

УДК 621.762:536.75
DOI: 10.12737/20790

П.А. Витязь, акад. НАН Беларуси,
В.Т. Сенюць, к.т.н.
(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск),
М.Л. Хейфец, д.т.н.
(ОАО НПО «Центр» НАН Беларуси, Минск),
С.Ф. Соболев, генеральный директор
(СЗАО «БелМетКомпозит», Минск),
А.Г. Колмаков, д.т.н.
(Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва)
E-mail: mlk-z@mail.ru; vsenyut@tut.by

Технологические основы синтеза композиционных наноструктурированных материалов на основе алюминиевых сплавов*

Проведен физико-химический анализ макро-, микро- и наноструктур конструкционных материалов на основе алюминия. Сформированы технологические основы управления свойствами при синтезе композиционных наноструктурированных материалов на основе алюминиевых сплавов. Разработаны технологии синтеза конструкционных материалов на основе алюминия методами модифицирования, центробежного литья и последующей обработки высоким давлением. Синтезированы наноструктурные модификаторы алюминиевых сплавов шунгит+Al, Al₂O₃+Al, cBN+Al. Предложены технологические процессы получения новых конструкционных наноструктурированных материалов на основе алюминия с содержанием модификаторов в пределах 5 % мас.

Ключевые слова: наноструктурные материалы; физико-химическая система; синтез; кристаллизация; центробежное литье; обработка высоким давлением; алюмоматричный композит.

P.A. Vityaz, Acad. NAS of Belarus,
V.T. Senyut, Can.Eng.,
(Joint Mechanical Engineering Institute of NAS of Belarus, Minsk),
M.L. Kheifets, D.Eng.,
(SPC "Center" of Belarus, Minsk),
S.F. Sobol, Director-general,
(NWJC "BelMetComposite", Minsk),
A.G. Kolmakov, D.Eng.
(Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Moscow)

Technological fundamentals of nano-structured composite synthesis based on aluminum alloys

The physical-chemical analysis of macro-, micro-, and nano-structures of composites on the basis of aluminum is carried out. Technological fundamentals for properties control at the synthesis of nano-structured composites on the basis of aluminum alloys are formed. The techniques for composites synthesis on the basis of aluminum through methods of spun casting modification and further treatment by high pressure are developed. The nano-structured modifiers of aluminum alloys schungite+Al, Al₂O₃+Al with BN+Al are synthesized. The technological processes for new constructional nano-structured materials manufacturing on the basis aluminum with modifiers content within the limits of mas. 5% are offered.

Keywords: nano-structured materials; physical-chemical system; synthesis; crystallization; spun casting; high pressure treatment; alumomatrix composite.

Синтез конструкционных материалов на основе легких сплавов предполагает максимальное использование технологических возможностей для управления структурой, а в результате комплексом структурно-зависимых свойств и оптимизации эксплуатационных параметров качества сплавов [1].

Строение и свойства структур металлов и сплавов во времени определяются составом компонентов, а также температурой, давлением и другими факторами структурообразования. Происходящие при обработке процессы структурообразования описываются теорией термической обработки металлов, отражающей кинетику превращений при различных температурах и влияющие на ее ход факторы.

Управление синтезом наноструктурированных композиционных материалов на основе сплавов алюминия наиболее доступно посредством легирования сплавов, а также их модифицирования наноструктурными добавками, имеющими различный физико-химический состав [2].

Создание и изучение физико-химических основ управления свойствами материалов легированием и модифицированием в процессе синтеза имеет большое значение на этапе внедрения технологий получения алюминиевых сплавов в промышленное производство. Процесс модифицирования в условиях кристаллизации сплавов осуществляется расширением реакционной шихты легирующими компонентами [1].

Всестороннее давление до настоящего времени активно не применялось для управления структурообразованием в материалах. Сдерживали применение обработки давлением для формирования структур в металлах и сплавах технологические сложности управления процессом и недостаточная ясность, насколько эффективно может быть использовано давление для получения особых свойств материалов [2].

Поэтому целью работы является разработка технологических основ структурообразования в сплавах на основе алюминия при использовании режимов кристаллизации с изменением давления, последующей механической обработки давлением и термобарической обработки в сочетании с примесным модифицированием сплавов.

Апробирование центробежного литья позволяет изучить возможности получения ком-

позиционных наноструктурированных материалов на базе алюминиевых сплавов армированием керамическими частицами различной природы и состава с формированием поверхностных слоев с повышенной концентрацией армирующей фазы за счет направленного перемещения дисперсных частиц в жидкой металлической суспензии.

1. Теоретические и технологические основы синтеза композиционных наноструктурированных материалов

1.1. Примесное модифицирование алюминиевых сплавов. Разработка сплавов на основе алюминия с мелкозернистой структурой, характеризующихся высоким уровнем физико-механических свойств, является актуальной задачей. В основном для этих целей используют примесное модифицирование, ускоренное затвердевание и инвертирование микроструктуры заготовок, позволяющие увеличить эксплуатационные свойства отливок не только из первичных, но и из более дешевых вторичных сплавов [3].

Добавки микро- и наноструктурных тугоплавких частиц в качестве примесных модификаторов (наполнителей) позволяют эффективно изменять структуру алюминиевых сплавов, способствует ее измельчению и повышению механических и триботехнических характеристик алюмоматричных композиционных материалов (КМ) [4]. Широкое применение для этих целей также получили углеродные наноматериалы (углеродные нанотрубки, фуллерены, ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза, шунгитовый углерод) [5].

Для улучшения взаимодействия тугоплавких микро- и наночастиц с алюминиевым расплавом, повышения равномерности их распределения в матрице предложены различные методы. Разработан достаточно эффективный подход создания армирующих наноструктурированных композиционных полифункциональных тугоплавких керамических наполнителей на основе нитрида бора и оксида кремния [6].

