



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-68-77>

УДК 669.2.017:620.18; 669.2.017:620.17; 669.2–419:620.18; 669.2–419:620.17

Поступила 14.04.2022

Received 14.04.2022

АЛЮМИНИЕВЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СПЛАВА В95, ОБРАБОТАННОГО АКТИВИРОВАННЫМИ ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

А. Т. ВОЛОЧКО, М. С. КОВАЛЬКО, К. Б. ПОДБОЛОТОВ, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: volochkoat@mail.ru

YANGWEI WANG, HAIYUN WANG, Beijing Institute of Technology, г. Пекин, КНР

В работе представлены результаты исследований по получению композитов при обработке алюминиевого расплава на основе высокопрочного сплава В95 активированными дисперсными частицами нитридов (AlN , Si_3N_4 , TiN), карбидов (SiC , TiC), наноструктурированного углерода (фуллереновой сажи), азотсодержащими компонентами (глицин $C_2H_5NO_2$, карбамид CH_4N_2O). Приведена оценка прочностных свойств получаемых композитов от режимов активации шихты с дисперсными частицами и режимов термообработки материала. Показана возможность повышения прочностных характеристик литейного композита на 15–20% за счет дополнительной механоактивации шихты и достижения после термической обработки предела прочности при сжатии 900–1050 МПа, твердости 150–160 НВ, модуля упругости 20–25 ГПа.

Ключевые слова. Алюминиевые композиты, высокопрочные алюминиевые сплавы, активированные дисперсные частицы карбидов, нитридов, наноструктурированного углерода для обработки расплава, модификаторы, лигатуры, структура, антифрикционные свойства, технология *ex-situ* и *in-situ*.

Для цитирования. Волочко, А. Т. Алюминиевые композиты на основе высокопрочного сплава В95, обработанного активированными дисперсными частицами / А. Т. Волочко, М. С. Ковалько, К. Б. Подболотов, Yangwei Wang, Haiyun Wang // *Литье и металлургия*. 2022. № 2. С. 68–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-68-77>.

ALUMINUM COMPOSITES BASED ON HIGH-STRENGTH ALLOY B95 TREATED WITH ACTIVATED DISPERSED PARTICLES

A. T. VOLOCHKO, M. S. KOVALKO, K. B. PODBOLOTOV, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevich str. E-mail: volochkoat@mail.ru

YANGWEI WANG, HAIYUN WANG, Beijing Institute of Technology, China

The paper presents the results of studies on the production of composites during the processing of aluminum melt based on high-strength alloy B95 activated dispersed particles of nitrides (AlN , Si_3N_4 , TiN), carbides (SiC , TiC), nanostructured carbon (fullerene carbon black), nitrogen-containing components (glycine $C_2H_5NO_2$, carbamide CH_4N_2O). The evaluation of the strength properties of the obtained composites from the activation modes of the charge with dispersed particles and the modes of heat treatment of the material is given. The possibility of increasing the strength characteristics of the casting composite by 15–20% due to additional mechanical activation of the charge and achieving, after heat treatment, the compressive strength of 900–1050 MPa, hardness of 150–160 HV, elastic modulus of 20–25 GPa is shown.

Keywords. Aluminum composites, high-strength aluminum alloys, activated dispersed particles of carbides, nitrides, nanostructured carbon for melt treatment, modifiers, ligatures, structure, antifriction properties, *ex-situ* and *in-situ* technology.

For citation. Volochko A. T., Kovalko M. S., Podbolotov K. B., Wang Yangwei, Wang Haiyun. Aluminum composites based on high-strength alloy B95 treated with activated dispersed particles. *Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 2, pp. 68–77. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-2-68-77>

Введение

Создание новой техники неразрывно связано с разработкой новых материалов и совершенствованием технологии их получения. Высокопрочные алюминиевые композиты следует рассматривать как эффективный материал для снижения массы в условиях возникновения критических напряжений на сжатие. Кроме того, к таким материалам предъявляются требования по теплотехническим, антифрикционным и другим характеристикам.

Анализ известных высокопрочных и сверхвысокопрочных алюминиевых сплавов показал, что сплавы на основе системы Al-Zn-Mg-Cu обладают наивысшей прочностью и имеют предел текучести на 40–50% выше, чем у наиболее распространенных алюминиевых деформируемых сплавов – дюралюминия Д16. В начале сороковых годов XX столетия на основе данной системы был разработан сплав В95 – аналог американского сплава 7075 (Alcoa) [1]. Максимальной прочности изделий из этих сплавов можно добиться последующей термообработкой: закалкой, искусственным старением [2, 3].

Среди эффективных микродобавок для высокопрочных алюминиевых сплавов можно выделить Zr, Li, Ag, Sc [1, 5]. Установлено, что введение 0,1–0,13 мас. % Zr обеспечивает субзеренное упрочнение. Такого рода сплав В96Ц-Зпч характеризуется прочностью более 600–645 МПа, для него и аналогов характерен трехступенчатый режим старения, с регламентацией скоростей нагрева и охлаждения (режим Т12) [4], что в практическом плане не затрудняет промышленное исполнение.

В последние годы наряду с поиском микродобавок и оптимизацией соотношения основных легирующих элементов в сплавах интерес исследователей сосредоточивается и на новых способах получения не только сплавов, но и композитов на их основе, армированных оксидными, нитридными, карбидными, углеродными и другими дисперсными частицами [1–4]. Упрочнение алюминиевых сплавов дисперсными частицами позволяет использовать максимум свойств как металлической матрицы, так и вводимых компонентов. Не менее важным в повышении механических свойств является и скорость кристаллизации.

В мировой практике для получения полуфабрикатов в системе Al-Zn-Mg-Cu с добавками Li, SiC и Al_2O_3 предлагается так называемый метод спрей-формирования (Spray forming) [5], известный как литье распылением. Металл в жидком состоянии, находящийся в индукционной печи, выливают тонкой струей через коническое разливное устройство с малокалиберным керамическим соплом, после чего он разбивается о подложку на капли (рис. 1). Далее происходит осаждение и образование заготовки. Спрей-формовочный газ имеет скорость потока расплавленного сплава 1–20 кг/мин, а само формование дает определенные преимущества в плане быстрого охлаждения и сокращения числа операций между расплавом и готовой продукцией.

