

Использование методов порошковой металлургии для получения волокнистого композиционного материала “Ti – углеродное волокно”

**В. И. Антипов, А. Ю. Афанасьев, Л. В. Виноградов,
Э. М. Лазарев, Ю. Э. Мухина**

Изучены кинетические зависимости процесса горячего вакуумного прессования полуфабриката волокнистого композиционного материала (ВКМ) “Ti – углеродное волокно (УВ)”, являющегося смесью предварительно ориентированных дискретных углеродных волокон и титанового порошка. На основе феноменологической модели горячей обработки пористых материалов и с помощью регрессионного анализа получена температурно-концентрационная зависимость сдвиговой вязкости твердой фазы полуфабриката данного ВКМ. Исследована структура ВКМ “Ti – УВ” и дан анализ распределения дискретного волокна и величины угла разориентации их. Анализ характеристик структуры свидетельствует о том, что наличие конгломератов волокон может привести к заметному снижению механических свойств ВКМ. Рассмотрены возможные пути ликвидации конгломератов волокон.

Одна из основных проблем при получении ВКМ — взаимодействие компонентов, приводящее к существенному снижению механических свойств композита. Поэтому технологические схемы получения ВКМ желательнее осуществлять при как можно более низкой температуре. Такую возможность предоставляют твердофазные способы получения композитов, а именно методы порошковой металлургии [1–4].

Применение методов порошковой металлургии для получения ВКМ “Ti – УВ” подразумевает использование дискретных волокон, порошковой матрицы и метода горячего вакуумного прессования.

Выбор указанного метода уплотнения связан с возможностью сократить время, давление и температуру процесса по сравнению с отдельными операциями прессования и спекания. Важное преимущество метода — возможность ограничить разрушение хрупких армирующих волокон. При горячем прессовании активация процесса уплотнения происходит только за счет приложения внешнего давления и температуры без применения легирующих добавок или специальных веществ, что

позволяет сохранить заданный химический состав ВКМ.

В данной работе ВКМ “Ti – УВ” получали путем горячего вакуумного прессования полуфабриката композита, являющегося смесью из предварительно ориентированных дискретных углеродных волокон длиной 2 мм и титанового порошка (средний размер частиц 40 мкм). Содержание волокна в полуфабрикате составляло 10, 20 и 30 об.%. Для сравнения процессов уплотнения проводили также горячее вакуумное прессование титанового порошка, используемого в полуфабрикате ВКМ. Прессование проводили при температурах: 800, 900, 1000 и 1100°C и изотермических выдержках от 2 до 20 мин. Давление прессования — 25 МПа.

Известно, что плотность матрицы в ВКМ оказывает существенное влияние на механические свойства композита. Ввиду использования порошковой матрицы и твердофазного метода получения ВКМ необходимо стремиться к максимальной плотности матрицы.

В данном разделе работы изучали кинетику уплотнения полуфабриката ВКМ “Ti – УВ” и титанового порошка во всем выбранном интервале

Таблица 1

Температурная зависимость плотности ρ , (г/см³) Ti и Ti + 10 об. % УВ (рис. 1)

Время, с	Плотность ρ , г/см ³ при температурах, °С						
	Ti				Ti + 10 об. % УВ		
	800	900	1000	1100	900	1000	1100
0	3,57	3,90	4,08	4,22	3,59	3,80	4,00
120	3,75	4,09	4,29	4,40	3,62	3,90	4,07
360	3,90	4,25	4,41	4,45	3,74	4,07	4,11
600	4,07	4,29	4,44	—	3,90	4,11	4,15
1200	4,11	4,31	4,46	—	4,05	—	—

Таблица 2

Температурная зависимость пористости θ (в долях единицы) Ti и Ti + 10 об. % УВ

Время, с	Пористость (доли единицы) при температурах, °С						
	Ti				Ti + 10 об. % УВ		
	800	900	1000	1100	900	1000	1100
0	0,207	0,133	0,093	0,062	0,157	0,108	0,061
120	0,167	0,091	0,047	0,022	0,150	0,085	0,045
360	0,133	0,056	0,020	0,011	0,122	0,045	0,035
600	0,096	0,047	0,013	—	0,085	0,035	0,026
1200	0,087	0,042	0,009	—	0,049	—	—

технологических параметров: температуры, времени и давления. Исходные экспериментальные данные — плотность и пористость образцов — представлены в табл. 1 и 2, а также в виде отдельных точек в системе координат $\rho - \tau$, рис. 1.

