



## НОВЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ

### Анотація

*Стаття є оглядом, що присвячений аналізу існуючих алюмоматричних дисперсно-зміцнених композиційних матеріалів. Стисло розглянуті методи отримання даних матеріалів, їх властивості, а також характер взаємодії Al із C, Be, B, W, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>, SiC, B<sub>4</sub>C, TiC. Показано, що серед згаданих методів виробництва дисперсно-зміцнених композитів, найбільш перспективними і економічно вигідними є методи порошкової металургії.*

### Abstract

*The article is an overview on the analysis of existing aluomatrix dispersion-strengthened composite materials. Briefly discussed methods of obtaining these materials, their properties, as well as the nature of the interaction between Al and C, Be, B, W, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>, SiC, B<sub>4</sub>C, TiC. It is shown, that powder metallurgy could be remarked as a the most effective and economically sound method compared with other alternatives.*

Алюминий является одним из наиболее перспективных металлов в современном материаловедении, обеспечивающим уникальный комплекс основных физико-механических и эксплуатационных свойств. В связи с этим объем его производства опережает выпуск всех остальных цветных металлов и уступает только производству стали. Обладая такими свойствами, как малая плотность, высокая пластичность и коррозионная стойкость, достаточно высокие прочностные свойства (особенно в сплавах) и многими другими ценными качествами, алюминий получил исключительно широкое распространение в различных отраслях современной техники. Он во многих случаях с успехом заменяет другие цветные металлы и нередко используется вместо стали [1–2].

Благодаря указанным свойствам алюминий и сплавы на его основе часто используют в качестве матрицы для дисперсно-упрочненных композиционных материалов (КМ). Повышение эксплуатационных характеристик требует создания оптимальных структур, обеспечивающих необходимый уровень свойств, одним из которых является сочетание высокой прочности с достаточным запасом пластичности. Эта проблема решается созданием нового класса

гетерогенных материалов — дисперсно-упрочненных металломатричных композитов (ДКМ) состоящих, как правило, из высокопрочных наполнителей (дисперсных фаз) и пластичных связующих (матриц). В дисперсно-упрочнённых композиционных материалах матрица из чистого металла или его сплава упрочняется искусственно введенными мелкодисперсными частицами, размером менее 0,1 мкм. Объемная доля этих частиц (включений) составляет 0,1–15%. Сущность дисперсного упрочнения заключается в том, что тонкодисперсные частицы препятствуют движению дислокаций в матрице. Эффективность упрочнения при условии минимального взаимодействия с матрицей зависит от вида частиц, их объемной концентрации, а также от равномерности распределения в матрице. В качестве упрочняющей фазы используют дисперсные частицы оксидов (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>), карбидов (SiC, B<sub>4</sub>C, TiC), нитридов (BN) и других тугоплавких соединений, имеющих малую плотность и высокий модуль упругости, а также волокна бора, углерода и др.

Использование алюминия в качестве матричного материала обусловлено широким применением его в технике, возможностью регулировать свойства алюминиевых сплавов термической обработкой и подвергать их практически всем видам обработки давлением, получать при помощи литья и порошковой металлургии. В зависимости от технологических особенностей получения КМ и типа наполнителя различают деформируемые или литейные композиты на основе алюминиевых сплавов, которые получают, преимущественно, литьем или методами порошковой металлургии (табл. 1).

Литейные методы предусматривают получение КМ путем совмещения дисперсных частиц с матричным расплавом. К ним относят методы пропитки упрочняющей фазы жидкими матричными сплавами и метод направленной кристаллизации. Самым известным примером направленной кристаллизации, является in-situ процесс, который основан на двух принципах: контролируемой реакцией между расплавом и газом с последующим образованием упрочняющей фазы в жидком металле или экзотермической реакцией между компонентами, вследствие которой и образуется упрочняющая фаза [3]. Определяющими в процессах жидкофазного совмещения матриц и наполнителей являются смачивание и реакционная способность, от которых зависит качество межфазной связи в КМ и свойства КМ в целом.

