

Обзорная статья

УДК 669.35

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-122-137

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ (обзор)

А.Ю. Патрушев¹, И.О. Вахрушева¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. В условиях интенсивного развития атомной энергетики, силовых установок для аэро- и космической отраслей, электроники возрастают требования к конструкционным материалам. Одно из таких требований – обеспечение работоспособности материалов и изделий из них и сохранение их функциональных свойств, в первую очередь тепло- и электропроводности в условиях длительного воздействия тепловых и механических нагрузок. С помощью дисперсно-упрочненных медных сплавов, в которых упрочнение достигается за счет введения в матрицу наноразмерных термостабильных частиц оксидов, боридов и др., решают эту проблему.

Ключевые слова: медные наноккомпозиты, дисперсное упрочнение, механическое легирование, внутреннее оксидирование, оксидно-дисперсное упрочнение, электропроводность, термостабильность

Для цитирования: Патрушев А.Ю., Вахрушева И.О. Современное состояние и тенденции развития дисперсно-упрочненных медных сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. 2026. № 8 (162). С. 122–137. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-122-137.

Review article

CURRENT STATUS AND DEVELOPMENT TRENDS OF DISPERSION-STRENGTHENED COPPER ALLOYS (review)

A.Yu. Patrushev¹, I.O. Vahrusheva¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. In the context of the intensive development of nuclear energy, power plants for aerospace industries, and electronics, the requirements for structural materials are increasing. One of these requirements is to ensure the operability of materials and products made from them, and preservation of their functional properties, primarily thermal and electrical conductivity under prolonged exposure to thermal and mechanical loads. Dispersion-strengthened copper alloys, in which hardening is achieved by introducing nanoscale thermostable particles of oxides, borides, etc. into the matrix, solve this problem.

Keyword: copper nanocomposites, dispersion strengthening, mechanical alloying, internal oxidation, oxide dispersion strengthening, electrical conductivity, thermal stability

For citation: Patrushev A.Yu., Vahrusheva I.O. Current status and development trends of dispersion-strengthened copper alloys (review). *Trudy VIAM*, 2026, no. 8 (162), pp. 122–137. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-8-122-137.

Введение

Эффективный метод увеличения срока службы оборудования – производство новых материалов, обладающих расширенным набором физико-механических свойств. Это обуславливает необходимость разработки новых производственных процессов для получения материалов и готовых изделий из них. В настоящее время значительную долю в производстве материалов нового класса занимают композиционные порошковые материалы. Важное значение имеют работы по созданию материалов этого класса и технологии их получения [1–4].

Дисперсно-упрочненные сплавы – это металломатричные композиты (ММК), упрочнение которых достигается за счет введенных дисперсных частиц (наполнителя) тугоплавких соединений – например, оксидов, карбидов, нитридов и др. При этом важно, чтобы наполнитель не растворялся и химически не взаимодействовал с материалом матрицы, образуя твердые растворы, а также обеспечивалась прочная адгезия на границе раздела фаз и не происходило разрушения по этим границам. Среди множества методов получения ММК особенно выделяют жидкофазные методы. При использовании такого метода выделяют экзогенный процесс, т. е. когда в расплав металла вводят заранее приготовленные дисперсные частицы наполнителя, и эндогенный процесс, при котором в металле образуются неметаллические включения в результате химических реакций [5].

Одно из наиболее перспективных направлений исследований в этой области – разработка композитов на основе меди. Медь обладает отличной электропроводностью и высокой пластичностью, однако применение меди ограничено из-за ее низкой прочности при растяжении, особенно при повышенных температурах. Добавление легирующих элементов – наиболее эффективный и практичный способ улучшения механических свойств. Однако наличие примесей обычно негативно влияет на электро- и теплопроводность меди и сплавов на ее основе. В настоящее время оксидно-дисперсное упрочнение позволяет достичь высоких значений механических свойств материала, в том числе при повышенных температурах, при удовлетворительных показателях тепло- и электропроводности. Поддержание равномерного распределения и размера дисперсных частиц более важно для прочности, чем их объемная доля.

Среди различных дисперсно-упрочняющих частиц можно выделить оксиды (например, Al_2O_3 , Y_2O_3 , Cr_2O_3 , ZrO_2 , SiO_2), обладающие высокой температурой плавления, хорошей термической стабильностью и высокой твердостью.

Теоретические основы при разработке металломатричных материалов

Как правило, повышение предела текучести (σ_T), а вместе с ним предела прочности (σ_B) и твердости металлических материалов в основном связано с упрочнением границ зерен по механизму Холла–Петча, упрочнением твердым раствором и дисперсным упрочнением по механизму Орована. Перечисленные механизмы упрочнения аддитивны, т. е. их вклады в конечные свойства материала суммируются.

Границы зерен препятствуют перемещению дислокаций и являются местом повышенной концентрации примесей, поэтому уменьшение размера зерна, а следовательно, увеличение количества границ зерен в объеме приводит к возрастанию прочностных характеристик металла. Зависимость предела текучести от размера зерна (d) можно выразить через уравнение Холла–Петча. Однако авторы работы [6] приходят к выводу, что это уравнение справедливо для систем с размером зерна ≥ 20 нм:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2},$$

где σ_0 – напряжение, характеризующее сопротивление пластической деформации со стороны кристаллической решетки и дефектов решетки, препятствующих движению дислокаций (для меди это напряжение составляет от 20 до 25 МПа [7]); K – коэффициент Холла–Петча (для меди составляет $0,19 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$).

Упрочнение по механизму Орована можно записать следующей формулой:

$$\sigma_{OP} = \sigma_0 + \frac{0,42MGb}{\pi d_p \sqrt{1-\nu}} \cdot \frac{\ln\left(\frac{\pi d_p}{8b}\right)}{\left(\sqrt{\frac{3\pi}{4f_0} - \frac{\pi}{4}}\right)},$$

где M – фактор Тейлора (ориентационный множитель поликристалла, равный для меди 3,06 [8]); G – модуль сдвига (равный для меди 47,7 ГПа [9]); b – вектор Бюргерса (0,256 нм [9]); d_p – средний диаметр дисперсных частиц, нм; ν – коэффициент Пуансона (равный для меди 0,3 [10]); f_0 – содержание дисперсных частиц в объеме, %.

В существенно деформированном материале предел текучести увеличивается за счет накопления дислокаций. Эффект дислокационного упрочнения можно выразить через соотношение Бейли–Хирша:

$$\sigma_{дис} = \sigma_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho},$$

где α – коэффициент дислокационного упрочнения (для меди составляет 0,26); ρ – плотность дислокаций.

Ориентировочную плотность дислокаций (ρ), которые в большом количестве содержатся в существенно деформированных металлах с малоугловыми границами зерен (<15 градусов) [11], можно вычислить по формуле

$$\rho = \frac{3(1-f)\theta}{bL},$$

где θ – среднее значение дезориентации зерен, градус; f – доля общего числа большеугловых границ зерен, %; L – среднее расстояние между границами зерен.

Проведенные в работах [9, 12, 13] теоретические расчеты прочности ММК и полученные экспериментальные данные имели погрешность <20 %, что указывает на возможность аддитивного расчета вкладов соответствующих механизмов упрочнения для оценки прочности материалов Cu–Me_xO_x.

Комплексная проблема, включающая материаловедческие и технологические задачи, которая оказывает основное влияние на физико-механические свойства материала, состоит в обеспечении равномерного распределения дисперсных частиц во всем объеме матрицы. Так, оксид алюминия, обладая плотностью в >2,5 раза меньшей, чем медь, в процессе изготовления ММК вытесняется жидкой медью к поверхности расплава, из-за чего наблюдается неоднородность структуры композитов.