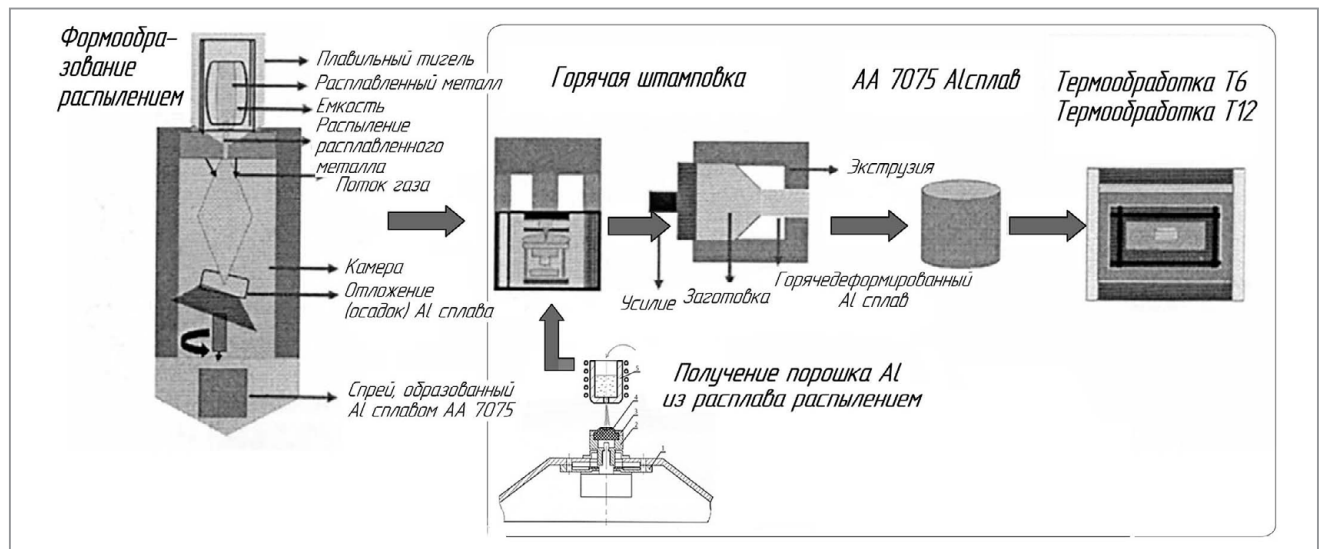


Рис. 1. Технологические схемы процесса получения заготовок спрей-формованием (формообразование распылением в камере) и с использованием распыленных на воздухе порошков

Этот способ имеет относительно низкий выход годного материала с потерями около 30%, которые происходят из-за избыточного распыления капель, не достигающих заготовки. Пористость как результат захвата газа и осадка при затвердевании является проблемой для регулирования свойств. Кроме того, свободно протекающий процесс с множеством взаимосвязанных переменных не позволяет предсказать форму, пористость и скорость осаждения сплава, а отсутствие надежного управления процессом сдерживает его коммерциализацию. Полученные таким образом заготовки в дальнейшем могут подвергаться горячей обработке давлением (прессованию, штамповке), а также термообработке [5, 6]. Альтернативой спрей-формованию может служить сочетание методов получения порошков при больших скоростях охлаждения и способов компактирования, обеспечивающих металлический контакт при интенсивной деформации [7] (рис. 1).

Вместе с тем, для получения алюминиевых композитов особый интерес представляют методы литья. При введении дисперсных частиц в жидкие металлы возможно смачивание их расплавом [8], однако для отдельных дисперсных частиц (углерода, оксидов, карбонитридов и др.) смачивание проблематично.

Существуют способы введения углерода в жидко-твердую массу расплава на основе силуминов, находящуюся в температурном интервале между ликвидусом и солидусом с широким интервалом кристаллизации по диаграмме состояния [8, 9]. Наиболее технологичным и дешевым способом получения дисперсно-армированных композитов является литейный метод механического замешивания наполнителя в матричном расплаве с использованием специальных лигатур [8, 10].

В современной металлургии [11, 12, 17] известны так называемые способы реакционного литья, к которым можно отнести и обработку алюминиевого расплава тугоплавкими частицами $\text{SiO}_2(\text{BTi})$ с покрытием BTi , выполняющими дополнительно роль модификатора [16]. Причем реакции протекают при комбинировании матрицы и модификатора в различных агрегатных состояниях и ограничиваются термодинамическими параметрами системы.

Целенаправленное регулирование структуры и свойств композиционных материалов может быть осуществлено как при введении дисперсных тугоплавких наполнителей в матрицу *ex-situ*, так и путем формирования армирующих фаз непосредственно в процессе литья в результате реакций *in-situ* между матричным расплавом и реакционно-активными добавками металлических и керамических порошков.

Из методов *in-situ* получения композитов наиболее известны российский САМ-процесс [13] и американский Primex (Dimox)-процесс [14], основанные на *in-situ* обработке, характеризующиеся полной смачиваемостью армирующей фазы матричным расплавом. В основе этих методов реакция протекает непосредственно в форме за счет самопроизвольного синтеза тугоплавких оксидов, карбидов, нитридов и т.д. в объеме металла. В САМ-процессе армирующие частицы только эндогенные. Primex (Dimox)-процессы могут использовать как эндогенное, так и экзогенное армирование.

Получение достаточно мелких дисперсных фаз (нанометрических размеров) непосредственно в результате их синтеза в расплаве открывает путь стабилизации дисперсных систем при формировании конечного изделия. В Физико-техническом институте НАН Беларуси [13] опробован метод формирования нитридных фаз (сиалонов) в алюминиево-кремниевом сплаве путем обработки его атомарным азотом как продуктом разложения карбамида $\text{CH}_4\text{N}_2\text{O}$ в составе алюминиевых лигатур. Карбамид способен выделять значительный объем газа (до $2,5 \text{ м}^3/\text{кг}$).

Такой подход позволяет реализовать совместную обработку азотом и порошковыми лигатурами, организовать процесс одновременного диспергирования и упрочнения тугоплавкими компонентами SiC , Al_2O_3 и компонентами AlN , Si_3N_4 , $\text{Si}_2\text{Al}_4\text{N}_4$ и др. [12].

В настоящей работе процесс изготовления литейных заготовок реализовывался по технологической схеме, приведенной на рис. 2.

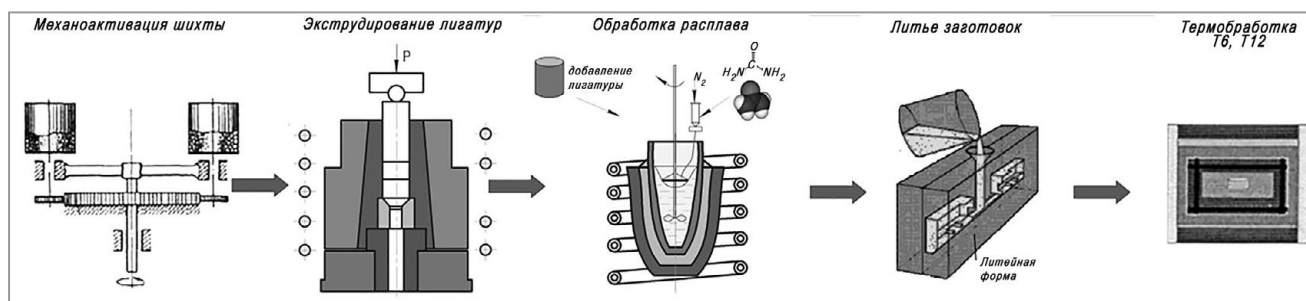


Рис. 2. Технологическая схема получения литейных заготовок

Целью работы являлось повышение свойств алюминиевого композиционного материала на основе высокопрочного сплава В95 путем обработки расплава активированными дисперсными частицами в составе лигатур.

