

**В. Н. Пасовец<sup>1,2</sup>, В. А. Ковтун<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Университет гражданской защиты МЧС Беларуси, Минск, Беларусь*

<sup>2</sup>*ГНПО порошковой металлургии, Минск, Беларусь*

<sup>3</sup>*Гомельский филиал Университета гражданской защиты МЧС Беларуси, Гомель, Беларусь*

## **УПРОЧНЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ И УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК**

**Аннотация.** Рассмотрены механизмы упрочнения металлической матрицы частицами наноразмерного наполнителя. Выполнен сравнительный анализ расчетных и экспериментальных значений предела прочности для образцов на основе медной матрицы и углеродных нанотрубок (УНТ). Представлены линейная и среднеквадратическая модели упрочнения композиционных материалов с наноразмерным наполнителем. Показано, что применение среднеквадратической модели обеспечивает получение значений предела прочности близких к экспериментальным при концентрации УНТ в материале до 0,07 мас.%. Установлено, что по критерию прочности оптимальным содержанием УНТ в материале является 0,07 мас.%. С увеличением содержания УНТ в материале свыше 0,07 мас.% значения предела прочности, определенные экспериментальным путем, резко снижаются, что связано с разупрочнением металлической матрицы. Расчетным путем продемонстрировано, что механизм образования петель Орована является преобладающим механизмом упрочнения композиционных материалов медь – УНТ. Преобладание механизма упрочнения за счет образования петель Орована над другими механизмами упрочнения объясняется относительно низкой эффективностью передачи нагрузки между исходными компонентами материала из-за слабой межфазной связи между матрицей и наполнителем, недостаточно равномерным распределением УНТ в металлической матрице, агломерацией наноразмерного наполнителя, расположением некоторого количества УНТ в поровом пространстве металлической матрицы, наличием пор неправильной формы. Результаты исследований использованы при разработке новых антифрикционных композиционных материалов с улучшенными прочностными свойствами для узлов трения машин и механизмов различного назначения.

**Ключевые слова:** медь, металлическая матрица, углеродные нанотрубки (УНТ), порошок меди, предел прочности, упрочнение

**Для цитирования:** Пасовец, В. Н. Упрочнение композиционных материалов на основе металлической матрицы и углеродных нанотрубок / В. Н. Пасовец, В. А. Ковтун // Вес. Нац. акад. наук Беларуси. Сер. физ.-техн. наук. – 2019. – Т. 64, № 2. – С. 166–174. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-166-174>

**V. N. Pasovets<sup>1,2</sup>, V. A. Kovtun<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of Belarus, Minsk, Belarus*

<sup>2</sup>*State Scientific and Production Association of Powder Metallurgy, Minsk, Belarus*

<sup>3</sup>*Gomel branch of the University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of Belarus, Gomel, Belarus*

## **STRENGTHENING OF THE COMPOSITE MATERIALS BASED ON METAL MATRIX AND CARBON NANOTUBES**

**Abstract.** Carbon nanotube (CNT)-reinforced powder nanocomposites based on copper matrix were successfully fabricated using a spark plasma sintering method. In this work, the mechanisms of hardening the metal matrix with nanosized filler particles were shown. A comparative analysis of the calculated and experimental values of the ultimate compressive strength for samples based on the copper matrix and carbon nanotubes was performed. Linear and root-mean-square models of hardening of composite materials with nano-sized filler were presented. The root-mean-square model allowed us to calculate reliably the values of the ultimate compressive strength at a concentration of CNT in the material up to 0.07 wt.%. The ultimate compressive strength decreases sharply when the content of CNTs in the material is more than 0.07 wt.%. The Orovan mechanism is the predominant mechanism of strengthening of composite materials: copper – CNT. The predominance of Orovan mechanism over other strengthening mechanisms is explained by the relatively low transfer efficiency of the load between the initial components of the material due to the weak interfacial connection between the matrix and the filler, the insufficiently uniform distribution of CNTs in the metal matrix, the agglomeration of nanosized filler, the location of a certain number of CNTs in the pore space of the metal matrix, the presence of pores of irregular shape. The results of the work were used in the development of new antifriction composite materials with improved strength properties for friction units of machines and mechanisms for various purposes.

**Keywords:** copper, metal matrix, carbon nanotubes (CNT), copper powder, ultimate compressive strength, strengthening

**For citation:** Pasovets V. N., Kovtun V. A. Strengthening of the composite materials based on metal matrix and carbon nanotubes. *Vestsi Natsyonal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-technichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2019, vol. 64, no. 2, pp. 166–174 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2019-64-2-166-174>

**Введение.** Благодаря высоким механическим и физическим свойствам углеродные нанотрубки (УНТ) считаются оптимальным армирующим материалом для композитов с металлической матрицей [1, 2]. Введение небольшого количества УНТ в состав композиционных материалов на основе металлической матрицы может значительно улучшить их механические свойства [3, 4]. Кроме того, с развитием технологий синтеза УНТ их цена становится все более приемлемой. Это делает их доступными для широкого использования в нанокompозитах [5], которые, обладая высокими механическими свойствами, имеют огромный потенциал применения в аэрокосмической, автотракторной и энергетической отраслях промышленности.

