. Зоны, не связанные с молибденовыми волокнами, имеют

Таблица 1

Прочность композиционного материала
Ti—Mo

Объемная доля воло- кон, %	σ_B^c , кгс/мм ²		Относит. прочность, %
	теория	экспери- мент	
23	72	111	154
30	81	108	134
—	—	140	—
22	72	108	151
25	76	108	143
25	75	109	145

Таблица 2

Влияние температуры отжига
на прочность композиционно-
го материала Ti—Mo

Темпера- тура отжи- га, °C	Прочность композита, кгс/мм ²	Относи- тельная прочность, %
20	110	100
250	92	84
500	82	75
750	62	56
930	83	76

Примечание. $\sigma_{B\text{теор}}^c = \sigma_B^f \cdot V + \sigma_B^m (1-V)$,
где V — объемная доля волокон.

твердость $H_v = 290$, что соответствует твердости титановой матрицы. Области, прилегающие к волокну, имеют $H_v = 710$ при твердости волокна $H_v = 545$. Встречаются промежуточные области с $H_v = 400$. Исследование состава зон на микроанализаторе MAP-2 показало, что зоны, не связанные с волокнами, состоят из титана. Области с $H_v = 710$ имеют соотношение компонентов Ti : Mo = 1,5 ÷ 1,8. В зонах с $H_v = 400$ соотношение элементов составляло Ti : Mo = 4,5 ÷ 7,0. Концентрации титана и молибдена незначительно изменялись в пределах одного участка зоны. При рентгеноструктурном анализе в отдельных участках «белых» зон зафиксированы линии, принадлежащие интерметаллиду Ti_3Mo_2 .

Свойства композиционного материала приведены в табл. 1. При расчете $\sigma_{B\text{теор}}^c$ принималось $\sigma_B^m = 50$ кгс/мм², прочность армирующей фазы — волокон молибдена — 165 кгс/мм². Как следует из табл. 1, прочность полученного композиционного материала составляет 110—140 кгс/мм² при содержании армирующей фазы от 20 до 30%. Относительное удлинение образцов составляло 0,8 ÷ 1,5%. Разрушение всех волокон произошло одновременно. Плоскость излома составляет 35° с продольной осью образца. Изучение поверхности излома показало, что деформация волокон при растяжении сопровождается образованием на них шейки, а отдельные волокна в момент разрушения расщепляются вдоль своей оси. В момент разрушения матрица отрывается от волокон в результате локализации в ней деформации (см. рис. 2). Отрыв идет по границе раздела волокно — матрица или по матрице, что является результатом сложного характера взаимодействия между волокном и матрицей.

Влияние температуры отжига на свойства композиции титан — молибден приведены в табл. 2. В образцах, отожженных до температуры 750°C, волокна разрушаются группами, а при 930°C разрушение волокон происходит одновременно. В этих образцах толщина диффузионного слоя составляет 15 ÷ 20 мкм. На всех образцах, отожженных до температуры фазового превращения, разрушение происходит по границе волокно — матрица. На образцах, отожженных выше точки фазового перехода, характер излома развитый, на волокнах отмечается образование шейки. Размеры и структура «белой» зоны после отжига до 750°C остаются такими же, как и у исходных образцов. После отжига при температуре 930°C «белая» зона отсутствует.

Исследование структуры неотожженного композиционного материала показало, что волокна молибдена удовлетворительно выдерживают импульсные нагружения. Наличие областей «белой» зоны с повышен-

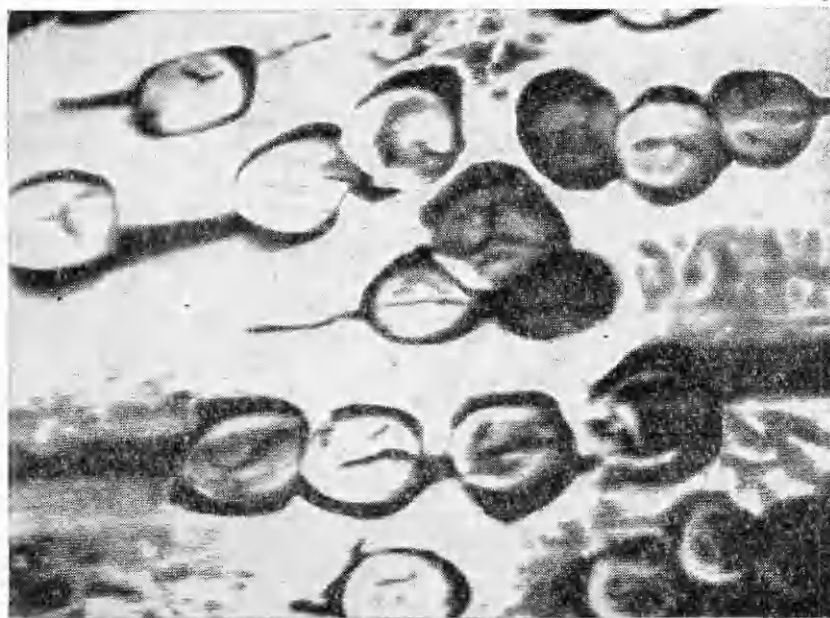


Рис. 2.