Для достижения поставленной цели требовалось решить следующие задачи:

- исследование влияния механоактивации алюминиевой шихты, содержащей дисперсные частицы нитридов, карбидов, азотсодержащих компонентов и наноструктурированный углерод на структуру и состав лигатур;
- исследование влияния микролегирования алюминиевой матрицы и различных дисперсных наполнителей на структуру и свойства композитов;
- исследование влияния режимов получения и термообработки на свойства композитов.

Методика эксперимента

В качестве композитной матрицы применяли высокопрочный алюминиевый сплав В95 (Al - 5,42 Zn - 1,99 Mg - 1,25 Cu - 0,19 Cr - 0,34 Mn - 0,48 Fe), дополнительно микролегированный 0,02 мас.% циркония. В качестве высокоэффективных дисперсных добавок использовали нитриды (AlN, Si₃N₄, TiN), карбиды (SiC, TiC), азотсодержащие компоненты (карбамид CH₄N₂O, глицин C₂H₅NO₂), а также наноструктурированный углерод в виде фуллереновой сажи. Для сравнительной оценки возможности достижения максимальных прочностных свойств алюминиевых материалов на основе сплава В95 были исследованы образцы, полученные двумя различными методами:

1. Методом кристаллизации в порошок центробежным распылением (размер частиц – 0,5+0,1 мм, скорость ~10⁻⁴–10⁻⁵ град/с) с последующей их консолидацией [8]. Этот метод в отличие от спрей-форминга (см. рис. 1) проводится на воздухе, не требуя дополнительной камеры с защитной атмосферой. Разрушение оксидных пленок обеспечивается интенсивной деформацией более 65–70% при экструзии.

2. Методом литья в металлический кокиль со скоростью охлаждения 40–100 град/с. Введение дисперсных частиц в расплав осуществляли посредством промежуточного материала – лигатуры, изготовленной методом горячей экструзии из шихты, состоящей на 90 мас.% порошков алюминия ПА-4 и 10 мас.% дисперсных частиц.

Температуру экструдирования лигатуры выбирали исходя из реакционной способности вводимых частиц. Для азотсодержащих компонентов она ограничивалась 120–200 °С, а для нитридных, карбидных фаз и углерода – 450–500 °С. Степень деформации, обеспечивающая необходимую прочность сцепления и, как следствие, скорость растворения лигатур в расплаве, составила 60%.

Шихту из алюминиевых порошков и дисперсных частиц перед экструзией подвергали механоактивации в планетарной мельнице РМ 100. Соотношение масс мелющих тел и шихты составляло порядка 20:1. Заготовки композитов для исследований получали индукционной плавкой в печи ИСВ-2 при дополнительном механическом перемешивании после растворения лигатуры. Образцы отливали в металлический кокиль, обеспечивающий скорости кристаллизации не менее 40–60 с. После чего часть из них подвергали термической обработке по режиму: закалка с последующим искусственным старением [3–5]. Температура под закалку в воду составляла 475 °С, время выдержки – 9 ч; искусственное старение проводили по трем температурно-временным режимам:

1-й режим (Р1) – температура перегрева 130 °С – выдержка 24 ч;

2-й режим (Р2) – температура перегрева 170 °С – выдержка 10 ч;

3-й режим (Р3 – трехступенчатый) – при температурах и времени соответственно 90 °С – 10 ч; 120 °С – 3 ч; 160 °С – 3 ч.

Затем полученные заготовки подвергали всесторонним исследованиям механических свойств в соответствии с ГОСТ 25503-97. Измерения твердости проводили по ГОСТ 9012-59 при испытательной нагрузке 250 кгс, диаметр шарика – 5 мм. Металлографический анализ выполняли с использованием металлографического комплекса Micro-200, рентгенофазовый анализ – на дифрактометре ДРОН-3М с применением Cu_{Kα}-излучения.

Измерение тепло- и температуропроводности проводили в температурном диапазоне от 50 до 520 °С на приборе NETZSCH LFA 457 MicroFlash (Германия). Температуропроводность (α) и удельную теплоемкость (c_p) определяли по измеренному прибором сигналу. По известной плотности (ρ) материала теплопроводность рассчитывали по формуле:

$$\lambda(T) = \alpha(T) c_p(T) \rho(T). \quad (1)$$

Оценка антифрикционных свойств основывалась на трении индентора (сфера диаметром 8 мм) в сухую по стали ШХ15 ГОСТ801-78 при нагрузке 0,4 Н, скорости 65 об/мин. Параметры обрабатывали на компьютере с последующей визуализацией.

Результаты исследований

Для изготовления лигатур и введения активированных частиц в расплав, их усвоения и возможности взаимодействия с расплавом необходима операция механоактивации шихты. Эта операция в совокупности с последующей экструзией, кроме гомогенизации и измельчения структуры материала, также обеспечивает введение дисперсных частиц по технологиям ex-situ и in-situ с формированием новых наноразмерных фаз как в лигатуре, так и в расплаве.

Исследования показали, что для ряда составов алюминиевой шихты с дисперсными частицами обработка в течение 20 мин наряду с диспергированием и сваркой осколков по ювенильным поверхностям позволяет осуществить грануляцию композиций. В результате исследований влияния режимов обработки в планетарной мельнице установлено, что частота вращения $350\text{--}400\text{ мин}^{-1}$ не позволяет в полной мере обеспечить активность перемешивания и достижения гомогенного состояния. В то же время повышение частоты вращения более 600 мин^{-1} приводит к грануляции и спеканию композиционной порошковой шихты (рис. 3). Отмечено, что увеличение продолжительности обработки более 30 мин также способствует грануляции частиц композиционной шихты.