Для описания процесса уплотнения полуфабриката ВКМ в жесткой матрице использовали феноменологическую модель спекания [5, 6], в соответствии с которой осевое напряжение имеет вид:

$$\sigma_z = \eta_0 \left(\phi + \frac{2}{3} \varphi \right) e_z + P_{л}, \quad (1)$$

где η_0 — коэффициент сдвиговой вязкости твердой фазы, e_z — осевая скорость деформации, $P_{л}$ — эффективное лапласовское давление, ϕ и φ — функции пористости.

$$\text{Учитывая, что } e_z = \frac{\dot{\theta}}{1-\theta}, \quad (2)$$

где θ — пористость, $\dot{\theta}$ — производная пористости по времени, получим:

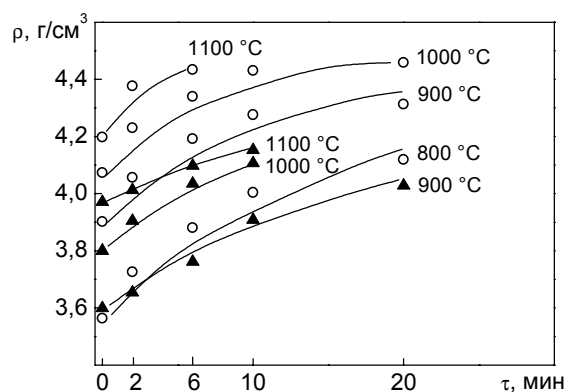


Рис. 1. Экспериментальные и расчетные данные кинетики уплотнения полуфабриката ВКМ “Ti – 10 об. % УВ” и титанового порошка: 1 — экспериментальные данные кинетики уплотнения титанового порошка; 2 — полуфабрикат ВКМ. Сплошные линии – расчетные зависимости кинетики уплотнения (табл. 3).

$$\dot{\theta} = \frac{(1-\theta)(\sigma_z - P_{л})}{\eta_0 \left(\phi + \frac{2}{3} \varphi \right)}. \quad (3)$$

Вводим следующие аппроксимации:

$$\phi = \frac{2}{3} \cdot \frac{(1-\theta)^2}{\theta}, \quad (4)$$

$$\varphi = 1 - \theta,$$

$$P_{л} = P_{л0} (1 - \theta),$$

где $P_{л0}$ — локальное значение лапласовского давления.

Подставляем (4) в (3):

$$\dot{\theta} = \frac{3\theta}{2\eta_0} (\sigma_z - P_{л}). \quad (5)$$

Интегрирование (5) дает

$$\theta = \theta_0 e^{-\alpha \tau}, \quad (6)$$

где θ_0 — начальное значение пористости при $\tau = 0$.

$$\alpha = \frac{3}{2\eta_0} (P_{л} - \sigma_z). \quad (7)$$

Таблица 3

Результаты регрессионного анализа

T, °С	Ti		Ti + 10 об. % УВ	
	α , 1/с	ρ , г/см ³	α , 1/с	ρ , г/см ³
800	$8,67 \cdot 10^{-4}$	$\rho = 4,5 - 0,932 \cdot \exp(-8,67 \cdot 10^{-4} \tau)$	—	—
900	$1,22 \cdot 10^{-3}$	$\rho = 4,5 - 0,599 \cdot \exp(-1,22 \cdot 10^{-3} \tau)$	$9,58 \cdot 10^{-4}$	$\rho = 4,26 - 0,669 \cdot \exp(-9,58 \cdot 10^{-4} \tau)$
1000	$2,38 \cdot 10^{-3}$	$\rho = 4,5 - 0,419 \cdot \exp(-2,38 \cdot 10^{-3} \tau)$	$2,02 \cdot 10^{-3}$	$\rho = 4,26 - 0,460 \cdot \exp(-2,02 \cdot 10^{-3} \tau)$
1100	$5,19 \cdot 10^{-3}$	$\rho = 4,5 - 0,279 \cdot \exp(-0,279 \cdot 10^{-3} \tau)$	$1,48 \cdot 10^{-3}$	$\rho = 4,26 - 0,260 \cdot \exp(-1,48 \cdot 10^{-3} \tau)$

Поскольку $P_d \ll \sigma_z$ имеем:

$$\alpha = -\frac{3}{2\eta_0} \sigma_z. \quad (8)$$

Учитывая соотношение

$$\rho = (1 - \theta) \rho_k, \quad (9)$$

где ρ — плотность пористого материала, ρ_k — плотность твердой фазы, ур-е (9) можно записать так

$$\rho = (1 - \theta_0 e^{-\alpha t}) \rho_k. \quad (10)$$

Для аппроксимации данных, представленных на рис. 1, используем соотношение (10), как основу для однопараметрической экспоненциальной регрессии (по параметру α).