Продолжает оставаться актуальной проблема получения композиционных материалов на основе медной матрицы, так как медь и медные сплавы являются универсальными и одними из самых доступных материалов. Благодаря сочетанию таких свойств меди, как прочность, высокие тепло- и электропроводность, коррозионная стойкость, хорошая обрабатываемость и пластичность, данный материал получил широкое распространение в технике.

Технологии получения изделий развиваются в направлении увеличения коэффициента использования металла при сохранении или улучшении свойств материала. При этом изготовление деталей методами порошковой металлургии отвечает требованиям ресурсосбережения. Изделия из порошковых материалов по физико-механическим, триботехническим и эксплуатационным характеристикам не уступают традиционно используемым металлам и сплавам. Важно отметить, что порошковые технологии также являются эффективным способом утилизации отходов промышленности.

Одним из перспективных и экономически обоснованных порошковых методов получения материалов на основе металлической матрицы можно назвать электроконтактное спекание. Однако разработка и применение порошковых композитов на основе медной матрицы для изготовления деталей технических устройств различного назначения требует на этапе проектирования проведения исследований прочностных свойств получаемых материалов.

Многочисленные публикации, например [3, 4], указывают на повышение прочности металлической матрицы при введении в нее УНТ. К механизмам упрочнения при введении УНТ в металлическую матрицу относятся: механизм передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам, механизм образования дислокаций за счет различия коэффициентов термического расширения матрицы и упрочняющей фазы, механизм образования петель Орована и механизм зернограницного упрочнения Холла–Петча. Рассмотрим каждый механизм подробнее.

Механизм передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам основан на модели сдвигового «запаздывания», которая первоначально была представлена в [6] для описания механического поведения композиционных материалов. В данной модели предполагается, что упрочняющая фаза и матрица идеально сопряжены, то есть обладают высокой адгезионной прочностью границы между упрочняющими компонентами и матрицей при однородном распределении наполнителя в матрице. Благодаря хорошему сопряжению напряжения передаются от матрицы к упрочняющим компонентам только через сдвиговые напряжения, что и способствует «запаздыванию» сдвига матрицы. Иными словами, общая деформация композита меньше, чем матрицы, благодаря меньшей деформации упрочняющей фазы при воздействии одинаковой нагрузкой. Так как нагрузка от матрицы к упрочняющим компонентам, в данном случае к УНТ, передается посредством межфазных напряжений сдвига, то увеличение предела прочности композитов за счет реализации данного механизма упрочнения может быть выражено в виде следующей формулы [7]:

$$\Delta\sigma_{\text{ПК}} = V_{\text{УНТ}} \sigma_{\text{ПМ}} \left( \frac{l}{2d} - 1 \right), \quad (1)$$

где  $\sigma_{\text{ПМ}}$  – предел прочности спеченной матрицы, Па;  $l$  – средняя длина УНТ, м;  $d$  – средний диаметр УНТ, м;  $V_{\text{УНТ}}$  – объемная доля УНТ.

Увеличение предела прочности композитов, вызываемое различием коэффициентов термического расширения исходных компонентов, объясняется локальным образованием дислокаций в результате отличия параметров кристаллических решеток металлической матрицы и углеродного наноразмерного наполнителя. На данный момент практически нет исследований, посвященных изучению реализации механизма упрочнения за счет разницы коэффициентов термического расширения. Однако на основе существующих работ, например [8, 9], можно отметить, что чем выше разница коэффициентов термического расширения матрицы и упрочняющей фазы, тем выше увеличение прочности, которое может быть достигнуто. Повышение предела прочности композиционного материала, обусловленное различием коэффициентов термического расширения, можно записать в виде [9]

$$\Delta\sigma_{\text{ПТ}} = \alpha G_{\text{М}} b \sqrt{\frac{12\Delta T \Delta C V_{\text{УНТ}}}{bd}}, \quad (2)$$

где  $\alpha$  – геометрический фактор, который зависит от распределения дислокаций в структуре материала (для меди  $\alpha = 0,3$  при дисперсности частиц 110 мкм и  $\alpha = 0,44$  при дисперсности частиц 20 мкм) [10];  $G_{\text{М}}$  – модуль сдвига медной матрицы,  $G_{\text{М}} = 42,1$  ГПа;  $b$  – вектор Бюргера матрицы (для меди 0,256 нм) [11];  $\Delta T$  – разница между температурами изготовления (1073 К) и испытания (298 К) материала,  $\Delta T = 775$  К;  $\Delta C$  – разница коэффициентов термического расширения матрицы и УНТ (коэффициенты термического расширения для меди и УНТ равны  $1,66 \cdot 10^{-5} \text{ К}^{-1}$  и  $10^{-6} \text{ К}^{-1}$  соответственно) [12–14].