В работе [14] рассмотрены три способа изучения распределения Al₂O₃ в объеме матрицы. Поскольку размеры дисперсных частиц очень малы по сравнению с их взаимными расстояниями, то их считают точечными объектами, а для анализа распределения используют центроиды. Первый метод подсчета квадрантов – наиболее простой в реализации, но менее чувствительный к текстуре материала. Второй метод – полигональный или тесселяции Вороного. После построения многогранников, центрами которых являются дисперсные частицы, вычисляют их площади. Если значения площади многогранников приблизительно одинаковые – значит, дисперсные частицы расположены равномерно (упорядоченно). Третий метод – расчет междисперсионного расстояния как физической характеристики и его частный случай – функция распределения сферического контакта. Его суть заключается в построении сферы (окружности на плоскости) из любой точки в материале до ее пересечения с частицей оксида. Радиус сферы (окружности) – это расстояние от данной точки до ближайшей частицы.

Экзогенный метод получения металломатричных материалов

В общем виде технологический процесс изготовления ММК в данном случае заключается в механическом смешивании двух готовых компонентов: порошка меди и упрочнителя (рис. 1). Главная техническая проблема экзогенного метода связана со склонностью к агломерации дисперсоидов, слабой межфазной связью и образованием пустот.

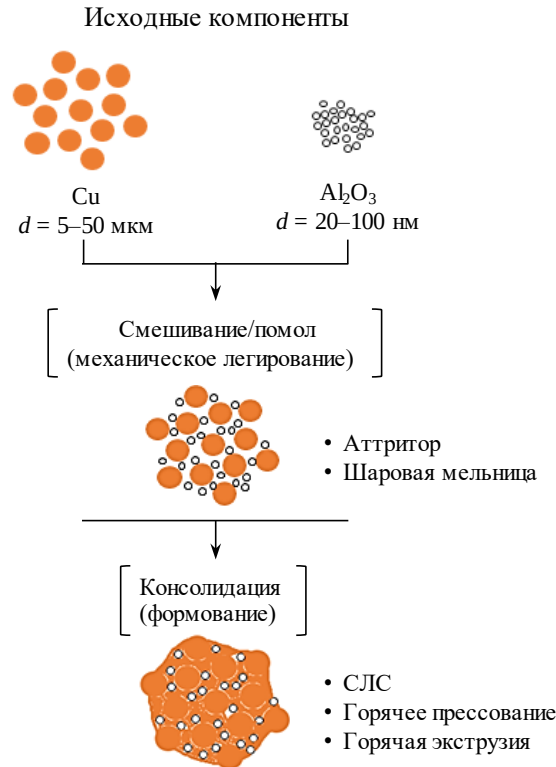


Рис. 1. Технологическая схема экзогенного метода изготовления металломатричных композитов (СЛС – селективное лазерное сплавление)

В работе [15] методом кручения под высоким давлением получен ультрамелкозернистый композит Cu–1 % (по массе) Al₂O₃ с использованием меди и нанопорошка Al₂O₃. Прочность при разрыве и пластичность повышаются (по сравнению с упрочнением при комнатной температуре), когда композит Cu–1 % (по массе) Al₂O₃ консолидируют при повышенной температуре. Получена прочность при разрыве $1077 \pm 40,9$ МПа, если этот композит сначала подвергался кручению под высоким давлением с последующей термообработкой.

В работе [16] ММК состава Cu–5 % (объемн.) Al₂O₃ получали путем измельчения порошков Cu и Al₂O₃ с последующим смешиванием и компактированием. Заготовки подвергали нагреву при 900 °С и формованию (экструзия) в среде аргона.

Механическое легирование [17], в процессе которого частицы подвергаются многократной деформации, сварке и разрушению, позволяет выбирать состав сплава без учета пределов растворимости в жидком или твердом состояниях, тем самым значительно расширяя возможности выбора дисперсоидов. Размер частиц оксида зависит от химического состава сплава и условий термообработки и может изменяться – например, увеличиваться при высоких температурах.

При использовании соответствующих легирующих добавок можно получить более мелкие частицы оксида – например, добавление титана для получения частиц Al₂O₃ в сплавах системы Cu–Al. Предполагается, что осаждение оксида TiO₂ на границе

раздела $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Cu}$ вызывает измельчение оксида путем адсорбции атомов титана на поверхности растущих зародышей Al_2O_3 .

При нагреве смеси порошков меди и лигатуры системы Cu--Al--ZnO происходит экзотермическая реакция с образованием алюминиевой бронзы [18], причем алюминий применяется не в качестве прекурсора для образования Al_2O_3 , а обеспечивает растекание и равномерное распределение по границам зерен ZnO .

Эндогенный метод получения композиционных материалов на медной основе

За рубежом медные сплавы, не поддающиеся термической обработке, с дисперсным упрочнением частицами оксида алюминия изготавливают под брендом GlidCop. Существует несколько марок таких материалов (Al-15, Al-25, Al-60) с различным содержанием дисперсных частиц, сочетающих высокие тепло- и электропроводность, жаростойкость и др.

В настоящее время промышленное производство композитов $\text{Cu--Al}_2\text{O}_3$ с внутренним окислением осуществляется по следующей технологической схеме: порошок системы Cu--Al изготавливают путем распыления водой или газом, смешивают с окислителем (обычно применяют оксид Cu_2O) и подвергают термообработке в контейнере при температурах от 800 до 1000 °С, затем полученные агломераты измельчают и восстанавливают в среде водорода, после чего проводят прессование (если требуется – дополнительно горячую экструзию и т. п.) с последующей деформацией [19].

Внутреннее окисление и восстановление, как правило, проводят отдельно для обеспечения полного восстановления, а для уменьшения окисления меди в процессе горячей экструзии используют герметичные системы. Однако у этой технологии имеются недостатки, такие как сложность процесса и длительный производственный цикл, что приводит к высокой стоимости производства (рис. 2).

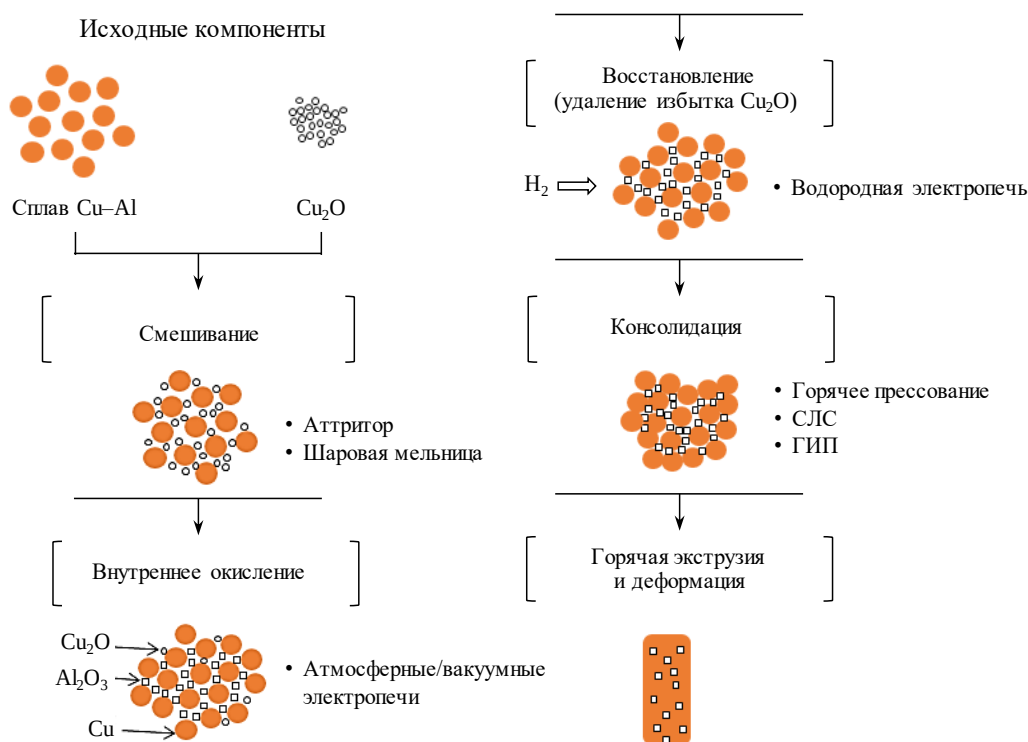


Рис. 2. Технологическая схема эндогенного метода изготовления металломатричных композитов (СЛС – селективное лазерное сплавление, ГИП – горячее изостатическое прессование)

В результате контролируемых реакций, происходящих между компонентами материалов в объеме при приготовлении ММК или в результате термохимической обработки (более известный как процесс *in situ*), синтезируются упрочняющие фазы. Основную реакцию с использованием оксида меди (I) можно выразить в следующем виде: $3\text{Cu}_2\text{O} + 2\text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 + 6\text{Cu}$.