Принципы получения армирующих тугоплавких наполнителей заключаются в целенаправленном формировании на поверхности исходных микро- и нанопорошков реакционно-активных элементов, в результате чего на поверхности наполнителей *in-situ* образуются тугоплавкие соединения в нанодисперсном

* Исследования поддержаны грантом РФФИ 14-08-90011 и грантами БРФФИ T14P-198 и T16P-176.

состоянии, обладающие химическим сродством к алюминиевой матрице. Их использование позволяет эффективно диспергировать структурные составляющие сплавов и ведет к существенному повышению физико-механических и триботехнических характеристик КМ.

Приложение высокого давления при получении таких КМ способствует стабилизации структуры и фазового состава как наполнителя, так и самой матрицы, что особенно актуально при получении наноструктурных алюмоматричных КМ [7].

1.2. Кристаллизация алюминиевых сплавов в центробежном поле. Возможности повышения качества алюминиевых сплавов далеко не исчерпаны. Существует значительный потенциал, позволяющий серьезно повысить физико-механические и эксплуатационные характеристики заготовок и изделий из этих материалов [8].

Выпускаемое в настоящее время оборудование для литья под давлением с управляемой кристаллизацией расплава, позволяет комплексно использовать не только охлаждение, но и давление для управления структурообразованием в металлах и сплавах. Наиболее перспективно разработанное для центробежного литья промышленное оборудование, расширяющее технологические возможности управления процессом путем плавного изменения скорости вращения ротора и обеспечивающее за счет большого центростремительного ускорения (50...300 g) высокие давления при кристаллизации расплава [2, 9]. Полученные при литье на таком оборудовании наноструктурированные материалы свидетельствуют о перспективности использования режимов кристаллизации с изменением давления для получения особых свойств материалов [1, 10].

Методом центробежного литья получили отливки технического алюминия марки А8 и алюминиевого сплава АМг5. Эксперименты проводили на литейной машине с вертикальной осью вращения (производство – ОАО НПО «Центр» НАН Беларуси, технология – СЗАО «БелМетКомпозит»), обеспечивающей широкий диапазон значений центростремительных ускорений до 300 g (рис. 1).

Центробежное литье осуществляли при технологических режимах: температуре нагрева оснастки $T = 480 \pm 10$ К; температуре расплава $T = 1020 \pm 10$ К, длительности обработки до 5 мин и центростремительном ускорении в пределах 50...300 g.

Изучение методом оптической микроско-

пии образцов после кристаллизации в центробежном поле не выявило дефектов в виде продольных и поперечных трещин, газовых пузырей. При этом отмечена зональная неоднородность (ликвация) заготовок по сечению в виде областей шириной до 10 мм, вследствие неодновременного затвердевания различных участков слитков. Полученные образцы как технического алюминия А8, так и сплава АМг5 имеют крупнозернистую структуру с достаточно извилистыми границами зерен (рис. 2, а, б).



Рис. 1. Литейная машина с вертикальной осью вращения

Изучение на микроуровне выявило неоднородности структуры полученных образцов в виде прожилок толщиной 50...200 мкм, а также включений размером до нескольких десятков мкм. Размер зерен алюминия в образцах, полученных при ускорениях в пределах 100...300 g, имеет тенденцию к уменьшению с ростом ускорения и зависит от скорости охлаждения сплава. Внутри зерен четко видна дендритная структура (рис. 2, в).

Наличие примесей в виде Fe, Si, Mg приводит к образованию интерметаллидных фаз Al-Fe, Al-Si-Fe, Al-Mg, Al-Mg-Fe в виде включений размерами 5...40 мкм, которые можно наблюдать как по границам, так и в теле зерна.

1.3. Обработка высоким давлением сплава, полученного центробежным литьем. Алюминиево-магниевый деформируемый сплав марки АМг5 обладает высокой коррозионной стойкостью, поскольку его химический состав сбалансирован и включает целый ряд взаимодополняющих элементов. В состав сплава марки АМг5 включены такие элементы, как марганец, железо, кремний, цинк, титан, медь и бериллий, что делает материал отлично свариваемым, а значит, подходящим для формирования максимально сложных конструкций.

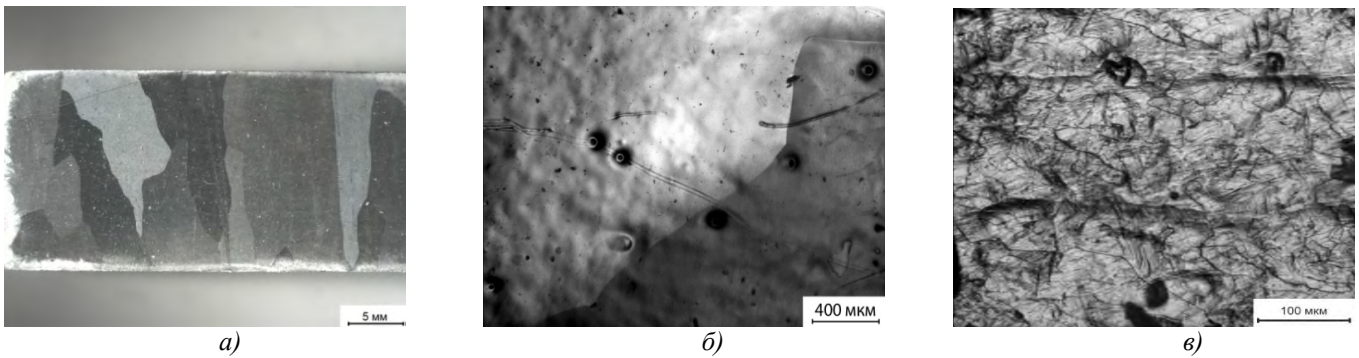


Рис. 2. Структуры отливки технического алюминия А8 после кристаллизации в центробежном поле с центростремительным ускорением 300 g:

а – макроструктура; б – границы зерен в поляризованном свете; в – микроструктура зерен

На рис. 3 показана микроструктура алюминиевого сплава АМг5 после кристаллизации в центробежном поле с центростремительным ускорением 300 g и холодной и двухпроходной прокатки. Структура материала представлена высокодисперсными вытянутыми зернами со следами интенсивной пластической деформации, сопровождающейся образованием новых элементов

микроструктуры деформационного происхождения. В зернах наблюдаются дефекты различных типов; а также включения, расположенные по границам зерен, имеющие размеры менее 5 мкм. В процессе исследований установлено, что увеличение степени деформации (количества проходов от 1 до 3) при прокатке приводит к развитию деформационных расслоений в материале.