Результаты регрессионного анализа представлены в табл. 3 (использовались значения $\rho_{kTi} = 4,5 \text{ г/см}^3$, $\rho_{kTi+10\text{об.\%УВ}} = 4,26 \text{ г/см}^3$).

Полученные функциональные зависимости $\rho = f(\tau)$ представлены на рис. 1.

Из соотношения (8) на основании результатов регрессионного анализа, получаем значения коэффициента сдвиговой вязкости твердой фазы (с учетом того, что $\sigma_z = 25 \text{ МПа}$ — давление прессования).

Аппроксимируем η_0 , используя экспоненциально-параболическую регрессию (четырёхпараметрическую):

$$\eta_0 = \eta_{0800^\circ\text{C}} e^{-\beta(T-800)} + C(b_2 T^2 + b_1 T + b_0), \quad (11)$$

где C — концентрации углеродного волокна, об.%.
Результаты регрессионного анализа по четырем параметрам (β , b_0 , b_1 , b_2) представляют собой зависимость:

$$\eta_0 = 43253 e^{-0,92(T-800)} + C(0,1057T^2 - 204,23T + 99969,4). \quad (12)$$

В выражении (12) η_0 — функция двух переменных C и T .

Представляет интерес исследование данной функции на экстремум, так как минимальное значение η_0 должно обеспечивать наилучшую уплотняемость пористого материала (при прочих равных условиях). Исследование на условный экстремум по температуре приводит к трансцендентному выражению:

$$C = \frac{39792,36 e^{-0,92(T-800)}}{0,21T - 204}. \quad (13)$$

Решение уравнения (13) относительно T при $C = 10 \text{ об.\%}$ углеродного волокна дает оптимальное значение температуры $T \approx 973^\circ\text{C}$.

Анализ показывает, что условный экстремум функции (12) по C не существует, что свидетельствует о монотонном характере зависимости коэффициента сдвиговой вязкости твердой фазы от концентрации углеродного волокна.

Из табл. 4 также следует, что при температуре более 1000°C наблюдается возрастание значения коэффициента сдвиговой вязкости твердой фазы полуфабриката композита. Это, вероятно, может быть объяснено тем, что при таких условиях прессования на поверхности углеродных волокон образуется карбид титана в таком количестве, которое оказывает существенное влияние на процесс уплотнения полуфабриката.

Таблица 4

$T, ^\circ\text{C}$	Значения коэффициента сдвиговой вязкости твердой фазы	
	$\eta_0, \text{ МПа}\cdot\text{с} = 10^5 \text{ пз}$	
	Ti	Ti + 10 об.% УВ
800	43253	—
900	30738	39144
1000	15756	18564
1100	7225	25338

Далее были проанализированы структурные характеристики композита: длина дискретного волокна, угол разориентации волокна, распределение волокон и их конгломератов в матрице. Известно, что эти характеристики также оказывают существенное влияние на механические свойства композита. Предложены способы устранения конгломератов волокон.

Особенности разрушения волокна при получении ВКМ “Ti – УВ”

По результатам измерений дискретных волокон, вытравленных из титановой матрицы, были построены графики зависимости длины волокна от параметров горячего вакуумного компактирования полуфабриката ВКМ (рис. 2). Их следует разделить на два характерных участка. До 10 – 15 минут изотермической выдержки происходит наиболее резкое изменение длины волокна от первоначальной 1800 мкм до 300 – 250 мкм. При более длительных изотермических выдержках длина волокна практически не меняется.