В настоящее время дисперсно-упрочненные медные сплавы, полученные в результате процессов внутреннего окисления, – наиболее экономически выгодные и доступные сплавы.

В случае с методом *in situ* важным аспектом является тот факт, что образующиеся дисперсные тугоплавкие наночастицы препятствуют движению субзерен или границ зерен, благодаря чему значительно повышаются значения прочности при сохранении высокой электропроводности [20, 21]. Однако получение крупногабаритных изделий с одинаковой концентрацией дисперсных частиц по всему объему весьма затруднительный процесс, который, как правило, требует дополнительного передела заготовок [22]. В работе [23] сообщается, что алюминий не успевает полностью окислиться за короткое время, а увеличение времени ведет к переконденсации уже образованных оксидов Al_2O_3 (оствальдовское созревание). Частично решить эту проблему можно дополнительным механическим легированием в планетарной мельнице, полученные порошки обладают ламинарной микроструктурой.

Образование оксидов в системе Cu–Me в результате диффузии молекул кислорода описано в работе [24] и возможно при следующем условии:

$$c_{\text{O}}D_{\text{O}} > c_{\text{Me}}D_{\text{Me}},$$

где c_{O} и c_{Me} – концентрации кислорода и металла соответственно; D_{O} и D_{Me} – коэффициенты диффузии кислорода и металла соответственно.

При этом глубина диффузии (θ) молекул кислорода с образованием оксидов рассчитывается по формуле

$$\theta^2 = 2 \left(\frac{c_{\text{O}}D_{\text{O}}}{c_{\text{Me}}D_{\text{Me}}} \right) t,$$

где t – продолжительность диффузии.

Способ изготовления сплава оказывает существенное влияние на морфологию и распределение оксидов Cu_2O . Считается, что существование оксидов в сплаве возможно в двух случаях: когда исходные оксиды, т. е. порошки окислителя (Cu_2O), не подвергались восстановлению или когда вторичные оксиды образуются в результате реакции между медью и кислородом во время термической обработки.

После термической обработки микроструктура образцов представляет собой бимодальную зернистую структуру со средним размером зерна ~ 3 мкм, а угол разориентации зерен < 10 градусов. После деформации (холодное волочение или равноканальное угловое прессование) образец приобретает бимодальную мелкозернистую структуру со средним размером зерна 1 мкм [12, 25]. При этом отмечается, что деформация не меняет текстурный состав ММК, а способствует получению характерной для интенсивной пластической деформации структуры.

Как правило, частицы Al_2O_3 имеют сфероподобную или полосовидную морфологию (рис. 3) и располагаются как по границам зерен меди, так и внутри зерен, а их размер варьируется от 4 до 130 нм. Граница раздела между матрицей (Cu) и дисперсной частицей (Al_2O_3) является полукогерентной, и такие границы раздела способствуют достижению высокой электропроводности и высоких механических свойств [12].

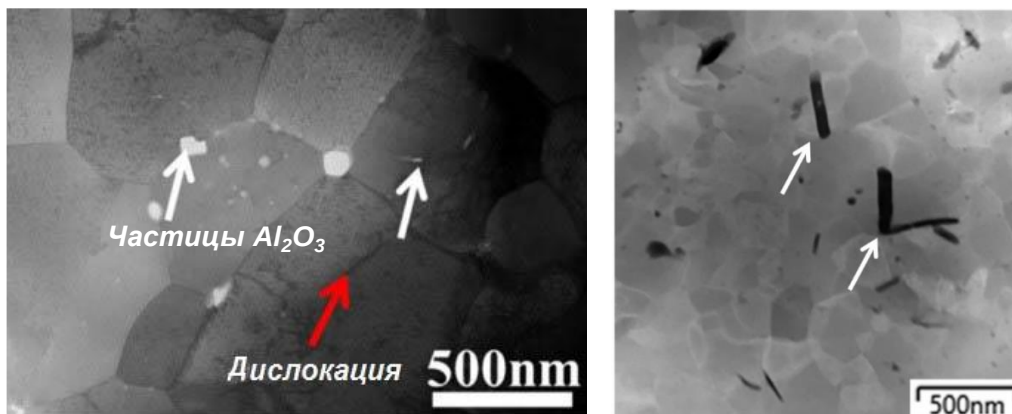


Рис. 3. Микроструктуры металлматричного композита с Al_2O_3 [9, 12]

При использовании смесей N_2/O_2 кислород адсорбируется на поверхности капли расплава с возможным образованием химической связи на ее поверхности или в объеме [24]. При этом расплав CuAl , обладая в 2 раза большей плотностью, чем оксид алюминия, стремится вытолкнуть частицы Al_2O_3 к поверхности капли, образуя оксидную пленку. Она может быть разрушена, если располагающийся под ней расплав находится в жидком состоянии. В этом случае участки, не покрытые пленкой, становятся доступными для образования новых химических связей. После затвердевания оксидная пленка фиксируется и дальнейший ее рост ограничивается диффузией кислорода и алюминия в твердом состоянии. Образование Al_2O_3 связано с большим изменением энтальпии (-967 кДж/моль при 1200°C).

В работах [9, 16, 26] авторы проводили исследования по термической стабильности ММК системы $\text{Cu}-\text{Al}_2\text{O}_3$ и определению их физико-механических свойств при высоких температурах. При сравнении снимков микроструктуры до и после термообработки (вплоть до 1000°C) установлено, что размер зерна медной матрицы, который в исходном состоянии составлял ~ 1 мкм, практически не изменился. Для оценки возможного роста дисперсоидов обрабатывали изображения, полученные с помощью просвечивающей электронной микроскопии. В исходном образце дисперсоиды Al_2O_3 размером < 50 нм составляли 45,8 % от общего числа, а размером от 50 до 150 нм: 29,4 %, остальной объем – более 150 нм. С повышением температуры термообработки до 1000°C объемная доля частиц с размером < 50 нм уменьшилась до 12,8 %, а доля частиц от 50 до 150 нм увеличилась до 53,0 %. Средний размер дисперсоидов после термообработки при 400°C составил 81,7 нм, а при 1000°C увеличился до 96,3 нм. Напротив, наблюдается противоположная тенденция по изменению плотности Al_2O_3 в объеме. Так, в исходном состоянии она составляла $\sim (6,2 \cdot 10^{19}) \text{ м}^{-3}$. По мере того, как температура термообработки достигла 1000°C , плотность непрерывно снижалась до $3,6 \cdot 10^{19} \text{ м}^{-3}$.

Наличие стабильных дисперсоидов эффективно блокирует процессы возврата и движения дислокаций вплоть до температуры 1000°C . Частицы не растворяются в матрице, а лишь медленно коагулируют. К аналогичному выводу приходят авторы в работе [27], проводившие исследования ММК состава $\text{Cu}-0,12$ % (по массе) Al_2O_3 после отжига при температуре 900°C . При этом отмечается, что при температуре $> 1000^\circ\text{C}$ может проходить процесс полиморфного превращения α -, γ -, θ - Al_2O_3 .