Образование петель Орована существенно влияет на упрочнение нанокompозитов с металлической матрицей, армированных УНТ, поскольку наноразмерные частицы затрудняют движение дислокаций, что приводит к «изгибам дислокаций» между распределенными в матрице УНТ [15]. Так как кристаллическая решетка упрочняющей наноразмерной фазы отличается от решетки матрицы, то частицы наполнителя не могут пересекаться (перерезаться) дислокациями. Таким образом, частицы наноразмерного наполнителя препятствуют движению дислокаций в матрице. Дислокации могут скапливаться около частиц упрочняющей фазы, вызывая тем самым дисперсионное упрочнение матрицы, либо обходить частицы включений при достижении определенного напряжения [16]. Огибая мелкие частицы (рис. 1), дислокации замыкаются вокруг них, при этом возникают дислокационные петли или кольца. Многократное прохождение множества дислокаций приводит к образованию так называемых петель Орована, и дальнейшее скольжение дислокаций на этом участке затруднено. При этом данное явление наблюдается при наличии дисперсных частиц с размером порядка 100 нм, так как более крупные частицы не являются таким эффективным препятствием для дислокаций.

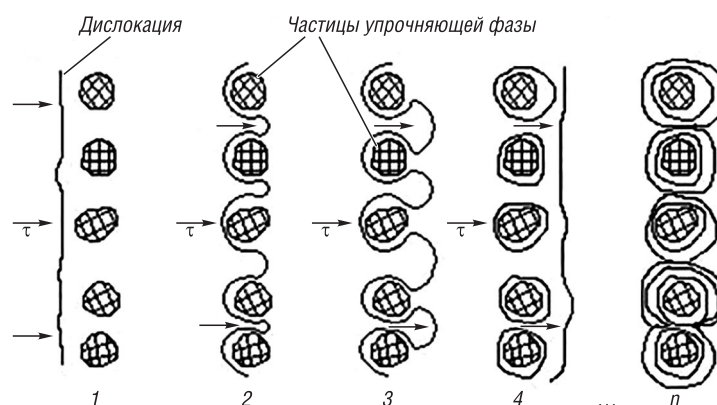


Рис. 1. Движение дислокаций в материале  
Fig. 1. Movement of dislocations in the material

В [17] впервые принят во внимание упрочняющий эффект Орована и предложена аналитическая модель для прогнозирования прочностных свойств нанокompозитов с металлической матрицей. Также в данной работе установлена хорошая согласованность прогнозируемых характе-

ристик с экспериментальными данными. Увеличение предела прочности композитов, вызванное образованием петель Орована, может быть определено следующим образом:

$$\Delta\sigma_{\text{ПО}} = 0,8MG_M b \sqrt{\frac{2V_{\text{УНТ}}}{\pi d^2}}, \quad (3)$$

где  $M$  – фактор Тейлора, равный 3,06 для материалов с гранцентрированной кристаллической решеткой.

Предел прочности материала также можно повысить путем уменьшения размера зерна согласно соотношению Холла–Петча [18]:

$$\Delta\sigma_{\text{ПХП}} = Kd^{-\frac{1}{2}}, \quad (4)$$

где  $K$  – коэффициент зернограничного упрочнения, характеризующий вклад границ зерен в упрочнение.

Анализируя процесс получения порошковых композиционных материалов с металлической матрицей и наноразмерным наполнителем методом электроконтактного спекания, можно отметить, что влияние УНТ на измельчение зерна является незначительным, поэтому эффект упрочнения, обусловленный измельчением зерна, можно не принимать во внимание. Также возможно влияние на упрочнение композиционных материалов процессов интеркалирования УНТ металлом матрицы. Однако на сегодняшний день математическое представление данных процессов является достаточно сложной задачей. Поэтому описание процессов упрочнения композитов за счет интеркалирования УНТ металлом матрицы с помощью математических средств одной универсальной моделью, удовлетворяющей всем основным положениям термомеханики, не представляется возможным из-за недостаточного объема предварительно проведенных экспериментальных исследований.

Таким образом, *цель данной работы* состояла в изучении механизмов упрочнения композиционных материалов на основе порошковой микроразмерной медной матрицы и наноразмерного углеродного наполнителя, а также исследовании влияния содержания УНТ на прочностные свойства получаемых композиционных материалов.

**Материалы, методы исследования и модели.** В работе использовались многослойные УНТ со средним наружным диаметром 10–20 нм и средней длиной 850–950 нм, которые для проведения данных экспериментов были предоставлены ООО НПК «Современные технологии синтеза» (г. Санкт-Петербург, РФ). Медный порошок ПМС-1 (ГОСТ 4960-2009), произведенный АО «Уралэлектромедь» (г. Верхняя Пышма, РФ), применялся без дополнительной очистки. Средний размер частиц медного порошка составлял 100 мкм. Подготовка порошковой смеси и диспергирование УНТ в металлической медной матрице осуществлялись в процессе механоактивации в течение 60 мин в специальном смесителе-активаторе (Активирующее устройство композиционных порошковых смесей: пат. 11036 Респ. Беларусь, МПК В 02С 17/16 / В. А. Ковтун, В. Н. Пасовец; заявитель ГИИ МЧС РБ. – № u 20150391; заявл. 18.11.15; опубл. 30.04.16 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлект. уласнасці. – 2016. – №2. – С. 141) [19].

Композиционные порошковые материалы получали методом электроконтактного спекания с использованием опытно-промышленной установки на базе машины шовной сварки МШ-3207. Образцы формировались в специальной пресс-форме путем прессования при давлении 480 МПа и спекания под давлением путем пропускания электрического тока силой 18 кА в течение 3 с [20]. Пористость исследуемых композиционных материалов составляла 2–4 %.