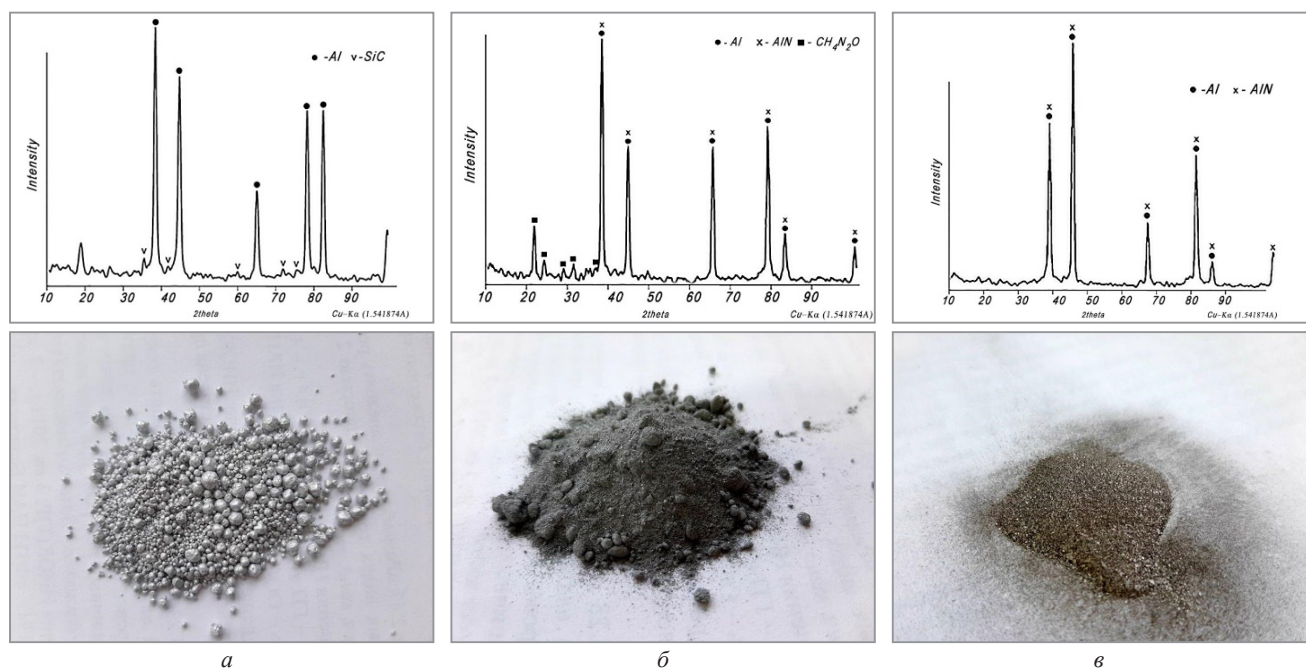


Рис.3. Механоактивированные частицы (гранулы) и их фазовый состав композиций на основе алюминия ПА-4 с добавкой: а – карбида кремния SiC; б – карбамида $\text{CH}_4\text{N}_2\text{O}$; в – глицина $\text{C}_2\text{H}_5\text{NO}_2$

Анализ зависимостей распределения основных элементов по сечению показывает возможность дополнительного образования оксидов алюминия. Так, для лигатуры, полученной из шихты $\text{Al-Si}_3\text{N}_4$, распределение основных элементов Al-O-N вдоль линии сканирования (рис. 4) показывает, что концентрирование кислорода после механоактивации идет по границам зерен $\text{Al-Si}_3\text{N}_4$ и может быть увеличено на 10–15%. Формирование оксидов является дополнительным фактором дисперсного упрочнения.

Результаты исследований фазового состава композиционных лигатур с азотсодержащими компонентами, такими, как карбамид, глицин, позволили выявить в структуре сплава нитрид алюминия AlN (см. рис. 3, б, в), что в дальнейшем положительным образом влияет на теплофизические свойства композитов. Следует отметить, что для системы с карбамидом в составе лигатур наряду с новой фазой AlN обнаруживается и органическое соединение, которое при дальнейшей механотермической обработке может разлагаться и взаимодействовать с алюминием с формированием дисперсных частиц. Это позволяет дополнительно модифицировать и упрочнять структуру композитов.

На рис. 5 приведены результаты исследования прочностных свойств материалов, изготовленных двумя различными методами. Как видно из рисунка, существенных отличий в диаграмме «напряжение-деформация» обнаружено не было. Для сплава В95, полученного методом литья при деформации 25–30%, зафиксирована максимальная прочность. В то же время анализ приведенных диаграмм «напряжение-деформация» для сплавов на основе В95, дополнительно микролегированных 0,025 мас. % циркония и изготовленных двумя различными методами, показывает, что добавки циркония существенно (на 20–25%) повышают предел прочности при сжатии, который достигает значений 670–700 МПа. Для этих составов повышается и твердость материала с 75–81 до 90–111 НВ. Для сплавов с микродобавками циркония в структуре выявлена упрочняющая фаза Al_3Zr_2 , формирующая межзеренное упрочнение.

Предлагаемая технология обработки расплавов для введения в структуру металлической матрицы дисперсных частиц открывает и возможность их синтеза (in-situ) непосредственно в расплаве, в том числе на основе сплава В95. Для этого в качестве сырьевых компонентов, как было указано выше,