Техническая и экономическая целесообразность широкого применения спеченных материалов на основе алюминия в массовом серийном производстве обусловлена следующими причинами. По механическим характеристикам спеченный алюминий соответствует уровню спеченного железа (до 350 МПа), а по ряду других свойств даже превосходит его. Одним из преимуществ порошковых изделий из алюминия является энергосберегающая технология их получения: для прессования изделий из порошка алюминия с тем же уровнем остаточной пористости требуется существенно меньшее усилие, чем для прессования железного порошка, а температура спекания алюминия намного ниже температуры спекания железа. Изделия из спеченного алюминия обладают

В то же время, в связи с высокой адгезионной активностью алюминия в процессе прессования смесей на его основе происходит налипание металла на стенки пресс-форм. Схватывание алюминия со стенками пресс-форм приводит к повышению усилий выпрессовки, образованию задиров, заклиниванию инструмента и быстрому его износу. Чтобы предотвратить это, в шихту вводят значительное количество смазки в виде порошка или жидкости (амидовоск, суспензию порошка стеарамида воска и др.) и наносят смазку на стенки пресс-формы. Однако, при введении большего количества смазки плотность сырых прессовок и особенно прочность при растяжении спеченных сплавов падает. Кроме того, высокое содержание смазки вызывает быстрое загрязнение печного

Таблица 1

Механические свойства различных алюминиевых ММК [3]

Материал	Способ получения	Модуль Юнга, ГПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{\max}$ , МПа	Удлинение, %
Al-Cu	литье под давлением	70,5	174	261	14,0
Al-Cu+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	литье под давлением	95,4	238	374	2,2
Al-Cu-Mg (T6), 2014	спрей формование	73,8	432	482	10,2
Al-Cu-Mg+SiC (T6)	спрей формование	93,8	437	484	6,9
Al-Cu-Mg (T4), 2124	прокатка порошка	72,4	360	525	11,0
Al-Cu-Mg+SiC (T4),	прокатка порошка	99,3	420	610	8,0
Al-Cu-Mg (T6), 2124	прокатка порошка	73,1	425	474	8,0
Al-Cu-Mg+SiC (T6)	прокатка порошка	99,6	510	590	4,0
Al-Si-Mg (T6), 6061	спрей форм. + прокатка	69,0	240	264	12,3
Al-Si-Mg+SiC (T6)	спрей форм. + прокатка	91,9	321	343	3,8
Al-Zn-Mg-Cu (T6), 7075	спрей форм. +экструзия	71,1	617	659	11,3
Al-Zn-Mg-Cu+SiC (T6)	спрей форм. +экструзия	92,2	597	646	2,6
Al-Li-Cu-Mg (T6), 8090	спрей формование	70,5	420	505	6,5
Al-Li-Cu-Mg+SiC (T6)	спрей формование	104,5	510	550	2,0

высокой коррозионной стойкостью и не требуют защитных покрытий. В ряде случаев алюминиевые порошки могут заменять порошки дефицитных металлов, например, в производстве пористых подшипников, электро- и теплопроводников. Методом порошковой металлургии на основе алюминия можно получать материалы с особыми свойствами, например немагнитные, для защиты от нейтронного потока, высокопористые для изготовления носителей катализаторов, анодов электролитических конденсаторов, фильтров тонкой очистки газов и жидкостей и т. д. Так как спеченный алюминий превосходно обрабатывается, механическая обработка заготовок, если в ней возникает необходимость, оказывается более производительной, а износ инструмента меньше, чем при обработке проката [4].

оборудования. Оказалось, что при одних и тех же условиях спекания изделия, полученные в пресс-формах со смазкой на стенках, претерпевают усадку, тогда как прессовки из смеси, содержащей смазку, обнаруживают рост. Термогравиметрический анализ показал, что после операции выжигания примерно 10% смазки от ее исходного содержания все еще остается в прессовке. В результате прочность изделий, спеченных из смеси со смазкой, оказывается меньше изделий без смазки [5].

Для повышения прочностных свойств спеченные алюминиевые сплавы, как и литые деформированные, обычно проходят термообработку. С этой же целью порошковые сплавы после спекания могут подвергаться горячей ковке или штамповке. В этом случае вначале прессуют и спекают заготовку детали,



окончательную форму она принимает в процессе последующей горячей штамповки. На пороге промышленного внедрения находится технология получения высококачественных деталей горячим прессованием порошков алюминия и его сплавов. Порошок засыпают в горячую пресс-форму и прессуют при температуре, которая на  $15 \div 50^\circ\text{C}$  ниже линии солидуса. Получаемые детали обладают плотностью, которая составляет около 99% от теоретической. Горячепрессованные изделия превосходят детали, получаемые литьем под давлением в закрытых штампах, а также прессованием и спеканием, не только по механическим свойствам, но и по экономичности.