Предел прочности при сжатии образцов исследовался по ГОСТ 27034-86. Процентное содержание УНТ в материале составляло 0,01–0,1 мас. %.

Вклад каждого механизма упрочнения в повышение предела прочности композиционного материала оценивался на основе двух моделей: линейной [21] и среднеквадратической [22], которые могут быть выражены следующими уравнениями:

$$\Delta\sigma_{\text{П}} = \Delta\sigma_{\text{ПК}} + \Delta\sigma_{\text{ПТ}} + \Delta\sigma_{\text{ПО}}, \quad (5)$$

$$\Delta\sigma_{\Pi 2} = \sqrt{\Delta\sigma_{\Pi К}^2 + \Delta\sigma_{\Pi Т}^2 + \Delta\sigma_{\Pi О}^2}, \quad (6)$$

где  $\Delta\sigma_{\Pi 1}$  – суммарное повышение предела прочности композитов, рассчитанное на основе линейной модели;  $\Delta\sigma_{\Pi 2}$  – суммарное повышение предела прочности композитов, рассчитанное на основе среднеквадратической модели.

Теоретический предел прочности композитов определяется следующим образом:

$$\sigma = \sigma_{\Pi М} + \sigma_{\Pi i}, \quad (7)$$

где  $\Delta\sigma_{\Pi i}$  – суммарное повышение предела прочности композита, оцененное с использованием соответствующей модели.

**Результаты и обсуждения.** Две модели, описанные уравнениями (5)–(7), использовались для расчета теоретического предела прочности при сжатии композитов с содержанием УНТ 0,01–0,1 мас.%. На рис. 2 представлены результаты расчетов, а также значения предела прочности, определенные экспериментальным путем. За показатель предела прочности принималось среднее арифметическое значение результатов испытаний пяти образцов.

Анализируя результаты расчетов и данные, полученные экспериментальным путем, можно отметить, что экспериментальные значения согласуются со среднеквадратической моделью при добавках УНТ в количестве до 0,07 мас.%, расхождение между экспериментальными и теоретическими результатами составляет 10–20 МПа. Однако расхождение между результатами моделирования и экспериментальными значениями резко возрастает с увеличением содержания УНТ свыше 0,07 мас.%, что можно связать с разупрочнением металлической матрицы [23].

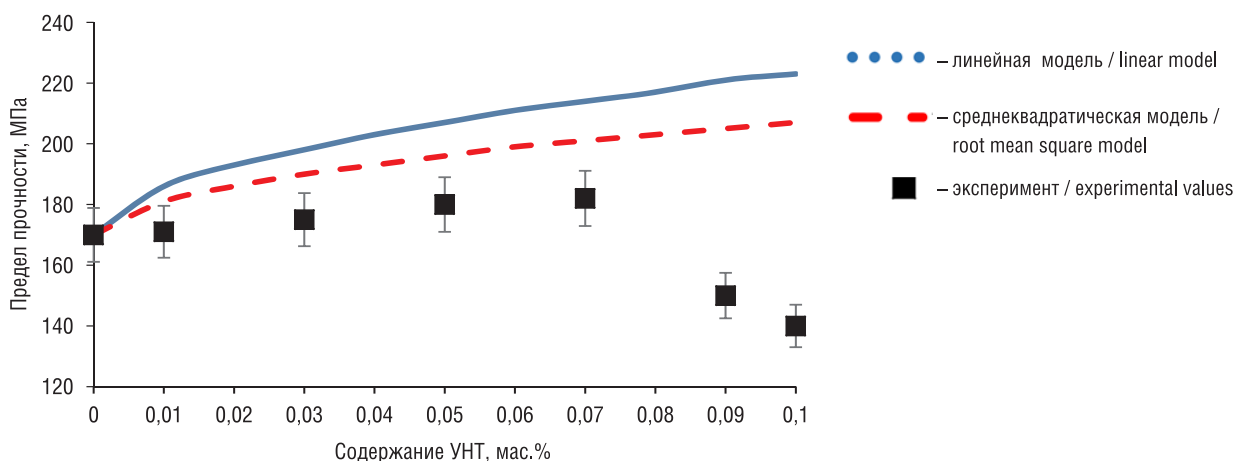


Рис. 2. Зависимости пределов прочности при сжатии композитов медь – УНТ от концентрации УНТ, рассчитанные с использованием линейной и среднеквадратической моделей и полученные экспериментально

Fig. 2. The dependences of the ultimate compressive strength of copper – CNT composites on the concentration of CNTs, calculated using the linear and root-mean-square models and obtained experimentally

Что касается линейной модели, то расчетные значения предела прочности, вычисленные с ее использованием, намного превышают экспериментальные. Причем расхождение между расчетными и экспериментальными значениями увеличивается с повышением содержания УНТ в материале, что указывает на то, что эффект упрочнения завышен в данной модели. Также расхождение между расчетом и экспериментом может быть обусловлено следующими причинами: относительно низкой эффективностью передачи нагрузки между исходными компонентами материала из-за слабой межфазной связи между матрицей и наполнителем; недостаточно равномерным распределением УНТ в металлической матрице; агломерацией наноразмерного наполнителя [24]; нахождением некоторого количества УНТ на поверхности композита и в поровом пространстве [25]; наличием пор неправильной формы, приводящим к локальным высоким концентрациям напряжений; уменьшением эффективной площади взаимодействия на границах раздела между УНТ и матрицей, обусловленным наличием наноразмерных пор, расположенных на границах раздела, что также снижает эффективность переноса нагрузки [24]. Кроме того, в ма-



териалах, изготовленных методом порошковой металлургии, общая пористость оказывает негативное влияние на прочностные свойства [26].