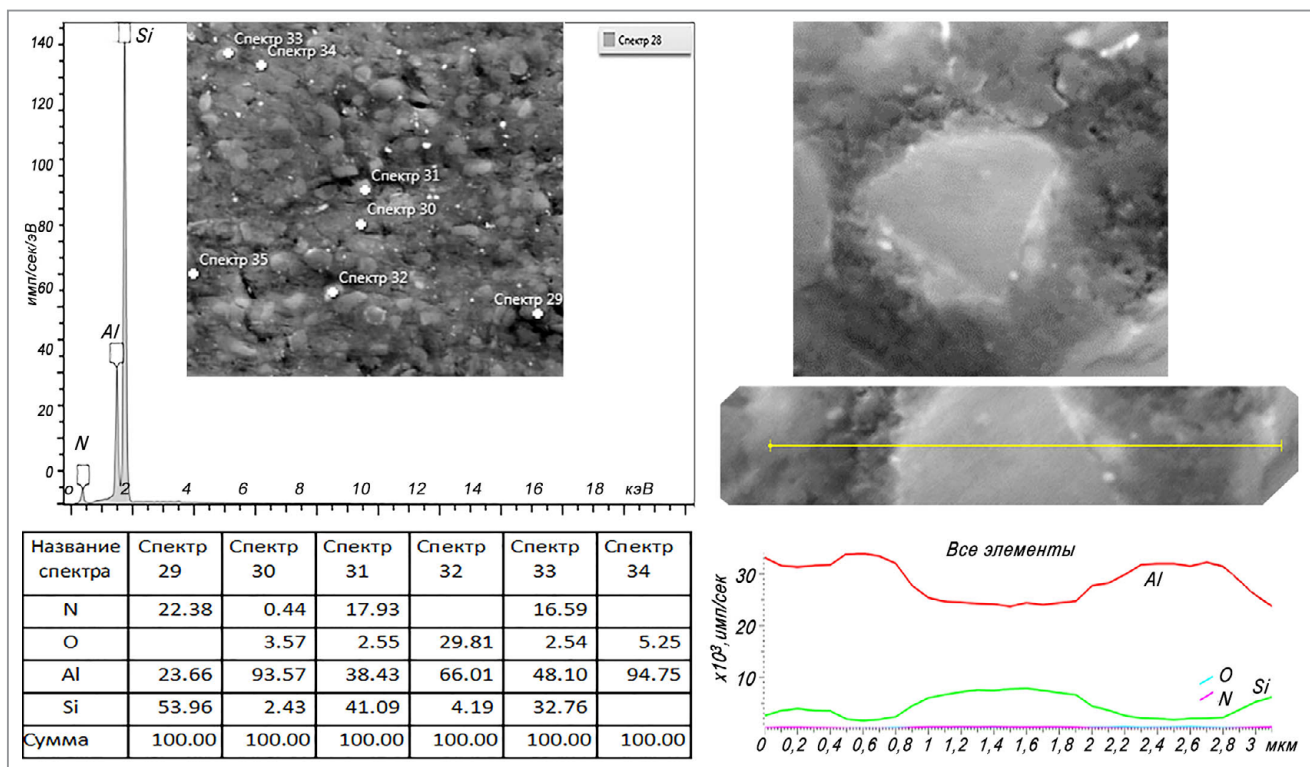


Рис. 4. Распределение Al, Si, N в образце модификаторов-лигатур, полученных из шихты Al-Si₃N₄ после механоактивации

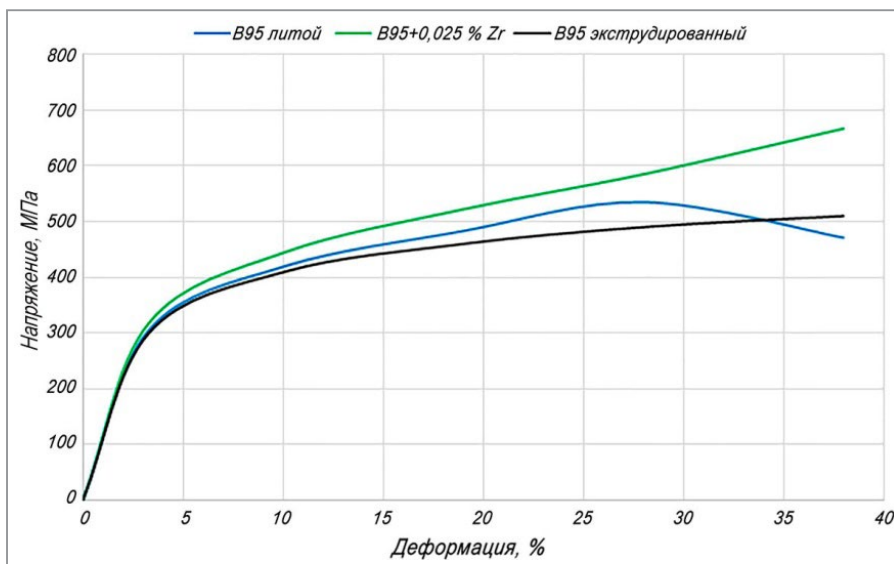


Рис. 5. Диаграмма «напряжение-деформация» при сжатии алюминиевых композитов, полученных различными методами

использовали наноструктурированный углерод (фуллереновая чернь, трансформирующаяся в карбид алюминия и/или кремния), стеклоуглерод.

Кроме того, при создании алюминиевых композитов с углеродным наполнителем следует особое внимание уделять легированию карбидообразующими элементами. Так, результаты исследований влияния 1,2 мас. % хрома в металлической матрице на основе сплава В95 позволили обеспечить дополнительное дисперсное упрочнение за счет образования карбида Cr₃C₂. Для этого состава, подвергнутого дополнительной термообработке по режиму РЗ, зафиксирован предел прочности на сжатие 1000–1050 МПа (рис. 6). Степень деформации при разрушении образцов на сжатие составляет порядка 50–60%, при испытании на разрыв – 8–12%.

Исследование структуры алюминиевых лигатур, содержащих наноструктурированный углерод в виде фуллереновой сажи (черни), имеющего специфическую, ячеистую структуру (в виде кукурузного

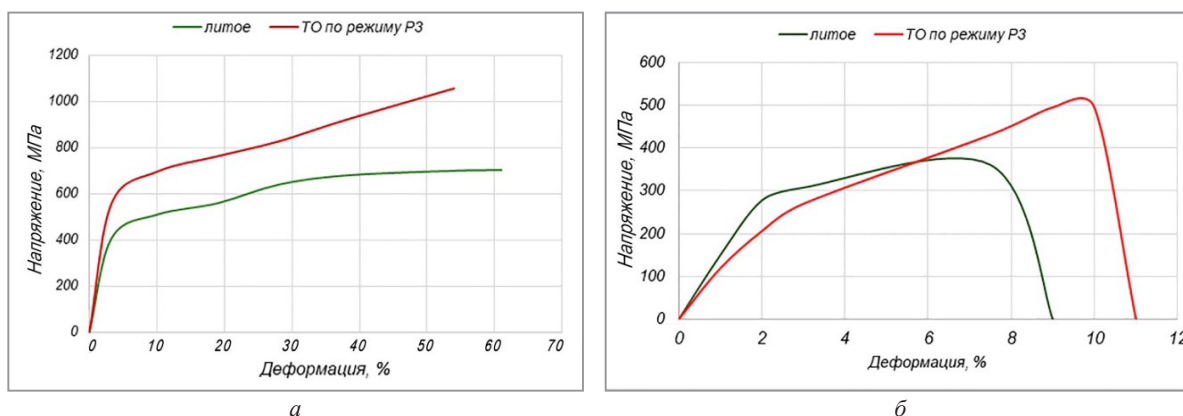


Рис.6. Диаграммы «напряжение-деформация» алюминиевых композитов с добавлением 1,2% Cr-C лигатур в литом и термообработанном состояниях при испытаниях на сжатие (а) и растяжении (б)

початка), позволило выявить аморфотизированные частицы (стеклоуглерод), отличающиеся повышенной твердостью. Этот эффект неоднократно подтвержденный исследованиями [7, 9, 10] положительным образом сказывается на модификации сплава. Анализ механических свойств композитов, содержащих 1,2 мас. % С, подвергнутых трем различным режимам термообработки, отличающихся температурно-временными параметрами искусственного старения, показал, что наиболее высокую прочность порядка 1010–1015 МПа, модуль упругости ~ 24 ГПа при твердости 156–172 НВ обеспечивают режимы обработки P2 и P3 (см. таблицу).

Свойства сплава В95 с добавлением лигатуры, содержащей 10 мас. % С

Номер образца	Состав	Способ получения	Режим термической обработки	Механические свойства		
				твердость НВ	$\sigma_{сж.}$ МПа	E , ГПа
1	В95	Экструдирование	–	81	535	6,8
2			P1	103	461	21,3
3			P2	121	575	22,8
4			P3	124	522	25,0
5	В95 + 0,025% Zr	Литье	–	97,2	695	4,7
6			P1	152	998	17,2
7			P2	144	1087	20,3
8			P3	159	586	3,8

Приведенные на рис. 7 сравнительные гистограммы измерения предела прочности, модуля упругости и твердости с различными наполнителями (карбиды SiC и TiC, наноструктурированный углерод) показывают возможность повышения этих характеристик при механоактивации и термообработке. Так, механоактивация шихты в сравнении с исходным состоянием без такой обработки позволяет увеличить предел прочности обработанных литейных композитов на 15–20%.