Для создания тонкой мелкозернистой структуры частиц порошка, содержащих высокодисперсные включения керамической фазы, используют механическое легирование. Спеченный алюминиевый порошок (САП) был первым продуктом такого процесса, при котором алюминий измельчается в шаровой мельнице в присутствии стеариновой кислоты и упрочняется дисперсными оксидными частицами с поверхности. В ряде случаев при размоле в атриттор к порошку алюминия добавляют порошок легирующего элемента, например магния. В результате ударного воздействия шаров на частицы смеси магний полностью переходит в твердый раствор на основе алюминия, а вместе с оксидной фазой на свежей металлической поверхности образуются очень мелкие частицы оксида алюминия, которые затем равномерно распределяются в металлической матрице.

Частицы  $\text{Al}_2\text{O}_3$  практически не растворяются в алюминии; предел легирования поэтому не связан с пределом растворимости второй фазы. Дисперсность частиц окиси алюминия является результатом дробления тонкой окисной пленки, а не распада пересыщенного твердого раствора. Сплавы типа САП сохраняют высокие прочностные характеристики при температуре до  $500^\circ\text{C}$ . Это объясняется наличием упрочняющей фазы — окиси алюминия, которая характеризуется высокой температурой плавления ( $2050^\circ\text{C}$ ), низкой диффузионной подвижностью, нерастворимостью в матрице и высокой твердостью.

В промышленном масштабе нашли применение три основные марки ДКМ на основе алюминия: САП-1, САП-2, САП-3, отличающиеся между собой концентрацией оксидов (табл. 2).

Наряду с материалами типа САП разработаны ДКМ системы алюминий — углерод [6]. При высоких температурах в результате взаимодействия алюминия с углеродом образуется карбидная фаза ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ) в виде тонких пластинок с хаотической ориентацией. Обычно снижение прочности КМ отмечается при содержании карбида алюминия, превышающем 0,1% (по массе). При низких температурах прессования процесс взаимодействия матрицы с углеродным волокном (УВ) практически не развивается

Таблица 2  
Механические свойства ДКМ  $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$  [6]

Марка	T, К	E, ГПа	$\sigma_s$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
САП-1	293	72	310	210	10	20
	523	50	180	140	8	28
	623	—	120	100	13	50
	773	—	70	55	3	30
САП-2	293	77	350	240	7	—
	523	59	210	190	7	—
	623	—	140	120	9	—
	773	—	90	60	1,5	—
САП-3	293	77	320	210	7	10
	523	59	190	150	7	12
	623	—	130	80	8	21
	773	—	70	60	1,5	15

и карбидная фаза не обнаруживается методами оптической металлографии.

Атомная доля углерода, способного раствориться в жидком алюминии, составляет около 0,1%. При концентрации углерода в расплаве, близкой к этой величине, начинает интенсивно образовываться карбид алюминия. Для предотвращения взаимодействия углерода с матрицей, а также для улучшения смачиваемости применяют покрытия из никеля, меди, серебра. Прочность частиц, выдержанных в контакте с алюминием при температуре 773 К в течение семи суток, заметно не уменьшается. Взаимодействие углеродных волокон с алюминиевой матрицей, приводящее к разупрочнению волокон, проявляется после термообработки в течение 24 ч при температуре 773 К. Рабочая температура КМ  $\text{Al}-\text{C}$  может быть выше 623 К [7].

**Технология получения.** Существует несколько основных методов получения КМ системы  $\text{Al}-\text{C}$ , наиболее перспективным является метод пропитки предварительно металлизированных УВ расплавом алюминия. Для металлизации УВ с целью получения тонких технологических покрытий применяют химическое никелирование, меднение и серебрение. Скорость осаждения 0–0,04 мкм/с: покрытия толщиной 0,1–0,5 мкм получают за 3–5 мин, толщиной до 3 мкм — за 9–12 мин. В процессе нанесения покрытий прочностные характеристики волокон не изменяются.

**Свойства.** КМ системы  $\text{Al}-\text{C}$  обладают высокой прочностью и малой плотностью. Их свойства зависят от свойств упрочняющих волокон, а также в значительной степени от метода изготовления и технологических параметров. Предел прочности КМ заметно не меняется вплоть до температуры плавления матрицы. Длительная (100-часовая) прочность КМ  $\text{Al}-\text{C}$  при 673 К составляет  $150 \div 200$  МПа.