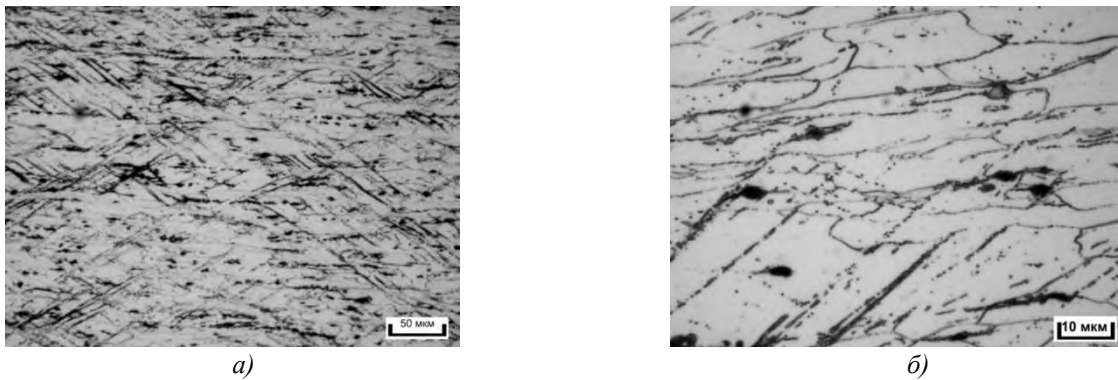


Рис. 3. Микроструктура алюминиевого сплава АМг5 после кристаллизации в центробежном поле и двухпроходной прокатки: × 100 (а); × 500 (б)

Измерения микротвердости полученной после прокатки ленты толщиной 1,8 мм, проводимые на микротвердометре Micromet-II с нагрузкой 100 г по ГОСТ 9450–76, показали, что значения микротвердости практически не изменяются по длине и находятся в пределах 980...1035 МПа, что в 1,5–1,8 раза выше, чем у материала, полученного по традиционной технологии.

Значения предела прочности ленты находятся в пределах 325...361 МПа, что также в 1,1– 1,2 раза выше, чем у листа сплава АМг5 толщиной 1,8...2,0 мм при 293 К, не прошедшего термическую обработку (300...320 МПа).

Увеличение значений физико-механических характеристик материала вызвано особенностями его структурного состояния (измельчением зерна, развитием ячеистой дислокационной структуры)

на макро-, мезо- и микроуровнях после центробежного литья и прокатки. Дальнейшее повышение характеристик сплава может быть связано с применением примесного модифицирования, которое эффективно влияет на структуру материала на микро- и мезомасштабных уровнях при использовании различных технологических схем формирования изделия.

2. Интенсификация процессов синтеза композиционных наноструктурированных материалов

2.1. Центробежное литье градиентных композиционных материалов на основе алюминия.

Градиентные композиционные материалы отличаются от традиционных изотропных КМ наличием пространственно неоднородных структур, благодаря которым они

приобретают новые свойства и способны выполнять новые функции. Поиск и разработка новых технологических процессов синтеза градиентных КМ для моделирования их строения, определяемого параметрами нагружения изделия, представляют собой актуальную задачу при проектировании и изготовлении конструкций, работающих в экстремальных условиях [9].

Изготовление анизотропных структур центробежным литьем известно давно, однако возможности получения заданного строения дисперсно-наполненных КМ изучены слабо, а влияние градиента распределения наполнителя на работоспособность литых материалов осталось практически неизученным [10].

Перемещение дисперсных частиц в поле действия центробежных сил определяется их плотностью. Твердые дисперсные частицы, имеющие плотность большую, чем матричный алюминиевый сплав, перемещаются к наружной стенке формы (изложницы), менее плотные – к оси вращения, на свободную поверхность (во внутреннюю часть отливки).

Центробежная сила, действующая на частицу, описывается уравнением:

$$P_{ц} = \omega^2 r V (\rho_{ч} - \rho_{м}),$$

где ω – угловая скорость вращения, сек^{-1} ; r – радиус центра сил инерции частицы и радиус центра сил инерции вытесненного объема жидкого металла, в случае, когда тело имеет однородную плотность, см; V – объем дисперсной частицы, см^3 ; $\rho_{ч}$ и $\rho_{м}$ – плотность частицы и жидкого металла, $\text{г}/\text{см}^3$ соответственно.

В табл. 1 приведены значения $(\rho_{ч} - \rho_{м})$ для алюминиевого сплава АК12 (удельный вес $\rho_{м} = 2,67 \text{ г}/\text{см}^3$) и различных частиц, используемых для армирования КМ.

По технологии центробежного литья были изготовлены образцы градиентных КМ различных составов, представленных в табл. 2. Режим центробежного литья был одинаков для всех образцов: температура нагрева оснастки $T = 480 \pm 10 \text{ К}$, расплава $T = 1020 \pm 10 \text{ К}$, частота вращения $n = 1200 \text{ об}/\text{мин}$, длительность обработки 3 мин.

Микроструктура градиентных композиционных материалов показана на рис. 4.