Наряду с углеродными и карбидными добавками в структуру алюминиевой матрицы, повышающими механическую прочность и антифрикционные свойства композитов, заслуживают внимания алюминиевые материалы с включениями нитрида алюминия, так как он обладает достаточно высоким коэффициентом теплопроводности (на уровне 170–230 Вт/(м·К)) [15], что сопоставимо с чистым алюминием. В совокупности с достаточно высокой теплопроводностью самой металлической алюминиевой основы такой композит может быть использован для изделий, к которым предъявляются наряду с прочностью и повышенные теплотехнические характеристики.

Сравнивая микроструктуры композитов, обработанных по технологии ex-situ лигатурами, содержащими порошки AlN, и технологии in-situ с двумя различными азотсодержащими компонентами глицин и карбамид, следует отметить, что в случае использования глицина формируется более дисперсная структура (рис. 8).

На рис. 9 приведены зависимости изменения температурно-, теплопроводности и коэффициента трения композитов, упрочненных нитридом алюминия, вводимого как с использованием порошков нитрида алюминия, так и формирующегося с использованием азотсодержащих компонентов (глицин). Для композита, обработанного лигатурой, содержащей глицин, отмечена большая нелинейная зависимость с максимальными значениями (60–165 Вт/(м·К)) в интервале температур 250–350 °С. Композит,

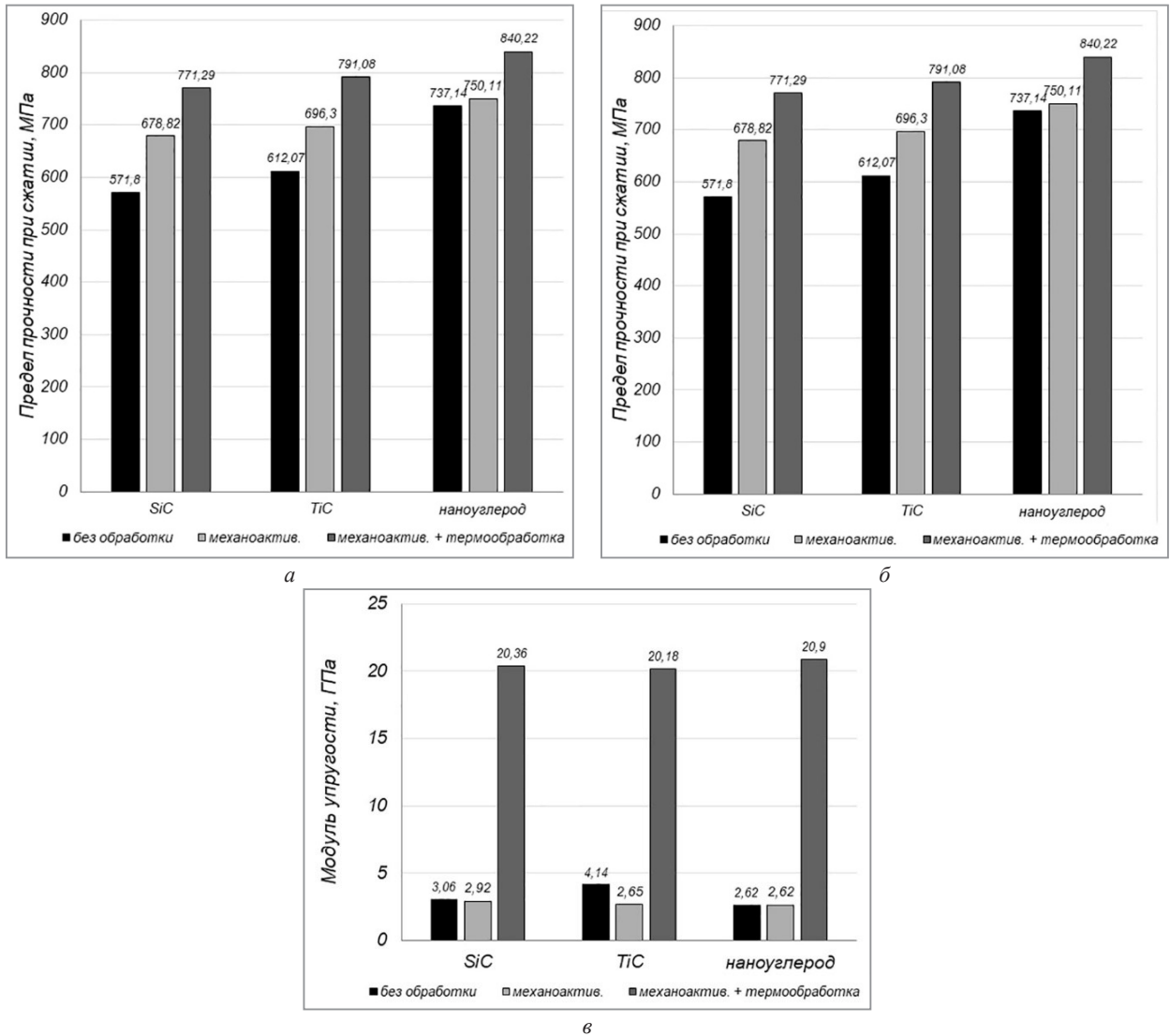


Рис.7. Изменение предела прочности (а), твердости (б) и модуля упругости (в) литых композитов с различным наполнителем в зависимости от состава и способа обработки

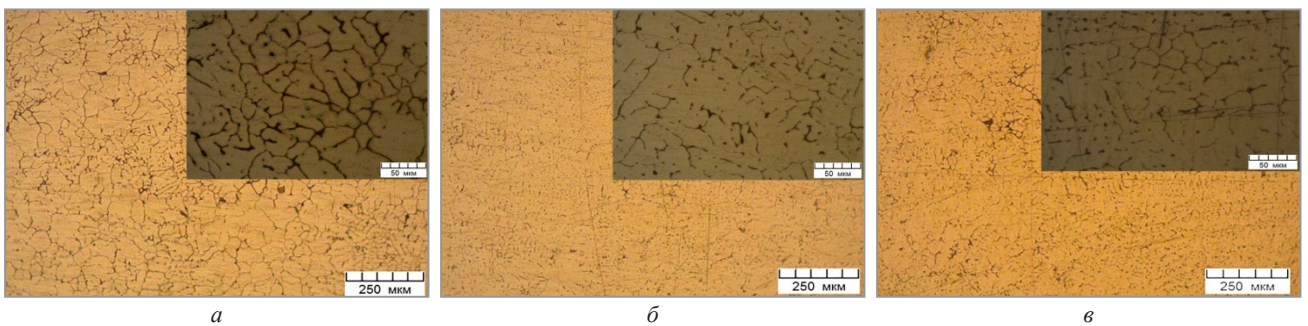


Рис.8. Микроструктура алюминиевых композитов на основе сплава В95, обработанных карбидными и азотсодержащими компонентами: SiC (а); CH_4N_2O (б); $C_2H_5NO_2$ (в). $\times 100, \times 500$

армированный непосредственно AlN, характеризуется близким значением коэффициента теплопроводности и предельным коэффициентом температуропроводности $600 \text{ мм}^2/\text{с}$.