При рассмотрении вкладов каждого механизма упрочнения в повышение предела прочности материала (рис. 3) можно отметить следующее. Наибольший рост предела прочности при сжатии обусловлен механизмом образования петель Орована. Данный механизм обеспечивает повышение предела прочности при сжатии материала на 25–30 МПа при концентрации УНТ в материале 0,06–0,07 мас.%. Основываясь на результатах исследований, опубликованных в [27], можно отметить, что именно УНТ вносят существенный вклад в упрочнение консолидированной металлической матрицы. Данное утверждение хорошо согласуется с моделью Келли [27]. Расчеты, выполненные с применением данной модели, указывают на более эффективное упрочнение металлической матрицы наполнителями стержневой формы по сравнению с упрочнением сферическим наполнителем при тех же массах и объемах упрочняющей фазы. Так, применение упрочняющих добавок в виде стержней позволяет достичь увеличения прочности в 1,75 раза по сравнению с упрочняющими добавками в форме сфер.

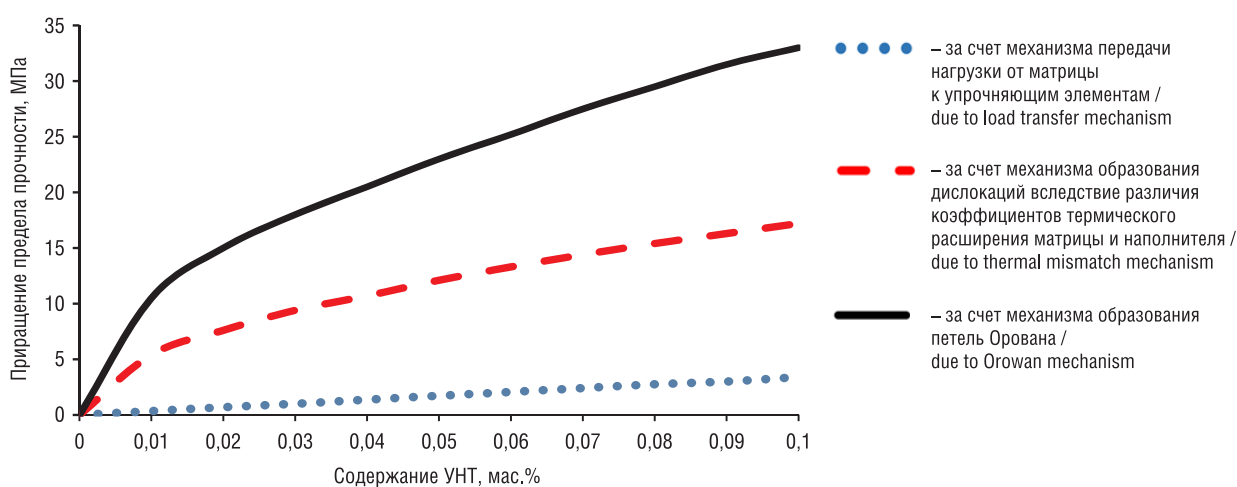


Рис. 3. Величина влияния каждого механизма упрочнения на повышение предела прочности композиционного материала

Fig. 3. The magnitude of the influence of each mechanism of strengthening to increase the ultimate compressive strength of the composite material

Также рост предела прочности материала на основе микроразмерной меди и углеродного наноразмерного наполнителя обеспечивается при реализации механизма упрочнения, основанного на образовании дислокаций за счет различия коэффициентов термического расширения матрицы и упрочняющей фазы. Данный механизм упрочнения повышает предел прочности композита на 13–15 МПа в интервале концентраций УНТ 0,06–0,07 мас.%.

Существенная разница между термическим расширением матрицы и наполнителя вызывает значительное несоответствие термических деформаций на многочисленных границах раздела фаз матрицы и наполнителя во время технологической обработки. Данные деформации вызывают термические напряжения, которые могут превышать предельные напряжения медной матрицы и генерировать новые дислокации на границах раздела матрица – упрочняющая фаза. Таким образом, области на границе раздела фаз становятся основным местом для накопления дислокаций.

Незначительное повышение предела прочности происходит за счет реализации механизма упрочнения, основанного на передаче нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам. Хотя высокая жесткость и одномерная структура УНТ должны положительно сказываться на механических свойствах исследуемых композиционных материалов, однако расчетная величина приращения предела прочности при сжатии медной матрицы, наполненной до 0,1 мас.% УНТ, не превышает 3 МПа. Такое низкое влияние механизма упрочнения, основанного на передаче нагрузки от матрицы к УНТ, на общее повышение прочностных свойств можно объяснить низкой адгезионной прочностью на границе раздела фаз.