#### **Al–В и алюминий–борсик**

Композиты системы  $\text{Al}-\text{B}$  и алюминий — борсик (бор, покрытый SiC) сочетают в себе высокие проч-

ность а также малую плотность с хорошей технологичностью и конструкционной надежностью матрицы из алюминиевых сплавов. Они имеют высокие электро- и теплопроводность, высокую пластичность, ударную вязкость и абразивную стойкость. На них легко наносятся покрытия, они поддаются термической обработке, невоспламеняемые, влагостойчивые. Конструкции из этих КМ способны работать при высоких температурах.

Алюминий и сплавы алюминия при повышенных температурах химически активны и склонны к взаимодействию с волокнами бора в условиях получения КМ и эксплуатации. Взаимодействие приводит к образованию хрупких реакционных зон и снижению прочности волокон и КМ.

Волокна бора с алюминиевой матрицей начинают реагировать уже на стадии получения КМ жидко- и твердофазными способами. Особенно интенсивно эта реакция протекает при температурах выше 833 К. В интервале температур прессования 753–833 К понижение прочности волокон бора незначительно. После прессования при температуре 753 К лишь в отдельных местах на поверхности вытравленных волокон видны следы взаимодействия. По мере повышения температуры прессования реакционная зона становится толще, ее структура изменяется. На поверхности волокон, извлеченных из композиции после прессования при температуре 833 К, наблюдается сплошная рыхлая корка, имеющая кристаллическую структуру. В результате взаимодействия бора с алюминиевой матрицей иглообразные кристаллы  $AlB_2$  прорастают в матрицу. Растворимость бора в алюминии при температуре 1003 К равна 0,9% и резко уменьшается с повышением температуры. Реакция между бором и твердым алюминием с образованием диборида алюминия протекает в том же температурном интервале, что и прессование КМ и его термическая обработка. Процесс взаимодействия состоит из двух стадий. Вначале происходит разрушение и коагуляция пленки оксида алюминия, связанная с диффузией кислорода, в дальнейшем — химическая реакция с образованием включений диборида алюминия, приводящая к резкому снижению прочности как КМ, так и волокна и матрицы. Толщина реакционной зоны в системе Al–B составляет обычно 1 мкм и менее, точное ее измерение сопряжено с большими трудностями [6].

Для уменьшения взаимодействия применяют волокна или частицы бора, покрытые карбидом кремния (борсик). Использование волокон или частиц борсика и волокон бора, покрытых нитридом бора, позволяет значительно повысить температуру прессования и сократить время процесса, а также обеспечивает получение беспористого монолитного материала с высокой прочностью связи.

**Технология получения.** Основным методом производства КМ на основе алюминия и его сплавов,

армированных волокнами бора, является диффузионная сварка, реже применяются пропитка в вакууме и заливка. При этом как правило, используются волокна борсика или волокна бора, покрытые нитридом алюминия. Матрица для диффузионной сварки обычно применяется в виде фольги или порошка. Диффузионная сварка осуществляется в две стадии — при повышенной и при пониженной температурах в вакууме при разрежении до  $6,7 \cdot 10^{-3}$  МПа, либо в контролируемой атмосфере или на воздухе. Основные параметры процесса следующие: температура 853 К, давление 30 МПа, выдержка 120 с (высокотемпературная стадия); температура 727–773 К, давление 35–50 МПа, выдержка 1800–5400 с (низкотемпературная стадия). Уплотнение производится в пресс-форме, в камере с контролируемой атмосферой, в газостатах или автоклавах. Чаще всего уплотнению подвергают пакеты-заготовки из однонаправленно-армированных монослоев, полученных плазменным напылением алюминия. При прессовании на воздухе прочность волокон снижается примерно на 15%, а при прессовании в аргоне — почти на 13%.

**Свойства.** Предел выносливости КМ на основе различных алюминиевых сплавов зависит от содержания борных волокон (табл. 3). Он весьма высок и даже при температуре 523 К значительно превышает предел выносливости стандартных алюминиевых сплавов при комнатной температуре: для алюминиевых сплавов составляет 0,3–0,5 предела прочности, для КМ на основе алюминиевых сплавов — 0,6–0,75.