На начальном участке процесса уплотнения полуфабриката ВКМ, в котором используется

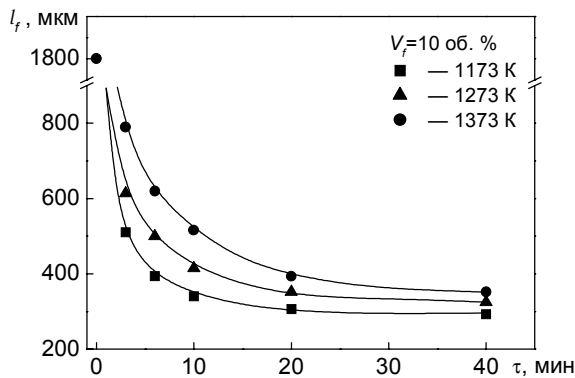


Рис. 2. Зависимость длины волокна от параметров горячего вакуумного компактирования. Давление компактирования 25 МПа.

порошкообразный титан, взаимодействие между компонентами осуществляется в отдельных точках на поверхности раздела “волокно – матрица”. Кроме того, появление и рост карбида титана наиболее вероятен на внешних дефектах волокна, которыми могут служить, например, места выхода внутренних поверхностей раздела [7], что приводит к фрагментарному образованию карбида. Такие отдельные образования карбида островкового типа на поверхности волокна являются эффективными концентраторами напряжений и вызывают дробление волокна.

На втором участке при больших временах прессования образуется сплошной слой карбида. Граница раздела “волокно – карбид титана” становится более гладкой и менее опасной как концентратор напряжений на поверхности волокна. Разрушение последнего инициируется внутренними дефектами волокна, такими, например, как порами. Сплошной слой карбида титана образуется, например, при 1100°C за 6 минут.

В проведенных опытах по холодному прессованию полуфабриката ВКМ, по разрушению волокна происходит, в основном, по внутренним дефектам, длина волокна составляла 270 мкм при удельном давлении прессования — 25 МПа, что косвенно подтверждает высказанные выше соображения о причинах дробления волокон при горячем компактировании.

Для эффективного упрочнения матрицы дискретными волокнами, их длина должна быть больше критической длины, определяемой по известной формуле:

$$l_{кр} = \frac{\sigma_f}{2\tau_m} d_f, \quad (14)$$

где σ_f — прочность волокна, d_f — диаметр волокна, τ_m — прочность матрицы на сдвиг.

Для нашего ВКМ получили $l_{кр} = 24$ мкм. Средняя прочность дискретных волокон длиной l равна:

$$\bar{\sigma}_f = \sigma_f \left(1 - \frac{l_{кр}}{2l} \right). \quad (15)$$

Из формулы (15) следует, например, что, если длина дискретных волокон в десять раз больше критической, то армирующие волокна могут реализовать в композиционном материале 95% прочности непрерывных волокон. В нашем случае это соотношение соблюдается, то есть во всей исследуемой области параметров горячего вакуумного компактирования дискретные волокна могут эффективно упрочнять титановую матрицу.

Анализ распределения волокна в матрице и угол их разориентации

Известно, что при использовании методов порошковой металлургии для получения ВКМ, сложно добиться равномерного распределения и полной ориентации в одном направлении всех дискретных волокон [2]. Эти структурные особенности могут оказывать существенное влияние на механические свойства композита.

Для анализа равномерности распределения волокон в матрице использовали фотографии микроструктуры торцевых шлифов ВКМ с объемным содержанием волокна V_f' : 10; 20; и 30 об.%. Обработывали не менее пяти фотографий микроструктуры композитов с одинаковым содержанием волокна.

Из проведенных расчетов следует, что наше распределение волокна в титановой матрице подчиняется закону нормального распределения вида:

$$Y_T = A \exp \left[-\frac{(x - x_0)^2}{2\beta^2} \right], \quad (16)$$

где A — амплитуда распределения; x — текущее значение объемной доли волокон; x_0 — значение объемной доли волокон, соответствующее максимуму на кривой распределения, β — полуширина на полувысоте амплитуды.

В табл. 5 представлены основные характеристики распределения волокна.