**Заключение.** В данной работе показано влияние углеродного наноструктурного наполнителя на прочностные свойства композиционного материала на основе медной матрицы. На основании анализа результатов исследований можно сделать следующие выводы. Введение 0,06–0,07 мас.% УНТ в медную матрицу позволяет повысить предел прочности при сжатии композита, определенный экспериментальным путем, на 6–7 % по сравнению с материалами на основе спеченной меди, не содержащими в своем составе наноразмерного наполнителя. Данное повышение предела прочности нанокompозитов в основном объясняется механизмом передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам, механизмом образования дислокаций за счет различия коэффициентов термического расширения матрицы и упрочняющей фазы, а также механизмом образования петель Орована. При этом наибольший вклад в рост предела прочности обеспечивается за счет механизма образования петель Орована. Необходимо отметить, что применение среднеквадратической модели расчета предела прочности при введении в металлическую матрицу наноразмерного наполнителя более оправдано, чем использование линейной модели, показавшей завышенные значения.

Результаты исследований использованы при разработке новых антифрикционных наноструктурированных композитов с высоким уровнем физико-механических характеристик, которые применяются в ответственных узлах трения дорожно-строительной, сельскохозяйственной, аварийно-спасательной техники и технологического оборудования.

### Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований в рамках проекта международных исследований T17MC-015 на 2017–2019 гг., осуществляемого совместно Университетом гражданской защиты МЧС Беларуси и Институтом механики Болгарской академии наук.

### Acknowledgements

The work was supported by the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (Project T17MS-015). The authors wish to thank to the researchers of the laboratory “Mechanics, Diagnostics, Non-Destructive Testing” of the Institute of Mechanics of the Bulgarian Academy of Sciences for their assistance in setting up the experiment and discussing the results of the presented work.

### Список использованных источников

1. Mirza, F. A Unified model for the prediction of yield strength in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites / F. Mirza, D. L. Chen // *Materials*. – 2015. – Vol. 8, iss. 8. – P. 5138–5153. <https://doi.org/10.3390/ma8085138>
2. In situ synthesis of CNTs in Mg powder at low temperature for fabricating reinforced Mg composites / F. J. Sun [et al.] // *J. Alloys Comp.* – 2013. – Vol. 551. – P. 496–501. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.11.053>
3. Metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes by an alternative technique / C. A. Merino [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2017. – Vol. 707. – P. 257–263. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.348>
4. Synthesis of CNT-reinforced AZ31 magnesium alloy composites with uniformly distributed CNTs / G. Q. Han [et al.] // *Mater. Sci. Eng., A*. – 2015. – Vol. 628. – P. 350–357. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.039>
5. Agarwal, A. Carbon nanotubes: reinforced metal matrix composites / A. Agarwal, S. R. Bakshi, D. Lahiri. – Boca Raton: CRC Press, 2010. – 325 p.
6. Kelly, A. Tensile properties of fibre-reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum / A. Kelly, W. R. Tyson, J. Mech // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 1965. – Vol. 13, iss. 6. – P. 329–350. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(65\)90035-9](https://doi.org/10.1016/0022-5096(65)90035-9)
7. Microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy reinforced by carbon nanotubes coated with MgO / Q. H. Yuan [et al.] // *Carbon*. – 2016. – Vol. 96. – P. 843–855. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2015.10.018>
8. Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites / R. George [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2005. – Vol. 53, iss. 10. – P. 1159–1163. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.07.022>
9. Miller, W. S. Strengthening mechanisms in particulate metal-matrix composites: reply to comments by arsenault / W. S. Miller, F. J. Humphreys // *Scripta Metallurgica et Materialia*. – 1991. – Vol. 25, iss. 11. – P. 2623–2626. [https://doi.org/10.1016/0956-716x\(91\)90080-k](https://doi.org/10.1016/0956-716x(91)90080-k)
10. Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites / Q. Q. Li [et al.] // *Compos. Sci. Technol.* – 2009. – Vol. 69, iss. 7–8. – P. 1193–1199. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.020>
11. Влияние плотности дислокаций на сопротивление высокоскоростной деформации и разрушению в меди М1 и аустенитной нержавеющей стали / С. В. Разоренов [и др.] // *Физ. мезомеханика*. – 2017. – Т. 20, № 4. – С. 42–51.
12. Effect of graphene nanoplatelets addition on mechanical properties of pure aluminum using a semi-powder method / M. Rashad [et al.] // *Progress in Natural Science: Materials International*. – 2014. – Vol. 24, iss. 2. – P. 101–108. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2014.03.012>
13. Bandow, S. Radial thermal expansion of purified multiwall carbon nanotubes measured by X-ray diffraction / S. Bandow // *Jpn. J. Appl. Phys. Part 2*. – 1997. – Vol. 36, № 10B. – P. 14–23. <https://doi.org/10.1143/jjap.36.11403>