Таблица 3  
Механические свойства КМ сплав алюминий–бор [6]

Объемная доля волокон бора, %	$E$ , ГПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
<b>Al–B</b>			
0	70	70–140	...
10	105	300–380	...
20	130–140	500–650	...
30	180	700–900	0,7
40	190–220	900–1140	0,7
50	200–257	1100–1400	0,6
<b>Сплав 6061 – бор</b>			
50	220–240	1100–1200	...
60	260–277	1400–1600	0,5
<b>Сплав 2024 – бор</b>			
50	220–240	1100–1200	...
70	280	1600–1800	0,7
<b>Сплав 1100 – бор</b>			
50	220–240	1100–1200	...

**Al–SiO<sub>2</sub>**

В твердом состоянии алюминий с оксидом кремния не взаимодействует.

**Технология получения.** Основными методами получения КМ Al–SiO<sub>2</sub> являются горячее прессование, пропитка и протягивание волокон через расплав алюминия с последующим горячим прессованием. Горячее прессование осуществляется при температуре 623–793 К и давлении 5÷20 МПа с выдержкой 45÷90 мин, пропитка — при температуре 973÷993 К в течение 30÷60 с.

**Свойства.** КМ Al–SiO<sub>2</sub> имеет высокую прочность, мало изменяющуюся при температурах до 473–573 К. Модуль упругости КМ близок по величине к модулю упругости алюминиевых сплавов, однако он практически не снижается с ростом температуры и поэтому КМ данного типа целесообразно применять при повышенных температурах.

**Al–SiC**

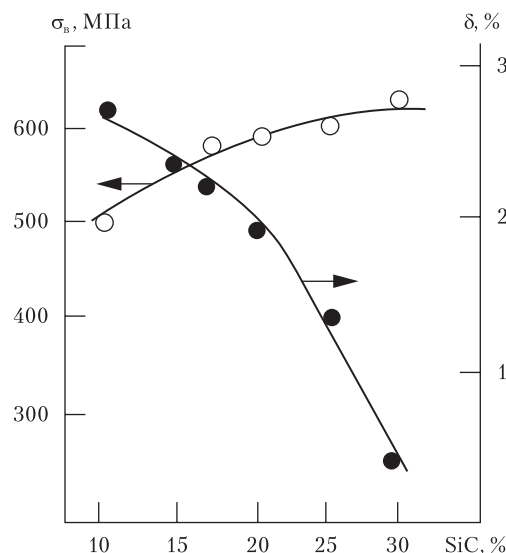
КМ Al–SiC используются реже, чем КМ Al–В и алюминий–борсик, вследствие высокой плотности волокон карбида кремния, их относительно меньшей прочности и большей стоимости. Однако, в перспективе с разработкой промышленной технологии получения волокон карбида кремния большей прочности (до 4000 МПа), волокон с углеродным керном и волокон без керна волокна карбида кремния благодаря высокой термостойкости и жесткости смогут конкурировать с борными волокнами в качестве армировки для алюминия и его сплавов.

В твердом состоянии алюминий с карбидом кремния не взаимодействует.

**Технология получения.** Для изготовления КМ Al–SiC применяются те же технологические методы, которые используются для производства КМ Al–В

**Свойства.** По своим прочностным характеристикам КМ Al–SiC уступает, как правило, КМ Al–В из-за более низкой прочности волокон карбида кремния. Так, предел прочности КМ Al–SiC при объемной доле волокон 0,1; 0,3 и 0,5 составляет соответственно 270; 610 и 950 МПа.

КМ системы Al — частицы SiC получают по такой технологической схеме. Смесь порошков алюминие-



Зависимость предела прочности и относительного удлинения КМ из сплава Д16 от объемного содержания частиц SiC [8]

вого сплава (Д16, АМг5, В95) и частиц карбида кремния (от 5% до 20%), полученную в шаровой мельнице, обрабатывали в атриторе. Порошковые компоненты смешивали в шаровой мельнице без использования шаров, всухую, при скорости вращения барабана 60 мин<sup>-1</sup> в течении 20 мин. При дальнейшей обработке смесей в атриторе интенсифици-

Таблица 4  
Механические свойства сплавов АМг5 и В95 и композиционных материалов на их основе, армированных частицами SiC [10]

№ п/п	Состав образцов	Плотность, ρ, г/см <sup>3</sup>	Характеристики прочности и пластичности		
			σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %
1	АМг5	2,66	250–270	110–120	10–15
2	В95	2,79	500–540	400–430	4–6
3	КМ АМг5 + 10% SiC	2,73	310–330	180–200	4–6
4	КМ В95 + 10% SiC	2,83	580–620	520–570	4–5

и алюминий–борсик. Вследствие высокой термостойкости волокон карбида кремния получать КМ Al–SiC можно при более высоких температурах и больших выдержках.