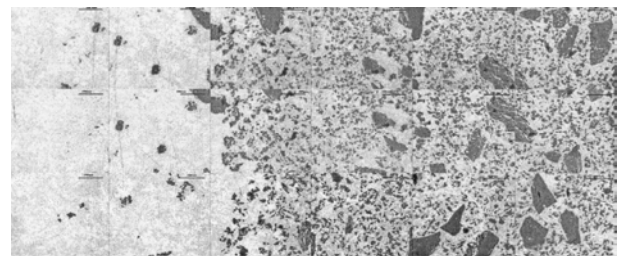
Результаты исследований показали на возможность получения методом центробежного литья градиентного слоя у алюмоматричных композиционных материалов с заданным распределением армирующих частиц различной природы.

1. Значения $\rho_{ч} - \rho_{м}$ для различных армирующих частиц в алюминиевом расплаве

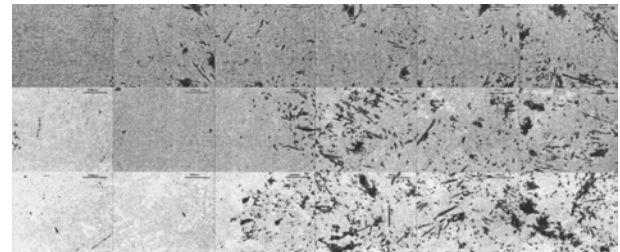
Дисперсные частицы	$\rho_{ч}, \text{г}/\text{см}^3$	$(\rho_{ч} - \rho_{м}), \text{г}/\text{см}^3$
Al_2O_3	3,99	1,33
Графит	1,7	-0,96
B_4C	2,5	-0,16
Базальт	2,75	0,09

2. Составы образцов, изготовленных методом центробежного литья

№ составов	Композиции
1	АК12-10 % Al_2O_3 (средний размер частиц $\text{Ø}_{\text{ср}} = 40 \text{ мкм}$)
2	АК12+10 % С ($\text{Ø}_{\text{ср}} = 200-400 \text{ мкм}$)
3	АК12+2 % Al_2O_3 +3 % С
4	АК12+10 % Al_2O_3 +2 % С
5	АК12+10 % B_4C ($\text{Ø} \leq 60 \text{ мкм}$)
6	АК12 + 5 % базальта (короткие волокна $\text{Ø}_{\text{ср}} = 12 \text{ мкм}$, длина $\leq 3 \text{ мм}$)



а)



б)

Рис. 4. Панорамный вид микроструктуры образцов: а – АК12 + 10% Al_2O_3 + 2% С; б – АК12 + 5% базальта

Выявлена выполняемая легирующими частицами транспортная функция, заключающаяся в том, что частицы с большей плотностью (Al_2O_3) увлекают за собой к внешней стенке изложницы менее плотные частицы (графита). При этом введение относительно мягких графитовых частиц в матрицу АК12 не увеличивает твердость КМ по сравнению с исходной матрицей, а введение базальтовых волокон повышает твердость в поверхностном слое в 1,1 – 1,2 раза. Проведенные исследования показали перспективность метода центробежного литья для изготовления градиентных КМ с

поверхностным слоем повышенной твердости и износостойкости [11].

2.2. Синтез алюмоматричных композиционных материалов с использованием модификаторов. Разработку технологических основ синтеза конструктивных наноструктурных материалов на основе алюминия проводили для сплавов, содержащих в качестве модификаторов добавки шунгитового углерода, ультрадисперсного корунда, нано- и ультрадисперсного нитрида бора с алюминиевым покрытием, способствующего повышению химического средства наполнителя к алюминиевой матрице.

Получение модификатора алюминиевых сплавов на основе шунгитового углерода. В качестве исходных материалов использовали порошок шунгита с содержанием углерода до 40 % и порошок алюминия ПА-4. Порошок шунгита предварительно измельчали в аттриторе в течение 5 мин при скорости вращения импеллера 500 об/мин, загрузка шунгита – 100 г,

вес размольных тел – 5 кг. После размолы к шунгитовому углероду добавляли порошок алюминия и активатор – четыреххлористый аммоний NH_4Cl в количестве 5 % мас. Последующее перемешивание реакционной шихты проводили в шаровой мельнице в течение 2 ч. Высокотемпературную обработку (отжиг) полученной реакционной шихты осуществляли при температуре 1223 К в среде галогенидов алюминия. После отжига полученный композиционный порошок просеивали через сито с размером ячейки 40 мкм.

Порошок шунгита после химико-термической обработки представляет собой конгломераты размерами от нескольких единиц до нескольких десятков мкм, которые состоят из полиэдрических агрегатов размерами 0,5...1,0 мкм. Алюминий распределен по поверхности порошка достаточно равномерно, не образуя скоплений на поверхности частиц шунгита (рис. 5, а, б).