Примечательно, что для ММК системы $\text{Cu}-\text{Al}_2\text{O}_3$ наблюдается снижение пластичности при повышенных температурах из-за хрупкого разрушения по границам зерен матрицы, на которых располагаются крупные частицы дисперсоидов, которые, в свою очередь, являются концентраторами напряжений. Значение твердости при этом уменьшается не более чем на 15 %. Зависимости механических свойств ММК от температуры испытаний представлены на рис. 4.

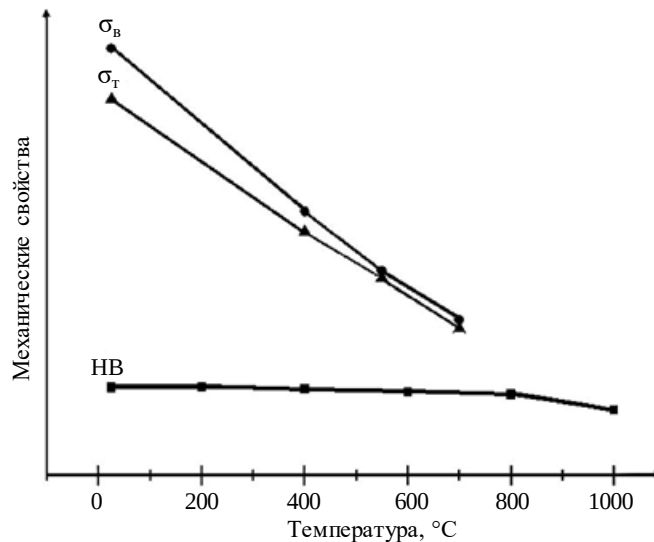


Рис. 4. Механические свойства материала системы Cu–Al₂O₃ в зависимости от температуры испытаний

Таким образом, ММК системы Cu–Al₂O₃ демонстрирует высокое сопротивление высокотемпературному отжигу и является предпочтительным материалом для применения в условиях длительного воздействия высоких температур, где требуется стабильность микроструктуры и устойчивость к рекристаллизации.

Мелкие частицы оксида алюминия, полученные в матрице методом внутреннего окисления, имеют размер от 4 до 25 нм и классифицируются авторами в работах [28, 29] как нанокompозиты. Увеличение содержания оксида алюминия приводит к повышению термо- и коррозионной стойкости материала, что объясняется авторами как результат уменьшения диффузии кислорода и продуктов разложения в объеме композита вследствие присутствия наноразмерных частиц Al₂O₃.

Металломатричные композиты на основе медной матрицы, армированные наночастицами диоксида циркония, изготовлены методом *in situ* в объеме жидкого сплава системы Cu–Zr. Сплав Cu–1 % (по массе) Zr окисляли при температуре ликвидус в среде азота, благодаря чему размер частиц ZrO₂ варьировался от 1 до 20 нм [30]. В этой работе построена модель, согласно которой диффузия атомов кислорода затруднена из-за образования медной оболочки на частицах ZrO₂, тем самым подавляется их дальнейший рост.

Редкоземельные оксиды (La₂O₃, Y₂O₃ и др.) – эффективная упрочняющая фаза в ММК, которая сочетает термическую стабильность с хорошей межфазной связью с медью и значительно повышает износостойкость материалов [31, 32].

Углеродсодержащие упрочняющие фазы

Образование карбидных частиц кинетически аналогично образованию оксидов при внутреннем окислении. Однако скорость роста карбидов в зависимости от температуры значительно меньше, чем у оксидов, а агломерации карбидов не наблюдается [17]. Однако это утверждение верно до определенных значений для конкретных карбидов. Так, в ММК, армированном 2 % (по массе) WC, уже наблюдается частичная агломерация [33].

В работе [34] в качестве дисперсоидов применялись аморфные наночастицы карбида бора (средний диаметр ~47 нм, объемная доля – до 12 %), полученные путем

смешивания порошков Cu, B и C. Аморфные наночастицы B_4C образуются в результате плавления и фрагментации при лазерном селективном сплавлении, которое сопровождается быстрым затвердеванием расплава с протекающим процессом *in situ*. Наноразмерные аморфные фазы препятствуют дислокациям по механизму Орована, благодаря чему получены высокие значения пределов прочности и текучести.

При производстве композитов системы Cu–SiC важно учитывать растворение SiC в меди при нагреве с выпадением углерода в осадок, поэтому температура спекания порошков для получения плотного изделия с микротвердостью 3,63 ГПа и теплопроводностью 223 Вт/(м·К) должна составлять 850 °С [35].

Карбид титана при условном смачивании медью (краевой угол смачивания 85–90 градусов) частично растворяется в меди, чего не наблюдается с оксидом алюминия (краевой угол смачивания 110–117 градусов). В этой связи применение TiC в ММК, работающих на трение-износ, более перспективно, чем оксида Al_2O_3 [36].

Для повышения прочности композита в медную матрицу могут быть добавлены некоторые элементы, такие как Cr, Zr, Mn, Al и другие для образования твердого раствора. Так, в работах [37–39] при создании композитов использовали порошок Ti_2AlC , который смешивали с порошком меди и спекали под давлением. В процессе спекания частицы Ti_2AlC активно реагируют с медью. Атомы алюминия в процессе разложения Ti_2AlC постепенно диффундируют в медную матрицу, образуя твердый раствор Cu(Al) и карбид $TiC_{0,5}$. Дисперсное упрочнение частицами $TiC_{0,5}$ и упрочнение твердым раствором Cu(Al) одновременно повышают твердость материала. Границы раздела между частицами $TiC_{0,5}$ и медной матрицей обладают хорошими смачиваемостью и адгезией, а также оказывают упрочняющее воздействие на прочностные характеристики при растяжении.

Благодаря способности объединять высокие механические свойства с хорошей электро- и теплопроводностью, малым коэффициентом теплового расширения, композиты на медной основе, упрочненные наноструктурами углерода (углеродные нанотрубки, наноалмазы, фуллерены, графен), входят в число наиболее многообещающих материалов [40, 41]. Однако для максимального использования потенциала при разработке ММК системы «медь–наноструктурный углерод» требуется решение ряда задач, таких как обеспечение однородной дисперсии в композите, улучшение межфазного сцепления и поддержание высокотемпературной стабильности в процессе эксплуатации [42].

Фуллерен C_{60} в количестве ≤ 2 % (по массе), который применялся при изготовлении ММК механическим смешиванием, увеличивает твердость до 159 НВ, однако значение теплопроводности составляет 143 Вт/(м·К) или 43 % от значения для чистой меди. Метод изготовления ММК с дендритной структурой, который заключается в смешивании фуллереновой сажи с поверхностно-активным веществом и диспергировании в водном растворе $Cu(NO_3)_2$ с последующей термообработкой, позволяет достичь значения твердости до 115 НВ и теплопроводности 330 Вт/(м·К), что составляет 82,5 % от значения для чистой меди. Это объясняется эффективным теплопереносом по сети границ зерен, которые обеднены углеродом [43]. При содержании сажи до 10,5 % (объемн.) авторы работы [44] получили композит с относительной плотностью 98,5 % и равномерным распределением углерода без агломератов, при этом теплопроводность композита выше, чем у чистой меди, и составляет 332 Вт/(м·К).

Моноатомный двумерный дисперсоид, т. е. графен (Gr), использовался для изготовления ММК в работах [45–48]. Основные проблемы при изготовлении композитов системы Cu–Gr связаны с неравномерным распределением графена в металлической матрице, отсутствием прочных химических связей между ними и деградацией структуры

графена. Основной метод получения таких ММК – создание пленки из графена на медном (сплаве меди) порошке (методы химического (CVD) и электростатического осаждения и др.) с последующей термообработкой. Наряду с высокими значениями механических свойств и теплопроводности (396 Вт/(м·К)) графеновая пленка служит хорошим барьером от коррозии меди.