Таблица 5

Характеристики распределения волокна в матрице			
V_f' , об. %	x_0 , об. %	β , об. %	A , %
10,0	9,1	4,1	43,1
20,0	18,9	5,9	30,0
30,0	27,8	8,0	22,3

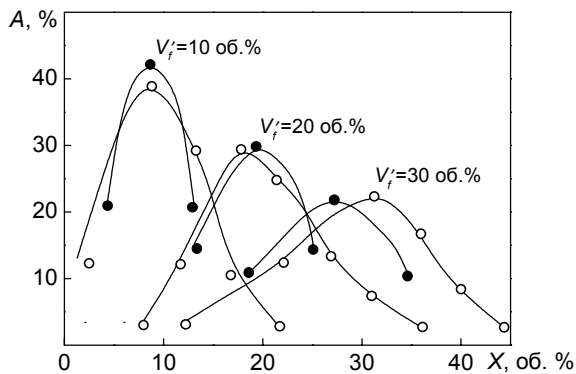


Рис. 3. Распределение углеродных волокон в ВКМ “Ti – УВ”. 1 – экспериментальная кривая, 2 – теоретическая кривая, построенная по формуле (16).

На рис. 3 представлены экспериментальные и теоретические, полученные в соответствии с формулой (16) графики распределения волокна в зависимости от объемной доли.

Из табл. 5 следует, что распределение армирующих волокон в титановой матрице имеет максимумы x_0 , соответствующие значениям объемных долей V_f' . При этом, наблюдается уширение кривой распределения β при увеличении объемной доли волокон, что свидетельствует об ухудшении равномерности распределения волокон в композите.

В соответствии с формулой (4), представленной в работе [3], можно найти некоторый критический угол:

$$\varphi_{кр} = \arctg\left(\frac{\tau_m}{\sigma_0^*}\right), \quad (17)$$

где σ_0^* — теоретическая прочность композита в направлении армирования, τ_m — прочность матрицы на сдвиг.

Если в композите реальные углы разориентации волокон относительно прилагаемой нагрузки больше $\varphi_{кр}$, то прочность ВКМ начинает падать.

Для анализа величины угла разориентации дискретного волокна использовали фотографии продольных шлифов композита. В результате измерений получили средние значения углов разориентации $\bar{\varphi}$ для композитов, содержащих 10, 20 и 30 об.% углеродного волокна (табл. 6).

Таблица 6

Углы разориентации волокна в композите “Ti – УВ”		
V_f' , об. %	$\bar{\varphi}$, град	$\varphi_{кр}$, град
10,0	4,5	25,8
20,0	6,1	20,6
30,0	8,6	17,8

Сравнение полученных результатов с рассчитанными значениями критических углов разориентации $\varphi_{кр}$ показало, что $\bar{\varphi}$ — значительно меньше.

Следовательно, предложенная технология позволяет получить ВКМ с допустимым углом разориентации дискретных волокон, не оказывающим влияния на механические свойства композита.

Конгломераты волокон — специфические дефекты структуры ВКМ

Анализируя фотографии микроструктуры ВКМ “Ti – УВ”, можно отметить места скопления волокон, где между ними отсутствует матрица. Эти скопления следует отнести к особому классу структурных дефектов композита. Будем называть их конгломератами волокон. Они являются типичными для композитов, армированных дискретными волокнами, полученных методами порошковой металлургии [9]. Остановимся на них подробнее.

В работе использовали порошок титана с наиболее вероятным размером частиц от 20 до 50 мкм. По данным [10] для равномерного распределения волокон необходимо, чтобы размер частиц порошка был существенно меньше диаметра волокна, то есть для изготовления нашего ВКМ необходим титановый порошок с размером частиц 2 – 4 мкм. Такой порошок был бы очень пиррофорным, загрязненным по газовым примесям и он не выпускается отечественной промышленностью [11].

В табл. 7 представлены параметры горячего вакуумного прессования полуфабриката ВКМ и количество конгломератов волокон, измеренных по фотографиям поверхности шлифов как вдоль — $K_{||}$, так и поперек — K_{\perp} направления армирования. Количество конгломератов определялось по формуле:

Таблица 7

Количество конгломератов волокон $K_{||}$ и K_{\perp} в ВКМ “Ti – УВ” в зависимости от объемной доли волокна и параметров горячего вакуумного компактирования — температуры и времени

V_f' , об. %	T , °C	τ , мин	$K_{ }$, %	K_{\perp} , %
10	1173	10	2,1	1,7
10	1173	40	2,4	1,4
10	1273	10	2,0	1,4
10	1273	20	2,2	1,6
10	1373	6	2,1	1,6
20	1173	10	9,1	7,7
20	1273	10	8,6	8,1
30	1173	2	11,8	12,1
30	1173	10	11,6	12,3
30	1173	40	12,1	11,9
30	1273	6	11,5	12,3
30	1273	10	12,3	11,8

$$K = \left(\frac{S_k}{S_{\text{общ}}} \right) \cdot 100\%, \quad (18)$$

где S_k — площадь, занятая конгломератами волокон, $S_{\text{общ}}$ — общая площадь шлифа, K — количество конгломератов волокон, %.