14. Schelling, P.K. Thermal expansion of carbon structures / P.K. Schelling, P. Koblinski // *Phys. Rev. B: Condens. Matter.* – 2003. – Vol. 68, №3. – P. 35–45. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.68.035425>
15. Li, Q. Q. CNT reinforced light metal composites produced by melt stirring and by high pressure die casting / Q. Q. Li, C. A. Rottmair, R. F. Singer // *Compos. Sci. Technol.* – 2010. – Vol. 70, iss. 16. – P. 2242–2247. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.05.024>
16. Губенко, С.И. Неметаллические включения в стали / С.И. Губенко, С.П. Ошкадеров. – Киев: Наук. думка, 2016. – 528 с.
17. Zhang, Z. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength / Z. Zhang, D. L. Chen // *Scripta Materialia.* – 2006. – Vol. 54, iss. 7. – P. 1321–1326. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.12.017>
18. Microstructure and strengthening mechanism of carbon nanotubes reinforced magnesium matrix composite / C. D. Li [et al.] // *Mater. Sci. Eng., A.* – 2014. – Vol. 597. – P. 264–269. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.008>
19. Пасовец, В.Н. Получение, свойства и безопасность композитов на основе порошковых металлов и наноструктур углерода / В.Н. Пасовец, В.А. Ковтун, Ю.М. Плескачевский. – Гомель: БелГУТ, 2011. – 200 с.
20. Ковтун, В.А. Металлоуглеродные композиционные порошковые материалы для ответственных узлов машин и механизмов / В.А. Ковтун, В.Н. Пасовец, Ю.М. Плескачевский. – Гомель: БелГУТ, 2013. – 283 с.
21. Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites / Q. Q. Li [et al.] // *Compos. Sci. Technol.* – 2009. – Vol. 69, iss. 7–8. – P. 1193–1199. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.020>
22. Deformation and strengthening mechanisms of a carbon nanotube reinforced aluminum composite / F. Mokdad [et al.] // *Carbon.* – 2016. – Vol. 104. – P. 64–77. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2016.03.038>
23. Порошковые нанокompозиты триботехнического назначения / В.Н. Пасовец [и др.]. – Минск: КИИ, 2016. – 295 с.
24. Venugopal, T. Synthesis of copper–alumina nanocomposite by reactive milling / T. Venugopal, K. Prasad Rao, B. S. Murty // *Mater. Sci. Eng., A.* – 2005. – Vol. 393. – P. 382–386. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.10.035>
25. Goujon C. Influence of the content of ceramic phase on the precipitation hardening of Al alloy 7000/AlN nanocomposites / C. Goujon, P. Goeuriot // *Mater. Sci., Eng., A.* – 2003. – Vol. 356. – P. 399–404. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00154-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00154-0)
26. Tensile properties of reactive stir-mixed and squeeze cast Al/CuO<sub>np</sub>-based metal matrix nanocomposites / J. B. Ferguson [et al.] // *Mater. Sci. Eng., A.* – 2014. – Vol. 611. – P. 326–332. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.008>
27. Kelly, P.M. The effect of particle shape on dispersion hardening / P.M. Kelly // *Scripta Metallurgica.* – 1972. – Vol. 6, iss. 8. – P. 647–656. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(72\)90120-2](https://doi.org/10.1016/0036-9748(72)90120-2)

## References

1. Mirza F., Chen D. L. A unified model for the prediction of yield strength in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites. *Materials*, 2015, vol. 8, no. 8, pp. 5138–5153. <https://doi.org/10.3390/ma8085138>
2. Sun F., Shia Ch., Rhee K. Y., Zhao N. In situ synthesis of CNTs in Mg powder at low temperature for fabricating reinforced Mg composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 551, pp. 496–501. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.11.053>
3. Merino C. A. I., Sillas J. E. L., Meza J. M., Ramirez J. M. H. Metal matrix composites reinforced with carbon nanotubes by an alternative technique. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 707, pp. 257–263. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.348>
4. Han G., Wang Z., Liu K., Li Sh., Du X., Du W. Synthesis of CNT-reinforced AZ31 magnesium alloy composites with uniformly distributed CNTs. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 628, pp. 350–357. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.039>
5. Agarwal A., Bakshi S. R., Lahiri D. *Carbon Nanotubes: Reinforced Metal Matrix Composites*. Boca Raton, CRC Press, 2010. 325 p.
6. Kelly A., Tyson W. R., Mech J. Tensile properties of fibre-reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1965, vol. 13, iss. 6, pp. 329–350. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(65\)90035-9](https://doi.org/10.1016/0022-5096(65)90035-9)
7. Yuan Q., Zeng X., Liu Y., Luo L. Microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy reinforced by carbon nanotubes coated with MgO. *Carbon*, 2016, vol. 96, pp. 843–855. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2015.10.018>
8. George R., Kashyap K. T., Rahul R., Yamdagni S. Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites. *Scripta Materialia*, 2005, vol. 53, iss. 10, pp. 1159–1163. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.07.022>
9. Miller W. S., Humphreys F. J. Strengthening mechanisms in particulate metal-matrix composites: reply to comments by arsenault. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, vol. 25, iss. 11, pp. 2623–2626. [https://doi.org/10.1016/0956-716x\(91\)90080-k](https://doi.org/10.1016/0956-716x(91)90080-k)
10. Li Q., Viereckl A., Rottmair Ch. A., Singer R. F. Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites. *Composites Science and Technology*, 2009, vol. 69, iss. 7–8, pp. 1193–1199. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.020>
11. Razorenov S. V., Garkushin G. V., Astafurova Ye. G., Moskvina V. A., Ignatova O. N., Malyshev A. N., Tkachenko M. I. The influence of dislocation density on the resistance of high-speed deformation and destruction in copper M1 and austenitic stainless steel. *Fizicheskaya mezomekhanika = Physical Mesomechanics*, 2017, vol. 20, no. 4, pp. 42–51 (in Russian).
12. Rashad M., Pan F., Tang A., Asif M. Effect of graphene nanoplatelets addition on mechanical properties of pure aluminum using a semi-powder method. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2014, vol. 24, iss. 2, pp. 101–108. <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2014.03.012>