Из рисунка видно, что резкое возрастание коэффициента трения наблюдается только в начальной стадии приработки композитов и после установившегося режима трения заметно его плавное снижение, которое характеризуется значениями μ порядка $0,36\text{--}0,40$.

Таким образом, представленные результаты позволяют судить в дальнейшем о возможности применения разработанных композитов.

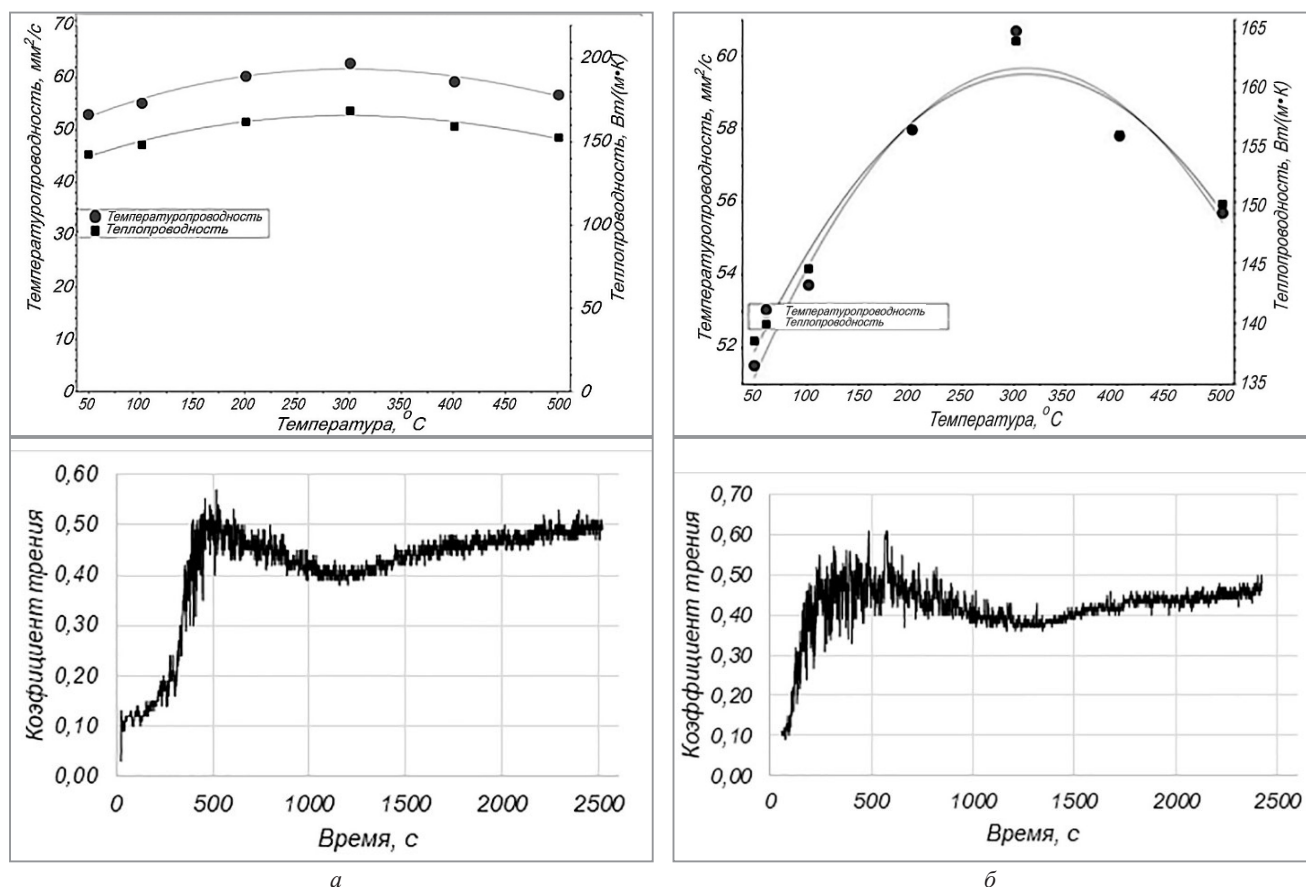


Рис. 9. Зависимость коэффициента температуропроводности, теплопроводности и коэффициента трения композита на основе сплава В95 от температуры измерения для различных составов, обработанного лигатурами, содержащими: а – AlN; б – C₂H₅NO₂

ЛИТЕРАТУРА

1. Алюминий. Металловедение, обработка и применение алюминиевых сплавов / Под ред. А. Т. Туманова [и др.]; пер. с англ. М.: Металлургия, 1972. 663 с.
2. Конструкционные высокопрочные сплавы на основе системы Al – Zn – Mg – Cu (алюминий-цинк-магний): [электронный ресурс] – Режим доступа: https://www.metmk.com.ua/18spr_alum.php.
3. Магниево-литые алюминиевые сплавы: [электронный ресурс] – Режим доступа: <https://viam.ru/magsplav>.
4. Сверхпрочные и высокопрочные сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu: [электронный ресурс] – Режим доступа: https://viam.ru/al_wrought_1.
5. Сенаторова, О. Г. Новые высокопрочные алюминиевые сплавы и материалы / О. Г. Сенаторова, О. Е. Грушко, Е. А. Ткаченко и [др.] // Технология легких сплавов. 2007. № 2. С. 7–24.
6. Мухаммед, Абубакер Хан. Микроструктура и механические свойства сплава Al-Zn-Cu-Mg, обработанного в процессе горячей штамповки с последующей термообработкой / Мухаммед Абубакер Хан, Янвей Ван, Мохамед А. А. фифи и др. // Materials characterization. 2019. № 157.
7. Волочко, А. Т. Переработка и использование алюминиевых отходов в производстве порошков, паст, композиционных и керамических материалов / А. Т. Волочко. Минск: Беларуская навука, 2006. 302 с.
8. Bodla, F.A. Cost metals / F.A. Bodla, P.K. Rohatgi // A.F.S. Research Journal. 1970. Vol. 6. No 2. P. 81–82.
9. Волочко, А. Т. Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий / А. Т. Волочко, М. А. Садох. Минск: Беларуская навука, 2011. 387 с.
10. Волочко, А. Т. Формирование структуры и свойств композитов, полученных при обработке алюминиевого расплава лигатурами, содержащими стеклоподобные углеродные частицы / А. Т. Волочко, А. А. Шегидевич, Д. В. Куис // Композиты и наноструктуры. 2014. Т. 6. № 2. С. 2–13.
11. Чернышова, Т. А. Дискретно-армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, Л. К. Болотова // Металлы. 2001. № 6. С. 85–98.
12. Чернышова, Т. А. О модифицировании литых матричных композиционных материалов тугоплавкими наноразмерными частицами / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, И. Е. Калашников и [др.] // Металлы. 2009. № 1. С. 79–87.
13. Волочко, А. Т. Комплексная обработка силицинов дисперсными частицами и атомарным азотом / А. Т. Волочко, А. Ю. Изобелло, В. В. Овчинников // Литье и металлургия. 2009. № 3. С. 218–226.
14. Гаврилин, И. В. Новое в технологии композиционного литья / И. В. Гаврилин, А. В. Свердлин // Литейное производство. 1996. № 9. С. 4–5.