Углеродные нанотрубки (CNT) [49] благодаря высоким значениям прочности и модуля упругости обладают большим потенциалом для создания ММК на основе меди. Однако при их производстве возникают трудности: агломерация нанотрубок и слабая межфазная связь. Частично решить данную проблему возможно благодаря введению в состав металлической матрицы титана, который частично растворяется в объеме и образует карбид TiC, обеспечивая тем самым прочную химическую связь.

В таблице представлены основные физико-механические свойства ММК на медной основе с различными упрочнителями.

Физико-механические свойства ММК на медной основе

Сплав	Твердость HV	σ_b	σ_T	δ , %	Электропровод- ность, % IACS	Литературный источник
		МПа				
Cu–Al ₂ O ₃ : экзогенный эндогенный	80–320 69–77 (HRB)	250–1077 404–560	– 348–428	3–15 4,1–18,1	55–85 84,0–94,1	[15], [16] [12], [13], [19], [22]
Cu–ZrO ₂	87–102	–	–	–	93	[30]
Cu–La ₂ O ₃	105	328	262	–	89,5	[31]
Cu–B ₄ C	–	1036	729	9,7	–	[34]
Cu–TiB ₂	432	–	893	–	–	[50]
Cu–Cr–TiB ₂	491		997			
Cu(Al)–TiC _{0,5}	124	349	317	18,8	77,9	[37]
Cu–Ag/Gr*	–	342	185	47,3	85,2	[47]
Cu–Gr		257	103	46,0	98,5	
Cu–Ti/CNT**	86–100	260–350	150–190	15–25	–	[49]
* Gr – графен. ** CNT – углеродные нанотрубки.						

* Gr – графен.

** CNT – углеродные нанотрубки.

Заключения

Проведенный анализ современного состояния исследований в области дисперсно-упрочненных композитов на медной основе показал, что данный класс материалов востребован среди конструкционных и функциональных материалов благодаря сочетанию высокой прочности, термической стабильности и электропроводности. Представленные в обзоре данные позволяют сформулировать следующие выводы:

– эндогенный метод (*in situ*), основанный на внутреннем оксидировании, обеспечивает формирование наноразмерных упрочняющих частиц, равномерно распределенных в матрице, что позволяет достичь высоких физико-механических и эксплуатационных показателей;

– основной вклад в упрочнение ММК вносят зернограничное упрочнение по механизму Холла–Петча и дисперсно-дислокационное упрочнение по механизму Орована. Расчет этих механизмов дает возможность прогнозировать свойства на этапе проектирования структуры ММК;

– традиционные оксидные системы демонстрируют наилучшее сочетание термостабильности и электропроводности. Карбидные дисперсоиды и углеродные наноструктуры (графен, фуллерены, нанотрубки) перспективны для износостойких и требующих высоких прочностных характеристик материалов, однако требуются решения проблем с равномерным распределением упрочняющей фазы;

– перспективными направлениями в области дисперсно-упрочненных медных сплавов являются: разработка гибридных технологий, включающих внутреннее оксидирование и механическое легирование; применение технологий для получения мелкозернистой микроструктуры; расширение номенклатуры упрочняющих фаз.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список источников

1. Гололобов А.В., Няфкин А.Н., Жабин А.Н. Аспекты формирования структуры дисперсно-упрочненного металлического композиционного материала, полученного на основе стружки и порошка алюминиевого коррозионностойкого сплава // Труды ВИАМ. 2021. № 12 (106). С. 39–46. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-39-46.
2. Певчев Д.И., Горбовец М.А., Рыжков П.В., Курбаткина Е.И. Исследование характеристик прочности дисперсноупрочненного металлического композиционного материала марки ВКМ22 // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). С. 30–38. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38.
3. Худнев А.А., Батиенков Р.В., Большакова А.Н., Дворецков Р.М. Исследование особенностей консолидации порошковых дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе молибдена с применением искрового плазменного спекания // Труды ВИАМ. 2022. № 3 (109). С. 64–74. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.03.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-64-74.
4. Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Большакова А.Н., Ефимочкин И.Ю., Щербаков Е.М. Ниобий, армированный волокнами α - Al_2O_3 . Часть 1. Двухкомпонентные композиции // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 3 (64). С. 58–77. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 12.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-58-77.
5. Кулик В.И., Нилов А.С. Композиционные материалы с металлической матрицей: учеб. пособие. СПб.: Балт. гос. техн. ун-т, 2020. 69 с.
6. Cheng S., Ma E., Wang Y. et al. Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu // Acta materialia. 2005. Vol. 53. No. 5. P. 1521–1533. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.12.005.
7. Gao Z., Hao Yu., Geng D. et al. Effects of zirconium addition on the material properties and microstructure of ODS-Cu alloys // Journal of alloys and compounds. 2022. Vol. 899. Art. 163328. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163328.
8. Zeng H., Sui H., Wu Sh., Kiu J. Evolution on the microstructure and properties of a Cu-Cr(Mg) alloy upon thermomechanical treatment // Journal of alloys and compounds. 2021. Vol. 857. Art. 157582. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157582.
9. Zhang X., Yuan Y., Zhao S. et al. Microstructure stability, softening temperature and strengthening mechanism of pure copper, CuCrZr and Cu- Al_2O_3 up to 1000 °C // Nuclear materials and energy. 2022. Vol. 30. Art. 101123. DOI: 10.1016/j.nme.2022.101123.
10. Peng L., Xie H., Huang G. et al. The phase transformation and strengthening of a Cu-0,71 wt% Cr alloy // Journal alloy compounds. 2017. Vol. 708. P. 1096–1102. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157582.
11. Luo P., McDonald D.T., Xu W. et al. A modified Hall-Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing // Scripta materialia. 2012. Vol. 66. P. 785–788. DOI: 10.1016/j.scripamat.2012.02.008.
12. Feng X. Microstructure and properties of Cu-0,4 wt.% Al_2O_3 composites fabricated by hot extrusion and cold drawing // Journal of materials engineering and performance. 2022. Vol. 31. No. 2. P. 1241–1249. DOI: 10.1007/s11665-021-06247-5.
13. Yu Ya., Liu Yo., Teng Ya. et al. Effect of composite plastic deformation technologies on the microstructure evolution and properties of Cu-0.3wt% Al_2O_3 dispersion-strengthened copper alloy // Journal of materials engineering and performance. 2025. Vol. 34. No. 17. P. 19302–19311. DOI: 10.1007/s11665-024-10561-z.