руется взаимное перемещение порошка алюминиевого сплава и частиц SiC, в результате чего создаются условия для разрушения оксидной пленки на частицах матрицы. Затем производили горячее брикетирование.

рование при  $420 \div 440^\circ\text{C}$  и последующую горячую экструзию при  $480 \div 490^\circ\text{C}$ . Заключительной операцией является термообработка (закалка при  $495^\circ\text{C}$  в течении 45 мин.) [8–9].

### Al–W

Алюминий с вольфрамом образует следующие фазы:  $\text{WAl}_{12}$ ,  $\text{WAl}_5$ ,  $\text{WAl}_4$ . Растворимость вольфрама в алюминии в твердом состоянии при температуре 923 К составляет 1,5%.

**Технология получения.** Для получения КМ Al–W могут применяться практически все известные жидко- и твердофазные процессы производства КМ с металлической матрицей. Наиболее часто используется диффузионная сварка и сварка взрывом.

**Свойства.** Ввиду высокой плотности вольфрамовых волокон КМ Al–W по удельным характеристикам значительно уступает всем другим КМ на основе алюминия. КМ Al–W, полученные сваркой взрывом, при объемной доле волокон 0,018; 0,1 и 0,09–0,17 имеют предел прочности соответственно 131,2; 370 и 404 МПа. Эти КМ перспективны для получения материалов с плотностью  $(7 \div 12,5) \cdot 10 \text{ кг/м}^3$ .

### Al–Be

КМ данного типа благодаря малой плотности бериллия уникальны среди металлических КМ, армированных металлическими волокнами. Однако из-за ограниченного производства проволоки из бериллия, связанного с токсичностью последнего, КМ данного типа распространения не получили.

**Взаимодействие.** Растворимость бериллия в алюминии составляет  $0,05 \div 0,06\%$  при температуре 918 К;  $0,02 \div 0,03\%$  при 873 К;  $0,005 \div 0,01\%$  при 723 К и практически равна нулю при более низких температурах.

**Технология получения.** Уплотнению подвергаются заготовки, представляющие собой пакеты из чередующихся слоев уложенной бериллиевой проволоки и алюминиевой фольги (бериллиевая проволока может дополнительно закрепляться слоем алюминия, нанесенным плазменным методом), из уложенной в форму бериллиевой проволоки с нанесенным на ее поверхность алюминием, из чередующихся слоев бериллиевой и алюминиевой проволоки.

КМ Al–Be в виде листов, плит, уголков и других профилей получают диффузионной сваркой и сваркой взрывом. Диффузионная сварка осуществляется в вакууме или контролируемой атмосфере при температуре 780–810 К, давлении 50–70 МПа с выдержкой 5–90 мин.

**Свойства.** Пределы прочности КМ Al–Be при объемной доле волокон бериллия 0,4 и 0,75 составляют соответственно 231 и 700 МПа, модуль упругости при объемной доле 0,75–242 ГПа.

### Al–B<sub>4</sub>C

Карбид бора принадлежит к группе легких керамических материалов, плавится при температуре  $2450^\circ\text{C}$  и обладает высокими механическими свойствами и химической стойкостью. Несмотря на все преимущества у  $\text{B}_4\text{C}$  низкая трещиностойкость, что является существенным его недостатком, но не мешает этому материалу быть одним из самых востребованных для создания композиционных материалов на основе алюминия [11–12].

**Взаимодействие.** Карбид бора реагирует с Al при любой температуре ниже или равной  $1000^\circ\text{C}$ . До температуры  $660^\circ\text{C}$ , пока алюминий находится в твердом состоянии, реакция идет очень медленно. Скорость реакции между  $\text{B}_4\text{C}$  и Al значительно возрастает уже на начальных этапах плавления Al. В результате взаимодействия образуются следующие фазы:  $\text{Al}_3\text{BC}$ ,  $\text{AlB}_2$ ,  $\alpha\text{-AlB}_{12}$  [13].