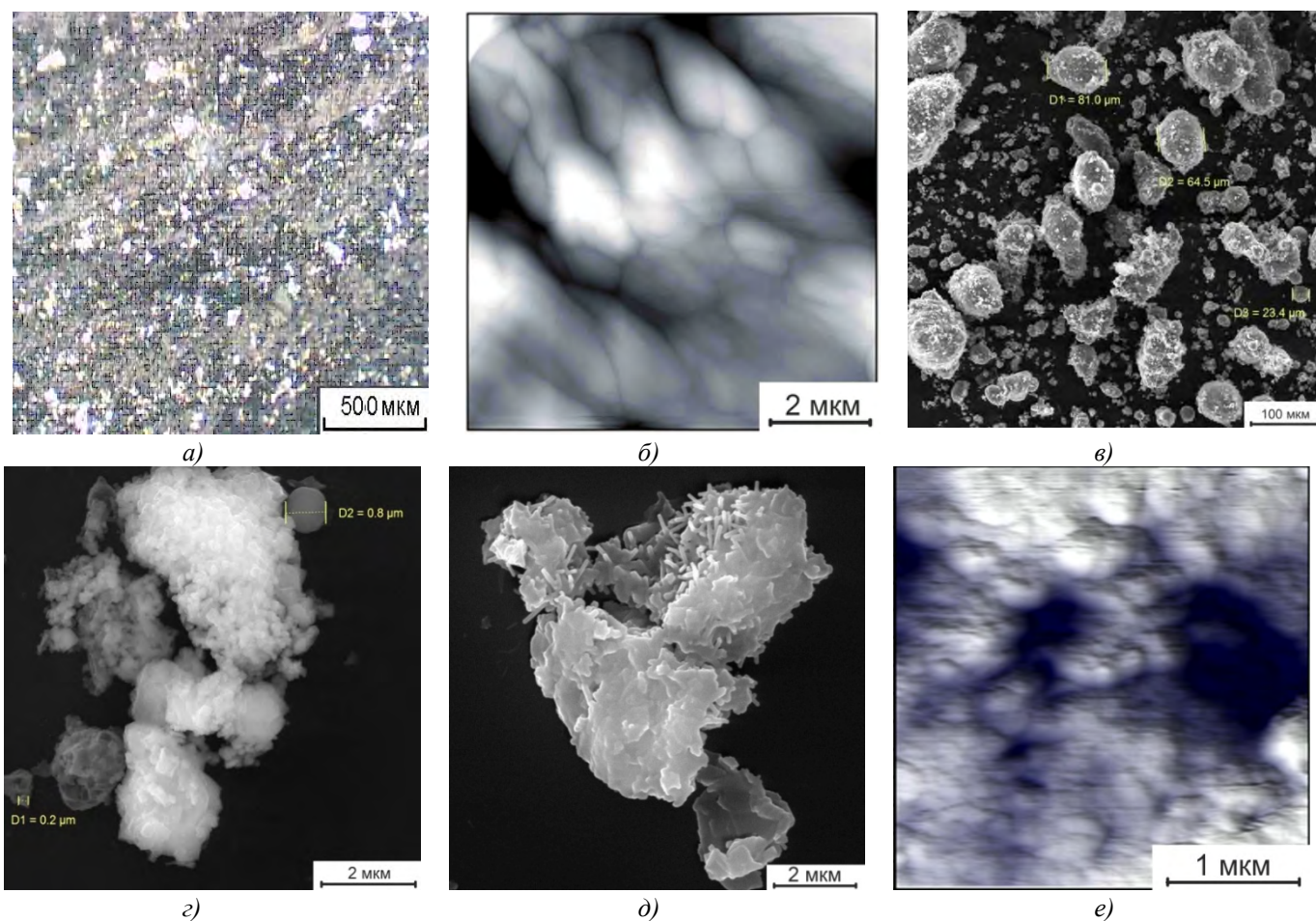


Рис. 5. Изображения порошков модификаторов алюминиевых сплавов:

а – общий вид порошка шунгитовый углерод + Al; б – изображение отдельных частиц шунгит + Al; в – общий вид шихты Al - 5 % мас. ($Al_2O_3 + Al$); г – частицы Al_2O_3 с алюминиевым покрытием; д – внешний вид порошка cBN + Al; е – микроструктура cBN + Al

Получение модификаторов алюминиевых сплавов на основе оксида алюминия и кубического нитрида бора. На рис. 5, в – е приведены полученные по технологии, представленной на схеме технологического процесса (рис. 6) модификаторы на основе порошков ультрадисперсного корунда Al_2O_3 и наноструктурного кубического нитрида бора cBN. В качестве исходных материалов использовали порошок Al_2O_3 с размером частиц 0,4...0,8 мкм, а также порошок наноструктурного cBN, синтезированный из гексагональной модификации BN, прошедшей предварительную механоактивацию в атриторе. Особенности порошка являются его высокая удельная поверхность до 20...25 м²/г и трехуровневая иерархическая макро-, мезо- и наноструктура. Порошок представляет собой достаточно прочные агломераты 1...2 мкм, состоящие из частиц cBN размером 80...100 нм. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) порошка составляет около 10 нм, что сравнимо с ОКР наноалмазов детонационного синтеза.



Рис. 6. Схема получения модификаторов алюминиевых сплавов на основе Al_2O_3 и cBN

Алюминиевое покрытие на порошки Al_2O_3 и cBN наносили методом газотранспортных реакций в защитной атмосфере при температурах выше 800 °С.

Разработка технологических основ синтеза конструкционных материалов на основе алюминия с добавлением модификаторов. Подготовку реакционных шихт осуществляли путем перемешивания соответствующих модификаторов с порошком алюминия. Предварительно на модификатор наносили алюминиевое покрытие.

Модификаторы добавляли в порошок алюминия в количестве 1,5 и 5 % мас., затем в течение 2 ч производили перемешивание шихт в

баночном смесителе. На основе приготовленных шихт путем холодного прессования получали цилиндрические заготовки, которые помещали в специальный контейнер из литографского камня для последующей термобарической обработки [12]. Обработку заготовок осуществляли в аппарате высокого давления при давлении 1,5 ГПа и температурах от 873 до 1473 К в течение 30 с. Нагрев образцов осуществляли путем прямого пропускания электрического тока через шихту, находящуюся в условиях квазигидростатического сжатия под высоким давлением. Охлаждение образцов осуществляли со скоростью 40 °С/с.

Исследования образцов, полученных с добавками шунгита, показали, что с ростом температуры термобарической обработки прочность удержания шунгита возрастает. Для образцов с концентрацией шунгита 1,5 % мас. размер включений наполнителя в КМ находится в пределах от 0,1 мкм до 10...15 мкм (рис. 7, а), при этом распределение добавки в матрице более равномерно по сравнению с материалом, содержащим 5 % мас. шунгита.