14. Besterce M., Kohutek I., Velgosova O. Microstructural parameters of dispersion strengthened Cu-Al₂O₃ materials // Journal of materials science. 2008. Vol. 43. No. 3. P. 900–905. DOI: 10.1007/s10853-007-2227-0.
15. Depeng Sh., Gao P., He Yu. et al. A Cu-Al₂O₃ composite with ultrahigh tensile strength prepared by high-pressure torsion // Journal of materials engineering and performance. 2022. Vol. 31. No. 6. P. 1–6. DOI: 10.1007/s11665-022-06936-9.
16. Zhou D., Zhang D., Kong Ch. et al. Grain and nanoparticle coarsening of an ultrafine structured Cu-5vol.%Al₂O₃ nanocomposite during isochronal annealing // Journal Alloy and Compounds. 2015. Vol. 645. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.04.106.
17. Groza J. Heat-resistant dispersion-strengthened copper alloys // Journal of materials engineering and performance. 1992. Vol. 1. P. 113–121. DOI: 10.1007/BF02650042.
18. Gordeev Yu.I., Abkaryan A.K., Surovtsev A.V., Lepeshev A.A. Investigation into the peculiarities of structure formation and properties of copper-based powder pseudoalloys modified by ZnO and TiN nanoparticle additives // Journal of non-ferrous metals. 2019. Vol. 60. No. 1. P. 68–75. DOI: 10.3103/S1067821219010048.
19. Cheng F., Yan Z., Wang T. Effects of internal oxidation methods on microstructures and properties of Al₂O₃ dispersion-strengthened copper alloys // High performance structural materials, Chinese materials conference. 2018. Vol. 1. P. 1–9. DOI: 10.1007/978-981-13-0104-9_1.
20. Wenting Q., Haowen J., Zhu X. et al. Effect of creep annealing on the dimensional stability of dispersion strengthened copper alloy // Journal Alloy and Compounds. 2021. Vol. 887. Art. 161321. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161321.
21. Wang X., Li J., Zhang Ya., Wang Ya. Improvement of interfacial bonding and mechanical properties of Cu-Al₂O₃ composite by Cr-nanoparticle-induced interfacial modification // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 695. P. 2124–2130. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.11.055.
22. Ren F., Zhi A., Zhang D. et al. Preparation of Cu-Al₂O₃ bulk nano-composites by combining Cu-Al alloy sheets internal oxidation with hot extrusion // Journal of Alloy and Compounds. 2015. Vol. 633. P. 323–328. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.02.057.
23. Zhao Z., Xiao Zh., Li Zh. et al. Characterization of dispersion strengthened copper alloy prepared by internal oxidation combined with mechanical alloying // Journal of materials engineering and performance. 2017. Vol. 26. No. 11. P. 5641–5647. DOI: 10.1007/s11665-017-3010-2.
24. Ohla K., Muller H.R., Riedle J. Principal considerations for the production of dispersion strengthened copper alloys using spray forming // Spray deposition and melt atomization. Bremen, 2000. Vol. 1. P. 181–190.
25. Li Ch., Xie Yu., Zhou D., Zeng W. A novel way for fabricating ultrafine grained Cu-4.5 vol.% Al₂O₃ composite with high strength and electrical conductivity // Materials characterization. 2019. Vol. 155. Art. 109775. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.06.017.
26. Xiang Z.-Q., Li Zh., Lei Q., Xiao Zh. High temperature mechanical behavior of alumina dispersion strengthened copper alloy with high content of alumina // Transactions of nonferrous metals society of China. 2015. Vol. 25. No. 2. P. 444–450. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63622-6.
27. Li H. Recrystallization behavior of Al₂O₃/Cu composite produced by internal oxidation // Rare metal materials and engineering. 2005. Vol. 34. P. 1039–1042.
28. Hatakeyama M., Okada K., Sunada S., Sato K. Effect of dispersion particles and precipitates on the corrosion properties of ODS-Cu, Cu-Cr-Zr and Cu-Cr alloys in Na₂SO₄ solutions // Nuclear materials and energy. 2022. Vol. 31. Art. 101159. DOI: 10.1016/j.nme.2022.101159.
29. Koumoulos E.P., Kartsonakis I., Bakolas A., Charitidis C.A. Nanomechanical properties and thermal decomposition of Cu-Al₂O₃ composites for FGM applications // Manufacturing review. 2016. Vol. 3. No. 20. DOI: 10.1051/mfreview/2016022.
30. Xie K., Han Ch., Liu J., Tan Yu. Fabrication of Cu-ZrO₂ composites by in situ oxidation of liquid Cu-Zr alloy // Journal of nanoparticle research. 2020. Vol. 22. Art. 80. DOI: 10.1007/s11051-020-04793-y.
31. Zheng R., Li N. Microstructure and wear properties of Cu-La₂O₃ composites prepared by spark plasma sintering // Metals and materials international. 2019. Vol. 27. P. 1103–1112. DOI: 10.1007/s12540-019-00489-8.
32. Zhuo H., Tang J., Ye N. Strengthening mechanisms of Y₂O₃ dispersion strengthened copper-based composites // Rare metal materials and engineering. 2015. Vol. 44. No. 5. P. 1134–1138. DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.2015.43.10.23162320.

33. Cug H., Demirtas H., Erden M.A. et al. Influence of nano-WC addition on wear performances of Cu-Ni matrix nanocomposites // *Acta physica polonica*. 2019. Vol. 135. No. 5. P. 892–894. DOI: 10.12693/APhysPolA.135.892.
34. Wang G., Zhang Y., Liu J., Wang K. et al. Dispersion hardening using amorphous nanoparticles via additive manufacturing // *Nature communications*. 2025. Vol. 16. No. 1. Art. 3589. DOI: 10.1038/s41467-025-58893-1.
35. Никитин Д.С., Шаненков И.И., Насырбаев А., Вымпина Ю.Н. и др. Получение объемных изделий из металломатричного композита Cu-SiC для энергоэффективных теплопроводящих систем // *Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов*. 2023. Т. 334. № 7. С. 93–101. DOI: 10.18799/24131830/2023/7/4072.
36. Peng T., Yan Q., Zhang X., Zhuang Y. Role of titanium carbide and alumina on the friction increment for Cu-based metallic brake pads under different initial braking speeds // *Friction*. 2021. Vol. 9. No. 6. P. 1543–1557. DOI: 10.1007/s40544-020-0439-3.
37. Hong J., Zou J., Chen W. Effect of ball milling time on the microstructure and properties of Cu(Al)-TiC_{0.5} composites // *Journal of materials engineering and performance*. 2022. Vol. 32. P. 5956–5966. DOI: 10.1007/s11665-022-07521-w.
38. Yan Y.X., Zou J., Zhang X., Xiao Q. Investigation on microstructure and properties of TiC_{0.5}-Al₂O₃/Cu composites fabricated by a novel in-situ reactive synthesis // *Ceramics international*. 2021. Vol. 47. No. 13. P. 18858–18865. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.03.225.
39. Gao Y.Y., Qiu F., Zou Q., Chu J.G. Controlling the sizes of in-situ TiC nanoparticles for high-performance TiC/Al-Cu nanocomposites // *Ceramics international*. 2021. Vol. 47. No. 20. P. 28584–28595. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.07.017.
40. Wang L., Cui Y., Yang S. et al. Microstructure and properties of carbon nanosheet/copper composites processed by particle-assisted shear exfoliation // *RSC advances*. 2015. No. 5 (25). P. 19321–19328. DOI: 10.1039/C4RA14255A.
41. Астрединов В.М., Калинин Ю.Е., Панин Ю.В. Упрочнение меди нанолуглеродными материалами // *Альтернативная энергетика и экология*. 2011. № 9 (101). С. 53–56.
42. Muslim Al M. Sakhi S., Abuzaid W. Synergistic integration of carbon nanotubes in laser powder bed fusion: advancing multifunctional metal additive manufacturing // *Journal of materials science*. 2025. No. 60 (33). P. 14279–14338. DOI: 10.1007/s10853-025-11175-z.
43. Bobrynina E.V., Larionova T.V., Koltsova T.S. et al. Preparation, structure and properties of copper-based composites with additions of fullerenes and fullerene soot // *Metal science and heat treatment*. 2020. Vol. 62. No. 1. P. 70–75. DOI: 10.1007/s11041-020-00514-3.
44. Koltsova T., Bobrynina E., Vozniakovskii A. et al. Thermal conductivity of composite materials copper-fullerene soot // *Materials*. 2022. No. 15. Art. 1415. DOI: 10.3390/ma15041415.
45. Gao H., Hongyan Yu., Erjun G. et al. Mechanical properties and thermal conductivity of graphene rein-forced copper matrix composites // *Powder technology*. 2016. Vol. 301. P. 601–607. DOI: 10.1016/j.powtec.2016.06.045.
46. Chen X.H., Liu P., Chen H. Preparation of copper-graphene layered composites by spark plasma sintering // *Materials science and technology*. 2018. Vol. 34. No. 2. Art. 1472908. DOI: 10.1080/02670836.2018.1472908.
47. Cai Sh., Chen X., Liu P. et al. Fabrication of three-dimensional graphene/Cu-Ag composites by in situ chemical vapor deposition and their properties // *Journal of materials engineering and performance*. 2020. Vol. 29. P. 2248–2255. DOI: 10.1007/s11665-020-04794-x.
48. Akbarpour M.R., Sadeghi N., Aghajani H. University of Tehran et al. Nano TiC-Graphene-Cu composites fabrication by a modified ball-milling method followed by reactive sintering: effects of reinforcements content on microstructure, consolidation, and mechanical properties // *Ceramics international*. 2022. Vol. 48. No. 1. P. 130–136. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.09.088.
49. Xiong N., Bao R., Yi J., Fang D. CNTs/Cu-Ti composites fabrication through the synergistic reinforcement of CNTs and in situ generated nano-TiC particles // *Journal of alloy and compounds*. 2018. Vol. 770. P. 204–213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.116.
50. Qiu F., Duan X., Dong B. et al. Effects of Cr and Zr addition on microstructure, compressive properties, and abrasive wear behaviors of in situ TiB₂/Cu cermets // *Materials*. 2018. Vol. 11. No. 8. Art. 1464. DOI: 10.3390/ma11081464.