ной твердостью ($H_v=710$) на межфазной границе волокно — матрица не оказывает заметного влияния на изменение свойств полученных композиций. Зоны, не связанные с волокнами ($H_v=290$), составляющие 50% от общего количества «белой» зоны и состоящие из титана, также не влияют на изменение свойств, так как при отжигах до температуры фазового превращения титана размеры зон и структура не изменяются. Это позволяет сделать вывод об отсутствии коробления полученного материала при предполагаемых рабочих температурах композита. Прочность полученного композиционного материала составляет в среднем 115 кГс/мм^2 .

Относительно высокий уровень действительной прочности можно объяснить тем, что в полученном материале волокна сохранили прочность на уровне исходной (165 кГс/мм^2). Поскольку разрушение композита происходило по межфазной границе волокно — матрица, можно предположить, что при разрушении происходит торможение магистральной трещины по механизму Кука и Гордона. Когда трещина подходит к поверхности раздела двух компонентов (волокно — матрица), у которых прочность связи составляет $1/5$ от прочности компонента композиции (волокна), на границе происходит расслоение, тормозящее дальнейший рост трещины.

Ступенчатый характер спада кривой деформации отражает последовательную передачу нагрузки отдельным группам волокон, что характерно для композиционного материала. Отжиг образцов до 750°C показал, что при данных температурах не наступает диффузионного взаимодействия на границах волокно — матрица и реализуется принцип передачи нагрузки от матрицы к волокнам. Отжиг при температурах выше точки фазового перехода нецелесообразен из-за интенсивного роста диффузионных зон и, как следствие, значительного разупрочнения композита.

Институт гидродинамики СО АН СССР,
Новосибирск

Поступила в редакцию
31/V 1976

ЛИТЕРАТУРА

1. В. С. Иванова, Л. М. Устинов. Физика и химия обработки материалов, 1967, 5.
2. Л. Р. Ботвина, В. С. Иванова, И. М. Копьев. Физика и химия обработки материалов, 1968, 3.
3. C. V. Jarvis, P. M. B. Slate. Nature, 1968, 220, 5169.
4. И. М. Копьев, Л. М. Устинов. Физика и химия обработки материалов, 1972, 2.

О ЗАВИСИМОСТИ ИМПУЛЬСА ОТДАЧИ ОТ ЖЕСТКОСТИ ПРЕГРАДЫ В РЕЖИМЕ СКОЛЬЗЯЩЕЙ ДЕТОНАЦИИ СЛОЯ ВВ

*А. П. Погорелов, Б. Л. Глушак, С. А. Новиков,
В. А. Сеницын, А. В. Чернов*

Взаимодействие детонационной волны, падающей тангенциально к поверхности раздела слоя ВВ с твердым телом (преградой), исследуется в последние годы в связи с изучением процесса сварки и упрочнения взрывом [1] и конструированием взрывных устройств для ускорения плоских ударников до малых (порядка сотни метров в секунду) скоростей. В дальнейшем режим тангенциального падения детонационной волны на поверхность преграды будем называть режимом скользящей детонации. Основным изучаемый параметр взаимодействия — максимальная скорость движения преграды или механический импульс, ей сообщаемый.

Расчетно-теоретическим путем этот вопрос рассматривался в [1, 2]. В [2] показано, что для типичных металлов (Fe, Al, Pb) максимальная скорость движения преград слабо зависит от их сжимаемости. Это обстоятельство позволяет в первом приближении считать преграды из металла несжимаемыми, что существенно упрощает расчетный анализ. По [2] скорость движения преграды w , а также сообщаемый ей импульс I могут быть представлены как функция только удельного энергосодержания ВВ ϵ_0 и отношения удельной массы ВВ к удельной массе преграды

$$w = w(\alpha, \epsilon_0), \quad I = I(\alpha, \epsilon_0)$$

($\alpha = m_{ВВ}/m_{пр}$, $m_{ВВ}$ и $m_{пр}$ — соответственно масса ВВ и преграды на единицу поверхности).

Проведенные расчеты методом характеристик с кубическим уравнением состояния ПВ для бесконечного слоя ВВ, размещенного на абсолютно жесткой преграде (формально такое условие отвечает $\alpha = 0$ в работе [2]), дают значение удельного механического импульса, сообщаемого преграде

$$i = 0,3 m_{ВВ} D, \quad (1)$$

где D — скорость детонации ВВ.

Зависимость давления, действующего в заданной точке преграды, от времени, а также сообщенный преграде удельный импульс к заданному моменту времени показаны на рис. 1. (На рис. 1, a $p_{ж}$ — давление в точке Жуге). Для сравнения там же нанесены соответствующие зависимости для режима нормального падения детонационной волны. Как следует из рис. 1, б, к моменту

$$t_0 = 3\delta_{ВВ}/D \quad (2)$$