Увеличение температуры нагрева до 1273 К приводит к снижению количества крупных (5...10 мкм) включений шунгита в КМ (рис. 7, б). При этом размер зерен алюминия в КМ, полученных при различных температурах, находится в диапазоне 10...30 мкм. Отсутствие роста зерен в высокотемпературной области можно объяснить влиянием высокого давления, небольшой длительностью термообработки и модифицирующим воздействием наполнителя, стабилизирующего зеренную структуру алюминиевой матрицы.

Из приведенных данных (табл. 3) видно, что с ростом температуры термобарической обработки наблюдается увеличение микротвердости КМ Al – (шунгит + Al), причем КМ с содержанием 1,5 % мас. шунгитового углерода обладают в среднем более высокой микротвердостью по сравнению с КМ с содержанием 5 % мас. шунгита, полученных при аналогичных технологических режимах. Значения микротвердости КМ, синтезированных при оптимальных режимах, превышают в 1,5 – 2 раза микротвердость материала без добавления шунгита.

Отмечено, что с увеличением температуры термобарической обработки корундовый модификатор, добавленный в количестве 5 % мас., в матрице распределен более равномерно по сравнению с материалом, полученным при более низких температурах. При concentra-

ции корунда 1,5 % мас. такой зависимости не прослеживается. Размер зерен алюминиевой матрицы также как и у КМ Al – (шунгит + Al)

находится в пределах 10...30 мкм и не возрастает с повышением температуры термобарической обработки.

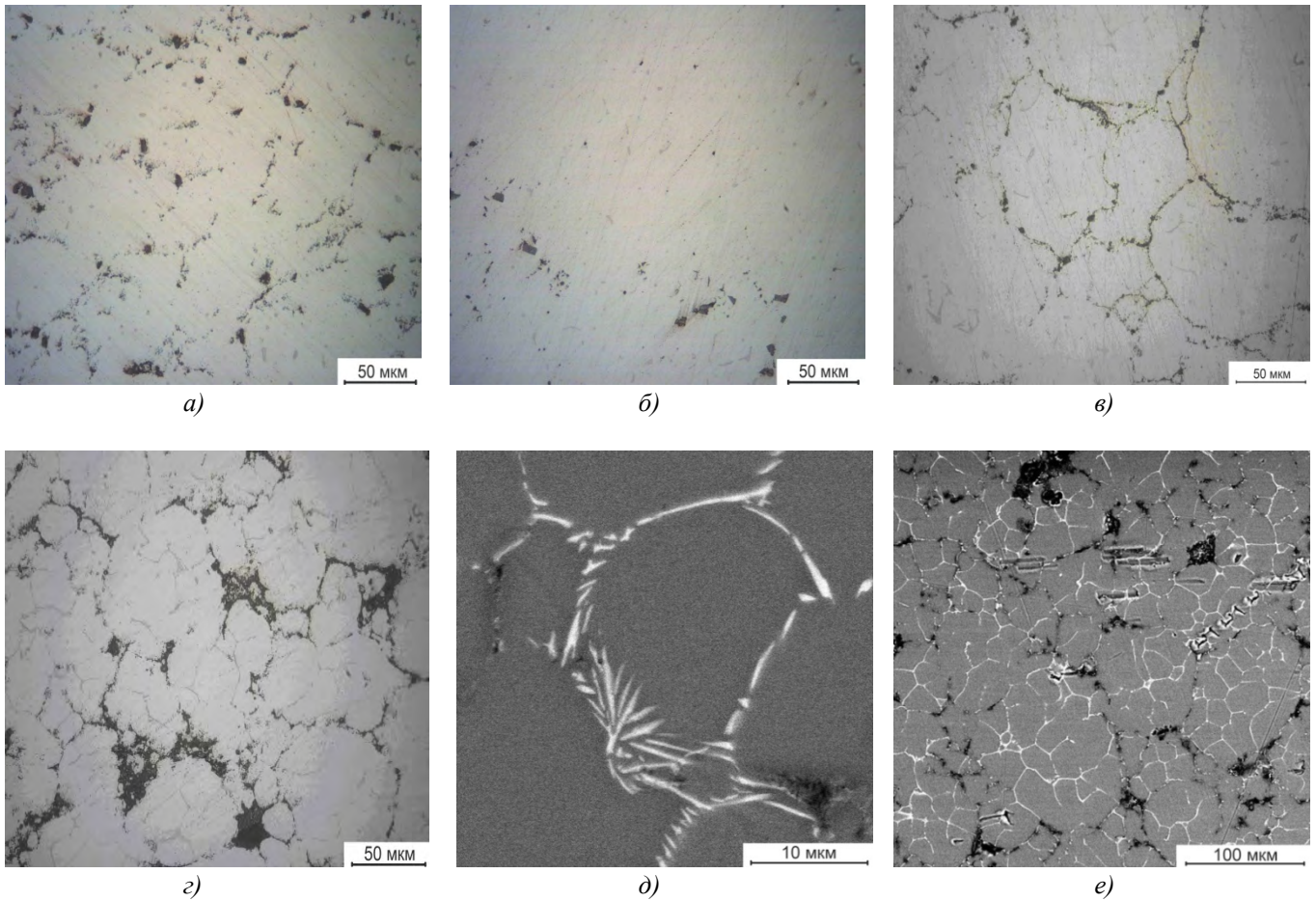


Рис. 7. Структура КМ на основе алюминия после термобарической обработки при давлении в 1,5 ГПа, добавка 1,5 % мас. шунгита: а – при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; б – $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$; в – добавка 1,5 % мас. Al_2O_3 при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; г – 5 % мас. Al_2O_3 при $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; д – добавка 1,5 % мас. cBN при $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$; е – 5 % мас. cBN $T = 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$

3. Зависимость микротвердости КМ алюминий – (шунгит + Al/ Al_2O_3 + Al) от концентрации модификатора и температуры спекания