References

1. Gololobov A.V., Nyafkin A.N., Zhabin A.N. Aspects of structure formation dispersion-strengthened metal composite material obtained on the basis of shavings and powder of aluminum corrosion-resistant alloy. *Trudy VIAM*, 2021, no. 12 (106), pp. 39–46. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-12-39-46.
2. Pevchev D.I., Gorbovets M.A., Ryzhkov P.V., Kurbatkina E.I. Investigation of the strength characteristics dispersion-strengthened metal-ceramic composite material VKM22. *Trudy VIAM*, 2021, no. 2 (96), pp. 30–38. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-30-38.
3. Khudnev A.A., Batiykov R.V., Bolshakova A.N., Dvoretzky R.M. Study of the features of compaction of powder composite materials based on molybdenum using spark plasma sintering. *Trudy VIAM*, 2022, no. 3 (109), pp. 64–74. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-64-74.
4. Kablov E.N., Shchetanov B.V., Bolshakova A.N., Efimochkin I.Yu., Shcherbakov E.M. Niobium reinforced by α -Al₂O₃ fibers. Part 1. Two-Component Compositions. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 3 (64), pp. 58–77. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 16, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-3-58-77.
5. Kulik V.I., Nilov A.S. *Composite materials with a metal matrix*: textbook. St. Petersburg: Baltic State Tech. Univ., 2020, 69 p.
6. Cheng S., Ma E., Wang Y. et al. Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu. *Acta materialia*, 2005, vol. 53, no. 5, pp. 1521–1533. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.12.005.
7. Gao Z., Hao Yu., Geng D. et al. Effects of zirconium addition on the material properties and microstructure of ODS-Cu alloys. *Journal of alloys and compounds*, 2022, vol. 899, art. 163328. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163328.
8. Zeng H., Sui H., Wu Sh., Kiu J. Evolution on the microstructure and properties of a Cu-Cr-(Mg) alloy upon thermomechanical treatment. *Journal of alloys and compounds*, 2021, vol. 857, art. 157582. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157582.
9. Zhang X., Yuan Y., Zhao S. et al. Microstructure stability, softening temperature and strengthening mechanism of pure copper, CuCrZr and Cu-Al₂O₃ up to 1000 °C. *Nuclear materials and energy*, 2022, vol. 30, art. 101123. DOI: 10.1016/j.nme.2022.101123.
10. Peng L., Xie H., Huang G. et al. The phase transformation and strengthening of a Cu-0.71 wt% Cr alloy. *Journal alloy compounds*, 2017, vol. 708, pp. 1096–1102. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157582.
11. Luo P., McDonald D.T., Xu W. et al. A modified Hall-Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing. *Scripta materialia*, 2012, vol. 66, pp. 785–788. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.02.008.
12. Feng X. Microstructure and properties of Cu-0.4 wt.% Al₂O₃ composites fabricated by hot extrusion and cold drawing. *Journal of materials engineering and performance*, 2022, vol. 31, no. 2, pp. 1241–1249. DOI: 10.1007/s11665-021-06247-5.
13. Yu Ya., Liu Yo., Teng Ya. et al. Effect of composite plastic deformation technologies on the microstructure evolution and properties of Cu-0.3wt%Al₂O₃ dispersion-strengthened copper alloy. *Journal of materials engineering and performance*, 2025, vol. 34, no. 17, pp. 19302–19311. DOI: 10.1007/s11665-024-10561-z.
14. Besterici M., Kohutek I., Velgosova O. Microstructural parameters of dispersion strengthened Cu-Al₂O₃ materials. *Journal of materials science*, 2008, vol. 43, no. 3, pp. 900–905. DOI: 10.1007/s10853-007-2227-0.
15. Depeng Sh., Gao P., He Yu. et al. A Cu-Al₂O₃ composite with ultrahigh tensile strength prepared by high-pressure torsion. *Journal of materials engineering and performance*, 2022, vol. 31, no. 6, pp. 1–6. DOI: 10.1007/s11665-022-06936-9.
16. Zhou D., Zhang D., Kong Ch. et al. Grain and nanoparticle coarsening of an ultrafine structured Cu-5vol.%Al₂O₃ nanocomposite during isochronal annealing. *Journal Alloy and Compounds*, 2015, vol. 645. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.04.106.
17. Groza J. Heat-resistant dispersion-strengthened copper alloys. *Journal of materials engineering and performance*, 1992, vol. 1, pp. 113–121. DOI: 10.1007/BF02650042.