**Технология получения.** Используют порошки Al и  $\text{B}_4\text{C}$  в состоянии поставки, без какой-либо очистки и модифицирования. Количество упрочняющих добавок в материалах системы Al– $\text{B}_4\text{C}$  от 5% до 20%. Порошки подвергали механическому легированию в шаровой мельнице в течении 8 часов со скоростью размола 400 об/мин. Прессование порошков производили на гидравлическом прессе при давлении 250 МПа. Атмосфера спекания — высокочистый аргон, т. к. использование других атмосфер может вызвать деборидизацию материала при рабочих температурах из-за небольшой размера атомов бора и образования газобразных гидридов ( $\text{BH}_2$  и  $\text{BH}_3$ ). Спекание образцов проводят при температурах  $600 \div 640^\circ\text{C}$ .

**Свойства.** Увеличение процентного содержания  $\text{B}_4\text{C}$  и температуры спекания приводит к росту плотности композиционного материала, но вызывает снижение ударной вязкости. Благодаря эффекту дисперсионного твердения происходит значительное увели-

Таблица 5  
Твердость чистого Al и алюмоматричных композиционных материалов с разным содержанием  $\text{B}_4\text{C}$  [11]

Материал	Твердость (HRC)		
	600 °C	625 °C	640 °C
Al–5% $\text{B}_4\text{C}$	38	37	26
Al–5% $\text{B}_4\text{C}$	41	40	46
Al–7,5% $\text{B}_4\text{C}$	44	43	53
Al–10% $\text{B}_4\text{C}$	49	52	57
Al–12,5% $\text{B}_4\text{C}$	56	61	66
Al–15% $\text{B}_4\text{C}$	61	68	72
Al–17,5% $\text{B}_4\text{C}$	65	77	75
Al–20% $\text{B}_4\text{C}$	74	82	82



чение твердости в алюминиевых композиционных материалах, упрочненных частицами  $V_4C$ . Но при температуре спекания выше  $625^\circ C$  и содержании  $V_4C$  15% наблюдается некоторое разупрочнение образцов [11].

### Al-TiC

**Взаимодействие.** TiC реагирует с Al при температурах ниже  $812^\circ C$  с образованием карбида алюминия  $Al_4C_3$  и интерметаллида  $Al_3Ti$ . При температурах выше  $812^\circ C$ , взаимодействие между Al и TiC не происходит, но хорошо протекает реакция между сплавом Al-Ti и углеродом, в результате которой возможно in-situ образование карбида титана после быстрого охлаждения в области температур  $800 \div 650^\circ C$ . Полученные таким образом композиционные материалы на основе Al-TiC характеризуются отсутствием хрупких карбидов  $Al_4C_3$  и хорошим межфазным взаимодействием [13].

**Технология получения.** Способность к взаимодействию между Al-Ti сплавам и различными источниками углерода такими как газ  $CH_4$ , углеродное волокно или частицы  $Al_2C_3$  при температурах выше  $900^\circ C$  давно используют для получения недорогих композитов Al-TiC.

Одним из способов получения данных композитов является изготовление лигатур на основе смеси порошков Ti, C и Al, спрессованных при низком давлении для получения брикетов (таблеток) с пористостью около 60–70% от теоретической. Полученные брикеты активировали с помощью нагрева в атмосфере аргона при температуре выше температуры плавления Al. В лигатуре должно содержаться не меньше 45% алюминия, что в дальнейшем обеспечит оптимальный размер частиц TiC и их однородное распределение. Активированные брикеты добавляют в расплав Al, нагретый до  $750^\circ C$ . Экзотермическая реакция образования TiC происходит выше температуры плавления алюминия и поднимает температуры брикетов до  $2000^\circ C$ . После образцы подвергали экструзии для более однородного распределения упрочняющей фазы в матрице [14].

**Свойства.** Таким образом композиционные материалы на основе алюминия обладают комплексом свойств, отличающихся от традиционных материалов и открывающих широкие возможности для самых разнообразных целей. Среди этих свойств отмечают не только высокие характеристики прочности но и высокие характеристики модулей упругости, рекордную износостойкость, что обеспечивает снижение массы изделий с одновременным повышением надежности и увеличением ресурса работы. Эти материалы сохраняют стабильность своих характеристик в широких температурных пределах, обладают повышенной электро- и теплопроводностью, а также малой чувствительностью к поверхностным дефектам.