№№ опытов	Микротвердость, МПа							
	5 % мас. $T = 1073\text{ K}$		5 % мас. $T = 1373\text{ K}$		1,5 % мас. $T = 1073\text{ K}$		1,5 % мас. $T = 1373\text{ K}$	
	шунгит + Al	Al_2O_3 + Al	шунгит + Al	Al_2O_3 + Al	шунгит + Al	Al_2O_3 + Al	шунгит + Al	Al_2O_3 + Al
1	335	434	346	423	341	380	424	401
2	346	422	335	448	354	360	404	380
3	328	425	349	448	357	369	393	402
4	353	443	388	400	369	360	378	422
5	300	427	362	426	390	359	384	406

Измерения микротвердости КМ Al – (Al_2O_3 + Al) показали, что с ростом температуры спекания для материала с добавлением наполнителя в количестве 5 % мас. микротвердость практически не увеличивается (см. табл. 3).

Для концентрации наполнителя 1,5 % мас.

микротвердость КМ с ростом температуры снижается. В целом микротвердость выше у материала с 5 % мас. (Al_2O_3 + Al), при этом достигается она при более низкой температуре по сравнению с температурой спекания КМ, содержащим 1,5 % мас. (Al_2O_3 + Al). Как вид-

но из полученных данных, максимальные значения микротвердости достигают 420...450 МПа, что превышает микротвердость материала, полученного без добавления Al_2O_3 более чем в 2 раза.

Композиционный материал, полученный с добавлением $cBN + Al$, обладает микротвердостью на уровне материала $Al - (шунгит + Al)$. Частицы cBN в алюминиевой матрице присутствуют в виде агрегатов 1...5 мкм, при этом с увеличением концентрации модификатора с 1,5 до 5 % мас. и температуры термобарической обработки с 1073 до 1273 К происходит рекристаллизация cBN в агрегатах с образованием более крупных частиц размером свыше 20 мкм (см. рис. 7, е).

Заключение

1. Разработаны технологии получения наноструктурных модификаторов алюминиевых сплавов, включающие механоактивационную и химико-термическую обработку реакционных шихт в восстановительной атмосфере в среде галогенидов алюминия при диапазоне температур 1123...1223 К, с варьированием в пределах 10...30 % мас. содержания алюминия в шихте.

Получены образцы наноструктурных модификаторов алюминиевых сплавов шунгит + Al , $Al_2O_3 + Al$, $cBN + Al$ с содержанием алюминия в пределах 10...30 % мас. Порошок шунгита после химико-термической обработки представляет собой конгломераты размерами от нескольких единиц до нескольких десятков микрометров, состоящие из полиэдрических агрегатов размерами 0,5...1 мкм. Модифицированный корунд состоит из частиц размерами 0,4...0,6 мкм, а порошок $cBN + Al$ представлен в виде агломератов размерами 1...2 мкм, состоящих из частиц 80...100 нм.

Введение модификаторов в алюминиевую матрицу стабилизирует рост зерен алюминия при термобарической обработке в пределах 10...30 мкм и приводит к увеличению микротвердости материала в 1,5–2 раза по сравнению с базовым алюминиевым сплавом без добавок модификаторов.

2. Установлена возможность получения методом центробежного литья градиентного слоя у алюмоматричных композиционных материалов с заданным распределением армирующих частиц различной дисперсности и плотности. Показана перспективность метода центробежного литья для изготовления градиентных КМ с поверхностным слоем повышенной твердости и износостойкости.

Выявлена выполняемая легирующими частицами транспортная функция, заключающаяся в том, что частицы с большей плотностью (Al_2O_3) увлекают за собой к внешней стенке изложницы менее плотные частицы (графита). При этом введение относительно мягких графитовых частиц в матрицу АК12 не повышает твердости КМ по сравнению с исходной матрицей, а введение базальтовых волокон способствует увеличению твердости в поверхностном слое в 1,1–1,2 раза.

3. Сочетание метода центробежного литья с ускорением до 300 g и дополнительной деформационной обработки (прокатки) приводит к существенным структурным изменениям в алюминиевых сплавах на макро-, мезо- и микроуровнях, что проявляется в их более высоких физико-механических характеристиках. Для сплава АМг5, полученного по данной технологии, наблюдается увеличение твердости в 1,5–1,8 раза и прочности в 1,1–1,2 раза по сравнению с базовым сплавом.

Дальнейшее повышение характеристик сплавов связано с использованием примесного модифицирования, которое эффективно влияет на структуру материала при использовании различных технологических схем формирования изделия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Vityaz, P.A. Effect of phase composition of nanostructured refractory modifier on structure and tribological behavior of AK12M2MgN alloy / P.A. Vityaz, A.I. Komarov, V. I. Komarova et.al. // Journal of Friction and Wear, 2013, V.34, no 5, pp. 329–338.
2. Хейфец, М.Л. Синергетический анализ структурообразования в металлах при термических, деформационных и комбинированных воздействиях // Доклады НАН Беларуси, 2014, Т. 58, № 3. – 2014. – С. 106–111.
3. Витязь, П.А. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками / П.А. Витязь, В.И. Жорник, В.А. Кукарко, А.И. Комаров, В.Т. Сенюць. – Минск: Бел. наука, 2011. – 522 с.
4. Чернышова, Т.А. О модифицировании литых алюмоматричных композиционных материалов тугоплавкими наноразмерными частицами / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, И.Е. Калашников // Металлы, 2009. № 1. – С. 79–87.
5. Калашников, И.Е. Алюмоматричные композиционные материалы с наполнителями из шунгитовых пород / И.Е.Калашников, В.В.Ковалевский, Т.А.Чернышова и др. // Металлы. – 2010. – № 6. – С. 85–95.
6. Витязь, П.А. Аспекты создания наноструктурированных композиционных модификаторов для сплавов алюминия / П.А. Витязь, А.И. Комаров, В.И. Комарова и др. // Доклады НАН Беларуси, – 2011. Т.55. – № 5. – С.91–96.
7. Витязь, П.А. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь, В.И. Жорник, А.Ф. Ильюшенко и др. Минск: Бел. наука, 2013. – 381с.
8. Витязь, П.А. Повышение ресурса трибосопряжений активированными методами инженерии поверхности /

П. А. Витязь, В. И. Жорник, М. А. Белоцерковский, М. А. Леванцевич. – Минск: Бел. наука, 2012. – 452 с.