18. Gordeev Yu.I., Abkaryan A.K., Surovtsev A.V., Lepeshev A.A. Investigation into the peculiarities of structure formation and properties of copper-based powder pseudoalloys modified by ZnO and TiN nanoparticle additives. *Journal of non-ferrous metals*, 2019, vol. 60, no. 1, pp. 68–75. DOI: 10.3103/S1067821219010048.
19. Cheng F., Yan Z., Wang T. Effects of internal oxidation methods on microstructures and properties of Al₂O₃ dispersion-strengthened copper alloys. *High performance structural materials, Chinese materials conference*, 2018, vol. 1, pp. 1–9. DOI: 10.1007/978-981-13-0104-9_1.
20. Wenting Q., Haowen J., Zhu X. et al. Effect of creep annealing on the dimensional stability of dispersion strengthened copper alloy. *Journal Alloy and Compounds*, 2021, vol. 887, art. 161321. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161321.
21. Wang X., Li J., Zhang Ya., Wang Ya. Improvement of interfacial bonding and mechanical properties of Cu-Al₂O₃ composite by Cr-nanoparticle-induced interfacial modification. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 695, pp. 2124–2130. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.11.055.
22. Ren F., Zhi A., Zhang D. et al. Preparation of Cu-Al₂O₃ bulk nano-composites by combining Cu-Al alloy sheets internal oxidation with hot extrusion. *Journal of Alloy and Compounds*, 2015, vol. 633, pp. 323–328. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.02.057.
23. Zhao Z., Xiao Zh., Li Zh. et al. Characterization of dispersion strengthened copper alloy prepared by internal oxidation combined with mechanical alloying. *Journal of materials engineering and performance*, 2017, vol. 26, no. 11, pp. 5641–5647. DOI: 10.1007/s11665-017-3010-2.
24. Ohla K., Muller H.R., Riedle J. Principal considerations for the production of dispersion strengthened copper alloys using spray forming. *Spray deposition and melt atomization*. Bremen, 2000, vol. 1, pp. 181–190.
25. Li Ch., Xie Yu., Zhou D., Zeng W. A novel way for fabricating ultrafine grained Cu-4.5 vol.% Al₂O₃ composite with high strength and electrical conductivity. *Materials characterization*, 2019, vol. 155, art. 109775. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.06.017.
26. Xiang Z.-Q., Li Zh., Lei Q., Xiao Zh. High temperature mechanical behavior of alumina dispersion strengthened copper alloy with high content of alumina. *Transactions of nonferrous metals society of China*, 2015, vol. 25, no. 2, pp. 444–450. DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63622-6.
27. Li H. Recrystallization behavior of Al₂O₃/Cu composite produced by internal oxidation. *Rare metal materials and engineering*, 2005, vol. 34, pp. 1039–1042.
28. Hatakeyama M., Okada K., Sunada S., Sato K. Effect of dispersion particles and precipitates on the corrosion properties of ODS-Cu, Cu-Cr-Zr and Cu-Cr alloys in Na₂SO₄ solutions. *Nuclear materials and energy*, 2022, vol. 31, art. 101159. DOI: 10.1016/j.nme.2022.101159.
29. Koumoulos E.P., Kartsonakis I., Bakolas A., Charitidis C.A. Nanomechanical properties and thermal decomposition of Cu-Al₂O₃ composites for FGM applications. *Manufacturing review*, 2016, vol. 3, no. 20. DOI: 10.1051/mfreview/2016022.
30. Xie K., Han Ch., Liu J., Tan Yu. Fabrication of Cu-ZrO₂ composites by in situ oxidation of liquid Cu-Zr alloy. *Journal of nanoparticle research*, 2020, vol. 22, art. 80. DOI: 10.1007/s11051-020-04793-y.
31. Zheng R., Li N. Microstructure and wear properties of Cu-La₂O₃ composites prepared by spark plasma sintering. *Metals and materials international*, 2019, vol. 27, pp. 1103–1112. DOI: 10.1007/s12540-019-00489-8.
32. Zhuo H., Tang J., Ye N. Strengthening mechanisms of Y₂O₃ dispersion strengthened copper-based composites. *Rare metal materials and engineering*, 2015, vol. 44, no. 5, pp. 1134–1138. DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.2015.43.10.23162320.
33. Cug H., Demirtas H., Erden M.A. et al. Influence of nano-WC addition on wear performances of Cu-Ni matrix nanocomposites. *Acta physica polonica*, 2019, vol. 135, no. 5, pp. 892–894. DOI: 10.12693/APhysPolA.135.892.
34. Wang G., Zhang Y., Liu J., Wang K. et al. Dispersion hardening using amorphous nanoparticles via additive manufacturing. *Nature communications*, 2025, vol. 16, no. 1, art. 3589. DOI: 10.1038/s41467-025-58893-1.
35. Nikitin D.S., Shanenkov I.I., Nasyrbaev A., Vympina Yu.N. et al. Production of volumetric products from Cu-SiC metal-matrix composite for energy-efficient heat-conducting systems. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta. Inzhiniring georesursov*, 2023, vol. 334, no. 7, pp. 93–101. DOI: 10.18799/24131830/2023/7/4072.

36. Peng T., Yan Q., Zhang X., Zhuang Y. Role of titanium carbide and alumina on the friction increment for Cu-based metallic brake pads under different initial braking speeds. *Friction*, 2021, vol. 9, no. 6, pp. 1543–1557. DOI: 10.1007/s40544-020-0439-3.
37. Hong J., Zou J., Chen W. Effect of ball milling time on the microstructure and properties of Cu(Al)-TiC_{0.5} composites. *Journal of materials engineering and performance*, 2022, vol. 32, pp. 5956–5966. DOI: 10.1007/s11665-022-07521-w.
38. Yan Y.X., Zou J., Zhang X., Xiao Q. Investigation on microstructure and properties of TiC_{0.5}-Al₂O₃/Cu composites fabricated by a novel in-situ reactive synthesis. *Ceramics international*, 2021, vol. 47, no. 13, pp. 18858–18865. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.03.225.
39. Gao Y.Y., Qiu F., Zou Q., Chu J.G. Controlling the sizes of in-situ TiC nanoparticles for high-performance TiC/Al-Cu nanocomposites. *Ceramics international*, 2021, vol. 47, no. 20, pp. 28584–28595. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.07.017.
40. Wang L., Cui Y., Yang S. et al. Microstructure and properties of carbon nanosheet/copper composites processed by particle-assisted shear exfoliation. *RSC advances*, 2015, no. 5 (25), pp. 19321–19328. DOI: 10.1039/C4RA14255A.
41. Astredinov V.M., Kalinin Yu.E., Panin Yu.V. Strengthening of copper with nanocarbon materials. *Alternativnaya energetika i ekologiya*, 2011, no. 9 (101), pp. 53–56.
42. Muslim Al M. Sakhi S., Abuzaid W. Synergistic integration of carbon nanotubes in laser powder bed fusion: advancing multifunctional metal additive manufacturing. *Journal of materials science*, 2025, no. 60 (33), pp. 14279–14338. DOI: 10.1007/s10853-025-11175-z.
43. Bobrynina E.V., Larionova T.V., Koltsova T.S. et al. Preparation, structure and properties of copper-based composites with additions of fullerenes and fullerene soot. *Metal science and heat treatment*, 2020, vol. 62, no. 1, pp. 70–75. DOI: 10.1007/s11041-020-00514-3.
44. Koltsova T., Bobrynina E., Vozniakovskii A. et al. Thermal conductivity of composite materials copper-fullerene soot. *Materials*, 2022, no. 15, art. 1415. DOI: 10.3390/ma15041415.
45. Gao H., Hongyan Yu., Erjun G. et al. Mechanical properties and thermal conductivity of graphene reinforced copper matrix composites. *Powder technology*, 2016, vol. 301, pp. 601–607. DOI: 10.1016/j.powtec.2016.06.045.
46. Chen X.H., Liu P., Chen H. Preparation of copper-graphene layered composites by spark plasma sintering. *Materials science and technology*, 2018, vol. 34, no. 2, art. 1472908. DOI: 10.1080/02670836.2018.1472908.
47. Cai Sh., Chen X., Liu P. et al. Fabrication of three-dimensional graphene/Cu-Ag composites by in situ chemical vapor deposition and their properties. *Journal of materials engineering and performance*, 2020, vol. 29, pp. 2248–2255. DOI: 10.1007/s11665-020-04794-x.
48. Akbarpour M.R., Sadeghi N., Aghajani H. University of Tehran et al. Nano TiC-Graphene-Cu composites fabrication by a modified ball-milling method followed by reactive sintering: effects of reinforcements content on microstructure, consolidation, and mechanical properties. *Ceramics international*, 2022, vol. 48, no. 1, pp. 130–136. DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.09.088.
49. Xiong N., Bao R., Yi J., Fang D. CNTs/Cu-Ti composites fabrication through the synergistic reinforcement of CNTs and in situ generated nano-TiC particles. *Journal of alloy and compounds*, 2018, vol. 770, pp. 204–213. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.08.116.
50. Qiu F., Duan X., Dong B. et al. Effects of Cr and Zr addition on microstructure, compressive properties, and abrasive wear behaviors of in situ TiB₂/Cu cermets. *Materials*, 2018, vol. 11, no. 8, art. 1464. DOI: 10.3390/ma11081464.

Информация об авторах

Патрушев Александр Юрьевич, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru
Вахрушева Ирина Олеговна, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Aleksandr Yu. Patrushev, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru
Irina O. Vahrusheva, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 18.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 21.05.2026.
 The article was submitted 18.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 21.05.2026.