15. **Волочко, А. Т.** Огнеупорные и тугоплавкие керамические материалы / А. Т. Волочко, К. Б. Подболотов, Е. М. Дятлова. Минск: Беларуская навука, 2013. 385 с.
16. **Волочко, А. Т.** Модифицирующее воздействие субмикронного диоксида кремния, структурированного наночастицами бора и титана, на процесс формирования микроструктуры и свойств поршневого сплава / А. Т. Волочко, А. М. Комаров, В. И. Комарова и [др.] // Весті НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2010. № 2. С. 11–19.
17. **Волочко, А. Т.** Развитие литейных технологий при формировании свойств материалов на основе алюминия с углеродом различного структурного состояния / А. Т. Волочко // Литье и металлургия. 2015. № 3. С. 5–11.

REFERENCES

1. **Tumanov A.T.** *Aljuminij. Metallovedenie, obrabotka i primenenie aljuminievych splavov* [Aluminum. Metal science, processing and application of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, 663 p.
2. *Konstrukcionnye vysokoprochnye splavy na osnove sistemy Al – Zn – Mg – Cu* [Structural high-strength alloys based on the Al-Zn-Mg-Cu system]. https://www.metmk.com.ua/18spr_alum.php.
3. *Magnievye i litejnye aljuminievye splavy* [Magnesium and cast aluminum alloys]. <https://viam.ru/magsplav>.
4. *Sverhprochnye i vysokoprochnye splavy sistemy Al–Zn–Mg–Cu* [Superstrong and high-strength alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system]. https://viam.ru/al_wrought_1.
5. **Senatorova O.G., Grushko O.E., Tkachenko E.A.** Novye vysokoprochnye aljuminievye splavy i materialy [New high-strength aluminum alloys and materials]. *Tehnologija ljogkih splavov = Light alloy technology*, 2007, no. 2, pp. 7–24.
6. **Muhammed Abubaker Han, Janvej Van, Mohamed A.A. fifi.** Mikrostruktura i mehanicheskie svojstva splava Al-Zn-Cu-Mg, obrabotannogo v processe gorjachej shtampovki s posledujushhej termoobrabotkoj [Microstructure and mechanical properties of Al-Zn-Cu-Mg alloy processed in the process of hot stamping followed by heat treatment]. *Materials characterization = Materials characterization*, 2019, no. 157.
7. **Volochko A. T.** *Pererabotka i ispol'zovanie aljuminievych othodov v proizvodstve poroshkov, past, kompozicionnyh i keramicheskikh materialov* [Processing and use of aluminum waste in the production of powders, pastes, composite and ceramic materials]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2006, 302 p.
8. **Bodla F.A.** Cost metals. F.A. Bodla, P.K. Rohatgi. A.F.S. *Research Journal*, 1970, vol. 6, no. 2, pp. 81–82.
9. **Volochko A. T., Sadoha M.A.** *Aljuminij: tehnologii i oborudovanie dlja poluchenija lityh izdelij* [Aluminum: technologies and equipment for the production of cast products]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2011, 387 p.
10. **Volochko A. T., Shegidevich A.A., Kuis D.V.** Formirovanie struktury i svojstv kompozitov, poluchennyh pri obrabotke aljuminievogo rasplava ligaturami, sodержashimi steklopodobnye uglevodnye chasticy [Formation of the structure and properties of composites obtained by processing aluminum melt with ligatures containing glass-like carbon particles]. *Kompozity i nanostruktury = Composites and nanostructures*, 2014, vol. 6, no. 2, pp. 2–13.
11. **Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Bolotova L.K.** Diskretno armirovannye kompozicionnye materialy s matricami iz aljuminievych splavov i ih tribologicheskie svojstva [Discretely reinforced composite materials with aluminum alloy matrices and their tribological properties]. *Metally = Metals*, 2001, no. 6, pp. 85–98.
12. **Chernyshova T.A., Kobeleva L.I., Kalashnikov I.E.** O modifirovanii lityh matrichnyh kompozicionnyh materialov tugo-plavkimi nanorazmernymi chasticami [On the Modification of Cast Matrix Composite Materials with Refractory Nanosized Particles]. *Metally = Metals*, 2009, no. 1, pp. 79–87.
13. **Volochko A. T., Izobello A. Ju., Ovchinnikov V.V.** Kompleksnaja obrabotka siluminov dispersnymi chasticami i atomarnym azotom [Complex treatment of silumins with dispersed particles and atomic nitrogen]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2009, no. 3, pp.218–226.
14. **Gavrilin I.V., Sverdlin A.V.** Novoe v tehnologii kompozicionnogo lit'ja [New in composite casting technology]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry*, 1996, no. 9, pp. 4–5.
15. **Volochko A. T., Podbolotov K. B., Djatlova E. M.** *Ogneupornye i tugoplavkie keramicheskie materialy* [Refractory and refractory ceramic materials]. Minsk, Belaruskaja navuka Publ., 2013, 385 p.
16. **Volochko A. T., Komarov A.M., Komarova V.I.** Modificirujushhee vozdejstvie submikronnogo dioksida kremnija, strukturirovannogo nanochasticami bora i titana, na process formirovanija mikrostruktury i svojstv porshnevoego splava [Modifying effect of submicron silicon dioxide structured by boron and titanium nanoparticles on the process of formation of the microstructure and properties of a piston alloy]. *Vesti NAN Belarusi. Serija fiziko-tehnicheskikh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2010, no. 2, pp. 11–19.
17. **Volochko A. T.** Razvitie litejnyh tehnologij pri formirovanii svojstv materialov na osnove aljuminija s uglerodom razlichnogo strukturnogo sostojanija [Development of casting technologies during formation of properties of aluminum-based materials with carbon of different structural condition]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 3, pp. 5–11.