Таблица 6

Механические свойства композита 6061 + 10% TiC в сравнении со сплавом 6061 [14]

Материал	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma$ , МПа	E, ГПа	Пластичность, %
6061	240	280	70	8
6061+10% TiC	301	328	84	7

Возможность изменения количества и размера армирующих частиц, добавление не только керамических частиц, но и частиц графита или других веществ в качестве твердой смазки, открывают широкие перспективы для использования КМ в различных триботехнических устройствах: подшипниках скольжения, деталях цилиндра-поршневой группы, тормозах и других подобных узлах [15].

### Литература

1. *Борисоглебский Ю. В.* Металлургия алюминия / Ю. В. Борисоглебский, Г. В. Галевский, Н. М. Кулагин, М. Я. Минцис, Г. А. Сиразутдинов. — Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1999. — 438 с.
2. *Костиков В. И.* Композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов, армированные углеродными волокнами / В. И. Костиков, А. Н. Варенков. — М: Интермет Инжиниринг, 2000. — 446 с.
3. *Torralba J. M.* P/M aluminum matrix composites: an overview / J. M. Torralba, C. E. da Costa, F. Velasco // Journal of Materials Processing Technology. — 2003. — V. 133. — P. 203–206.
4. *Савицкий А. П.* Состояние и перспективы развития порошковой металлургии алюминия / А. П. Савицкий // Порошковая металлургия. — 1985. — № 10. — с. 41–50.
5. *Марцунова Л. С.* Смазка для прессования порошков алюминия / Л. С. Марцунова, А. П. Савицкий, Н. С. Тимофеев, Г. Н. Романов // Порошковая металлургия. — 1999. — № 1–2. — с. 78–85.
6. *Карпинос Д. М.* Композиционные материалы в технике / Д. М. Карпинос, Л. И. Тучинский, А. Б. Сапожников и др. — К.: Техника, 1985. — 152 с.
7. *Saravanan M.* Development of ultrafine grain aluminium-graphite metal matrix composite by equal channel angular pressing / M. Saravanan, R. M. Pillai, K. R. Ravi, B. C. Pai, M. Brahmakumar // Composites Science and Technology. — 2007. — V. 67. — P. 1275–1279.
8. *Вишняков Л. П.* Влияние механического легирование на свойства порошковых металлокомпозитов системы Al-SiC / Л. П. Вишняков, Н. П. Ониськова, А. Н. Грибков, И. М. Ромашко // Порошковая металлургия. — 1997. — № 11–12. — с. 38–43.
9. *Beffort O.* Alloying effects on microstructure and mechanical properties of high volume fraction SiC-particle reinforced Al-MMCs made by squeeze casting

infiltration / O. Beffort, S. Long, C. Cayron, J. Kuebler, P-A. Buffat // Composites Science and Technology. – 2007. – V. 67. – P. 737–745.

10. Вишняков Л. Р. Разработка и триботехнические свойства композиционных алюмоматричных материалов с частицами карбида кремния / Л. Р. Вишняков, В. П. Мороз, Б. Н. Синайский, И. М. Ромашко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009. – № 2. – с. 55–59.

11. Topcu I. Processing and mechanical properties of  $B_4C$  reinforced Al matrix composites / I. Topcu, H. O. Gulsoyb, N. Kadioglu, A. N. Gulluoglu // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – V. 482. – P. 516–521.

12. Shorowordi K. M. Microstructure and interface characteristics of  $B_4C$ , SiC and  $Al_2O_3$  reinforced Al matrix composites: a comparative study / K. M. Shorowordi,

T. Laoui, A.S.M.A. Haseeb, J. P. Celis, L. Froyen // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – V. 142. – P. 738–743.

13. Viala J. C. Chemical compatibility between aluminium base matrices and light refractory carbide reinforcements / J. C. Viala, M. Peronnet, F. Bosselet and J. Bouix // International committee on composite materials – 1999. ICCM-12 Paris, France.

14. Selcuk C. Al–TiC composite made by the addition of master alloys pellets synthesized from reacted elemental powders / C. Selcuk, A. R. Kennedy // Materials Letters. – 2006. – V. 60. – P. 3364–3366.

15. Курганова Ю. А. Разработка и применение дисперсно упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в машиностроении : автореф. дис. док. техн. наук: 05.16.06 / Ю. А. Курганова. – Москва, 2008. – 25 с.