9. **Технологии** конструкционных наноструктурных материалов и покрытий / Под общ. ред. П.А. Витязя и К.А. Солнцева. – Минск: Бел. наука, 2011. – 283 с.

10. **Хейфец, М.Л.** Проектирование процессов комбинированной обработки/ М.Л.Хейфец. - М.: Машиностроение, 2005. – 272 с.

11. **Алексеева, Ю.С.** Получение методом центробежного литья градиентных композиционных материалов / Ю.С.Алексеева, Л.И.Кобелева, А.Г.Колмаков, И.Е.Калашников, П.А.Витязь, М.Л.Хейфец, В.Т.Сенють // Инженер-механик. 2016. № 1.– С. 35–38.

12. **Витязь, П.А.** Создание алмазных инструментальных материалов на основе анализа термодинамики процессов синтеза / П.А. Витязь, М.Л. Хейфец, В.Т.Сенють // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2012. № 10(16). – С. 3–8.

REFERENCES

1. Vityaz, P.A. Effect of phase composition of nanostructured refractory modifier on structure and tribological behavior of AK12M2MgN alloy / P.A. Vityaz, A.I. Komarov, V. I. Komarova et.al. // *Journal of Friction and Wear*, 2013, V.34, no 5, pp. 329–338.

2. Heifets, M.L. Synergetic analysis of structure formation in metals at thermal, deformation and combined effects // *Proceedings of NAS of Belarus*, 2014, Vol. 58, № 3. – 2014. – pp. 106–111.

3. Vityaz, P.A. *Material and Coating Modification with Nano-dimensional Diamond-containing Additions*/ P.A. Vityaz, V.I. Zhornik, V.A. Kukareko, A.I. Komarov, V.T. Senyut. – Minsk: Bel. Science, 2011. – pp. 522.

4. Chernyshova, T.A. On modification of cast aluomatrix composites by refractory nano-dimensional particles / T.A. Chernyshova, L.I. Kobleleva, I.E. Kalashnikov // *Metals*, 2009. № 1. – pp. 79–87.

5. Kalashnikov, I.E. Alumo-matrix composites with fillers of schungite rocks / I.E.Kalashnikov, V.V. Kovalevsky, T.A.Chernyshova et al. // *Metals*. – 2010. – № 6. – pp. 85–95.

6. Vityaz, P.A. Aspects of nano-structured composite modifiers for aluminum alloys / P.A. Vityaz, A.I. Komarov, V.I. Komarova et al. // *Proceedings of NAS of Belarus*, – 2011. Vol.55. – № 5. – pp.91–96.

7. Vityaz, P.A. *Nano-diamonds of Detonation Synthesis: Manufacturing and Application* / P.A. Vityaz, V.I. Zhornik, A.F. Iliyushchenko et al. Minsk: Bel. Science, 2013. – pp. 381.

8. Vityaz, P.A. *Resource Increase in Tribo-joints by Activated Methods of Surface Engineering* / P. A. Vityaz, V.I. Zhornik, M. A. Belotserkovsky, M. A. Levantsevich. – Minsk: Bel. Science, 2012. – pp. 452.

9. *Techniques of Constructional Nano-structured Materials and Coatings* / under the general editorship of P.A. Vityaz and K.A. Solntsev.– Minsk: Bel. Science, 2011. – pp. 283.

10. Heifets M.L. *Combined Working Designing*/ M.L.Heifets. - M.: Mechanical Engineering, 2005. – pp. 272.

11. Alekseyeva, Yu.S. Gradient composite manufacturing by spun casting method / Yu.S.Alekseyeva, L.I.Kobleleva, A.G.Kolmakov, I.E.Kalashnikov, P.A.Vityaz, M.L.Heifets, V.T.Senyut // *Mechanical Engineer*. 2016. № 1.– pp. 35–38.

12. Vityaz, P.A. Creation of diamond tool materials based on analysis of thermodynamics in synthesis processes / P.A. Vityaz, M.L. Heifets, V.T.Senyut // *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*. 2012. № 10(16). – pp. 3–8.

Рецензент д.т.н. А.П. Амосов

УДК 669-419.8:539.378.2:669.715-416:669.781-426

DOI: 10.12737/20799

И.В. Кочешков, к.т.н.

(МГТУ им. Н.Э.Баумана, 105005, г. Москва, ул. 2-я Бауманская, 5)

E-mail: kiv5104@yandex.ru

Особенности структуры волокнистого композитного материала с металлической матрицей, получаемого с использованием разных типов листовых полуфабрикатов

Представлено количественное описание характера расположения волокон в композитных материалах, полученных при использовании листовых полуфабрикатов с фольговой и плазменно-напыленной матрицей.

Ключевые слова: волокнистые композитные материалы (ВКМ); листовые полуфабрикаты; имитационное моделирование; строение; структура композита.

I.V. Kocheshkov, Can.Eng.

(Bauman State Technical University of Moscow)

Structural peculiarities in fibrous composite with metal matrix manufactured using various sheet half-finished products

A quantitative description of fiber location pattern in composites manufactured with the use of sheet half-finished products with a foil matrix and plasma-sprayed matrix is presented.

Keywords: fiber composites (FC); sheet half-products; simulation; structure; composite structure.