13. Bandow S. Radial thermal expansion of purified multiwall carbon nanotubes measured by X-ray diffraction. *Japanese Journal of Applied Physics. Part 2*, 1997, vol. 36, no. 10B, pp. 14–23. <https://doi.org/10.1143/jjap.36.11403>
14. Schelling P. K., Keblinski P. Thermal expansion of carbon structures. *Physical Review B: Condensed Matter*, 2003, vol. 68, no. 3, pp. 35–45. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.68.035425>
15. Li Q. Q., Rottmair C. A., Singer R. F. CNT reinforced light metal composites produced by melt stirring and by high pressure die casting. *Composites Science and Technology*, 2010, vol. 70, iss. 16, pp. 2242–2247. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2010.05.024>
16. Gubenko S. I., Oshkaderov S. P. *Nonmetallic Inclusions in Steel*. Kiyev, Naukova dumka, 2016. 528 p. (in Russian).
17. Zhang Z., Chen D. L. Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength. *Scripta Materialia*, 2006, vol. 54, iss. 7, pp. 1321–1326. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.12.017>
18. Li C. D., Wang X. J., Liu W. Q., Wu K., Shi H. L., Ding C., Hu X. S., Zheng M. Y. Microstructure and strengthening mechanism of carbon nanotubes reinforced magnesium matrix composite. *Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. 597, pp. 264–269. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.01.008>
19. Pasovets V. N., Kovtun V. A., Pleskachevskii Yu. M. *Production, Properties and Safety of Composites Based on Powdered Metals and Carbon Nanostructures*. Gomel, BelSUT, 2011. 200 p. (in Russian).
20. Kovtun V. A., Pasovets V. N., Pleskachevskii Yu. M. *Metal Carbon Composite Powder Materials for Critical Components of Machines and Mechanisms*. Gomel, BelSUT, 2013. 283 p. (in Russian).
21. Li Q., Viereckl A., Rottmair Ch. A., Singer R. F. Improved processing of carbon nanotube/magnesium alloy composites. *Composites Science and Technology*, 2009, vol. 69, iss. 7–8, pp. 1193–1199. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.02.020>
22. Mokdad F., Chen D. L., Liu Z. Y., Xiao B. L., Ni D. R., Ma Z. Y. Deformation and strengthening mechanisms of a carbon nanotube reinforced aluminum composite. *Carbon*, 2016, vol. 104, pp. 64–77. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2016.03.038>
23. Pasovets V. N., Ilyuschenko A. F., Kovtun V. A., Pleskachevsky Yu. M. *Tribotechnical Powder Nanocomposites*. Minsk, KII, 2016. 295 p. (in Russian).
24. Venugopal T., Prasad Rao K., Murty B. S. Synthesis of copper–alumina nanocomposite by reactive milling. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 393, pp. 382–386. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.10.035>
25. Goujon C., Goeuriot P. Influence of the content of ceramic phase on the precipitation hardening of Al alloy 7000/AlN nanocomposites. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 356, pp. 399–404. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00154-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00154-0)
26. Ferguson J. B., Aguirre I., Lopez H., Schultz B. F., Cho K., Rohatgi P. K. Tensile properties of reactive stir-mixed and squeeze cast Al/CuO<sub>np</sub>-based metal matrix nanocomposites. *Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. 611, pp. 326–332. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.008>
27. Kelly P. M. The effect of particle shape on dispersion hardening. *Scripta Metallurgica*, 1972, vol. 6, no. 8, pp. 647–656. [https://doi.org/10.1016/0036-9748\(72\)90120-2](https://doi.org/10.1016/0036-9748(72)90120-2)

### Информация об авторах

Пасовец Владимир Николаевич – кандидат технических наук, доцент, Университет гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь (ул. Машиностроителей, 25, 220118, Минск, Республика Беларусь); докторант Государственного научно-производственного объединения порошковой металлургии (ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь). E-mail: pasovets\_v@mail.ru

Ковтун Вадим Анатольевич – доктор технических наук, профессор, Гомельский филиал Университета гражданской защиты Министерства по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь (пр. Речицкий, 35, 246021, Гомель, Республика Беларусь). E-mail: vadimkov@yandex.ru

### Information about the authors

Vladimir N. Pasovets – Ph. D. (Engineering), Associate Professor, University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of the Republic of Belarus (25, Mashinostroiteley Str., 220118, Minsk, Republic of Belarus); Doctoral Student of the State Reserch and Production Powder Metallurgy Association (41, Platonov Str., 220005, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: pasovets\_v@mail.ru

Vadim A. Kovtun – D. Sc. (Engineering), Professor, Gomel branch of the University of Civil Protection of the Ministry of Emergency Situations of the Republic of Belarus (35, Rechitsky Ave., 246021, Gomel, Republic of Belarus). E-mail: vadimkov@yandex.ru