Из табл. 7 следует, что количество конгломератов практически не зависит от параметров горячего вакуумного прессования, а зависит от объемной доли волокон, то есть конгломераты появляются в полуфабрикате, а дальнейшее уплотнение не вызывает появления новых конгломератов волокон. Сравнивая средние значения \bar{K}_{\parallel} и \bar{K}_{\perp} , можно заметить, что они сходны между собой, что свидетельствует о равномерном распределении конгломератов в объеме композита (табл. 8).

Таблица 8

Количество конгломератов волокон в ВКМ “Ti – УВ” в зависимости от объемной доли волокна

V_f' , об.%	\bar{K}_{\parallel} , %	\bar{K}_{\perp} , %
10	2,2	1,6
20	8,9	7,9
30	11,9	12,1

Таблица 9

Размерные характеристики конгломератов и волокон

V_f' , об.%	Конгломераты		\bar{l}_f , мкм
	\bar{K}_{\parallel} , мкм	\bar{K}_{\perp} , мкм	
10	12 × 31	27 × 368	384
20	20 × 67	61 × 465	459
30	30 × 97	92 × 562	532

В табл. 9 представлены средние размеры конгломератов и волокон, выделенных из матрицы.

Очевидно, что длина конгломератов практически совпадает с длиной волокна, то есть дроблению при уплотнении полуфабриката подвергаются пучки волокон — конгломераты, сформировавшиеся при перемешивании компонентов, из-за того, что титановый порошок не проник между волокнами.

Реализацию механизма дробления конгломератов и отдельных волокон в некотором приближении можно представить происходящей в условиях трехточечного изгиба. Процесс дробления имеет следующую последовательность:

1. При некотором давлении уплотнения возникает трещина в волокне.
2. Трещина расширяется, и появляется зазор между волокнами.
3. В трещину начинает проникать частица титанового порошка, раздвигая волокна конгломерата.

4. Частица порошка полностью проникает в трещину и соединяется с матрицей.

Если размер частиц порошка сопоставим с диаметром волокна, то при уплотнении в конгломерате разрушается одно или два волокна, а далее процесс дробления не пойдет из-за пружинящего действия соседних волокон, то есть для того, чтобы произошло полное дробление конгломерата, необходимо размерное соответствие. Из табл. 9 следует, что наиболее вероятные размеры частиц и толщины конгломератов почти совпадают. Поэтому дробление как конгломератов, так и отдельных волокон происходит по одному механизму, что приводит к одинаковым значениям как длины отдельного волокна, так и конгломератов волокон в ВКМ. При увеличении объемной доли волокон увеличивается жесткость системы и сопротивление ее разрушению; уменьшается набор частиц, которые могли бы разрушить конгломерат, так как толщина конгломерата также возросла. В процессе дробления волокон и конгломератов их пространственная ориентация не нарушается, что связано с поджимающим действием соседних частиц порошка.

Возможные пути ликвидации конгломератов волокон

Наличие конгломератов приводит к снижению механических свойств композита [9], так как они являются микрообъемами, содержащими волокна не связанные ни с матрицей, ни, видимо, между собой, то есть фактически порами.

Возможны следующие пути ликвидации этих пор:

1. Использование полужидкофазной технологии при наличии низкотемпературного расплава.
2. Предварительное нанесение материала частицы на отдельные волокна. Хотя при этом конгломераты остаются, но уже заполненные матрицей.

Были проведены опыты по получению композита полужидкофазным способом. Полуфабрикат композита, состоящий из титанового порошка и однонаправленных углеродных волокон, покрытых слоем никеля толщиной: 0,3 – 0,5 мкм, подвергался компактированию при 1000 °С в течение 10 минут. При этих условиях образовывался расплав, который равномерно распределялся между волокнами и заполнял поры. Но наличие интерметаллида Ti₂Ni приводит к охрупчиванию матрицы и материала в целом.

Проведенный анализ диаграмм состояния систем “Ti – Me” свидетельствует, что весьма сложно найти такой металл, который при образовании низко-

температурного расплава с титаном не содержал бы хрупких интерметаллидов и который можно было бы нанести на углеродные волокна, используя доступную технологию [12].

Предварительно нанесенный слой титана толщиной не менее 0,3 мкм изолирует каждое волокно от соседнего и тем самым препятствует образованию поры в конгломерате.

Поэтому наиболее вероятный способ получения ВКМ "Ti – УВ" следующий:

1. Нанесение титана на непрерывные углеродные волокна.
2. Горячее вакуумное компактирование полуфабриката.

Выводы

1. На основе феноменологической модели горячей обработки пористых материалов и с помощью регрессионного анализа получена температурно-концентрационная зависимость сдвиговой вязкости твердой фазы полуфабриката данного ВКМ. Анализ полученных регрессионных соотношений свидетельствует о монотонной зависимости коэффициента сдвиговой вязкости твердой фазы от концентрации углеродного волокна. Получено трансцендентное соотношение, определяющее связь между температурой процесса и концентрацией углеродного волокна, обеспечивающей достижения минимального значения сдвиговой вязкости при уплотнении полуфабриката композита "Ti – УВ".

2. На основе решения выше указанного трансцендентного соотношения возможно получить для каждого значения концентрации волокна оптимальное значение температуры процесса, соответствующей оптимальным условиям уплотнения полуфабриката ВКМ.

3. Установлено, что такие характеристики структуры ВКМ, как длина дискретного волокна и угол разориентации волокна в титановой матрице, в предложенной нами области параметров горячего компактирования полуфабриката ВКМ, не должны

отрицательно влиять на механические свойства композита.

4. Анализ характеристик структуры свидетельствует о том, что наличие конгломератов волокон может привести к заметному снижению механических свойств ВКМ.

5. Предложен способ уменьшения конгломератов волокон путем нанесения титановой матрицы на каждое волокно.

Литература

1. Соколовская В.М., Гузей Л.С. Физикохимия композиционных материалов. М.: Изд-во МГУ, 1978, 256 с.
2. Портной К.И., Салибеков С.Е., Светлов И.Л., Чубаров В.М. Структура и свойства композиционных материалов. М.: Изд-во Машиностроение, 1979, 255 с.
3. Тучинский Л.И. Твердофазное уплотнение армированных металлов. - Киев: Наукова Думка, 1980, 115 с.
4. Зарапин Ю.Л., Чиченев Н.А., Черниевская Н.Г. Производство композиционных материалов обработкой давлением: Справочник. М.: металлургия, 1991, 349 с.
5. Скороход В.В., Штерн М.Б., Олевский Е.А. Вопросы математического моделирования процесса спекания при наличии внешних силовых воздействий. Доклады 9 Международного совещания по порошковой металлургии. Дрезден, 1989, ч. 2, с. 43 – 57.
6. Скороход В.В., Олевский Е.А., Штерн М.Б. Континуальная модель спекания. Феноменологическая модель. Анализ влияния внешних силовых воздействий на кинетику спекания. Порошковая металлургия, 1993, № 1, с. 22 – 27.
7. Углеродные волокна: Пер. с япон. Под ред. С.Симамуры. М.: Мир, 1987, 304 с.
8. Келли А. Высокопрочные материалы: Пер. с англ. Под ред. С.Т. Милейко. М.: Мир, 1976, 262 с.
9. Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей. Под ред. М.Х.Шоршорова. М.: Машиностроение, 1981, 272 с.
10. Патент США №4338132. 1982г.
11. Устинов В.С., Олесов Ю.Г., Дрозденко В.А., Антипин Л.Н. Порошковая металлургия титана. М.: Металлургия, 1981, 248 с.
12. Композиционные материалы: Справочник. Под ред. Д.М. Карпиноса. Киев: Наукова думка, 1985, 592 с.

Антипов Валерий Иванович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области порошковой металлургии, покрытий и композиционных материалов.

Афанасьев Александр Юрьевич — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, научный сотрудник. Специалист в области физикохимии неорганических материалов и композитов.

Виноградов Леонид Викторович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области порошковой металлургии, покрытий и композиционных материалов.

Лазарев Эдуард Михайлович — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник. Специалист в области структурного анализа, Оже-спектроскопии и покрытий.

Мухина Юлия Эдуардовна — Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, кандидат технических наук, научный сотрудник. Специалист в области структурного анализа и физикохимии неорганических материалов.