

**НАНОСТРУКТУРНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ,  
МОДИФИЦИРОВАННЫЙ ГРАФЕНОПОДОБНЫМИ ЧАСТИЦАМИ****И.А. Евдокимов, Р.Р. Хайруллин, С.А. Перфилов, А.А. Поздняков,  
Б.А. Кульницкий, Д.В. Сухоруков, И.В. Пахомов, Р.Л. Ломакин**

Иван Андреевич Евдокимов\*, Ринат Радионович Хайруллин, Сергей Алексеевич Перфилов,  
Андрей Анатольевич Поздняков, Роман Леонидович Ломакин, Илья Владимирович Пахомов,  
Кульницкий Борис Арнольдович

Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов, ул. Центральная, 7А,  
Троицк, Москва, Российская Федерация, 108840

E-mail: ivan\_911@mail.ru\*

Денис Владимирович Сухоруков

Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, ул. Горького, 87, Владимир,  
Российская Федерация, 600000

E-mail: info@inlittech.ru

*В рамках настоящей работы проведены всесторонние исследования наноструктурных композиционных материалов, модифицированных графеноподобными структурами, образующимися в условиях совместного механолегирования исходного матричного алюминиевого сплава АД0 и чешуйчатого графита. Для получения порошковых смесей с малым содержанием графита, в качестве размольного агента применялась стеариновая кислота, применение которой позволило снизить средний размер кристаллитов на 15-20% и уменьшить размеры агрегатов на 20-30% по сравнению с образцами без размольного агента. Механолегированные порошковые смеси подвергали прямой горячей экструзии при температуре 280-300 °С, со степенью деформации 6,2. В результате исследований было установлено, что в процессе механолегирования графит измельчается до графеноподобных структур, состоящих из 5-12 графеновых слоев со средним размером менее 20 нм. Методами ПЭМ и СЭМ установлено, что в результате механолегирования и экструзии не происходит образование карбида алюминия  $Al_4C_3$ . Тем не менее, квантово-химическое моделирование системы алюминий-графен показало, что образование химической связи между графеном и алюминием возможно и энергетически выгодно. На основании проведенных расчетов было установлено, что значение сдвигового модуля для системы графен/ $Al(100)$  варьируется от 20 до 50 МПа (для конфигурации «кресло»  $AC$  и «зигзаг»  $ZZ$ , соответственно), а в случае графен/ $Al(111)$  от 20 до 70 МПа. Экспериментальные данные согласуются с результатами моделирования. В результате модифицирования алюминиевой матрицы графеноподобными частицами наблюдается повышение условного предела текучести до 525 МПа и твердости до 167 HV соответственно.*

**Ключевые слова:** алюминий, композит, наноструктура, графит, графен, углерод, прочность, DFT

**Для цитирования:**

Евдокимов И.А., Хайруллин Р.Р., Перфилов С.А., Поздняков А.А., Кульницкий Б.А., Сухоруков Д.В., Пахомов И.В., Ломакин Р.Л. Наноструктурный композиционный материал, модифицированный графеноподобными частицами. *Изв. вузов. Химия и хим. технология.* 2020. Т. 63. Вып. 12. С. 37–43

**For citation:**

Evdokimov I.A., Khairullin R.R., Perfilov S.A., Pozdnyakov A.A., Kulnitskiy B.A., Sukhorukov D.V., Pakhomov I.V., Lomakin R.L. Nanostructural composite material modified with graphene-like particles. *Izv. Vyssh. Uchebn. Zaved. Khim. Khim. Tekhnol.* [Russ. J. Chem. & Chem. Tech.]. 2020. V. 63. N 12. P. 37–43

## NANOSTRUCTURAL COMPOSITE MATERIAL MODIFIED WITH GRAPHENE-LIKE PARTICLES

I.A. Evdokimov, R.R. Khairullin, S.A. Perfilov, A.A. Pozdnyakov,  
B.A. Kulnitskiy, D.V. Sukhorukov, I.V. Pakhomov, R.L. Lomakin

Ivan A. Evdokimov \*, Rinat R. Khairullin, Sergey A. Perfilov, Andrey A. Pozdnyakov, Roman L. Lomakin,  
Ilya V. Pakhomov, Boris A. Kulnitskiy

Technological Institute for Superhard and Novel Carbon Materials, Tsentralnaya st., 7A, Troitsk, Moscow,  
108840, Russia

E-mail: ivan\_911@mail.ru\*

Denis V. Sukhorukov

Vladimir State University named after A.G. and N.G. Stoletovs, Gorky st., 87, Vladimir, 600000, Russia

E-mail: info@inlittech.ru

*In the framework of this research, comprehensive studies of nanostructured composite materials modified by graphene-like structures formed under conditions of joint mechanoalloying of the initial matrix aluminum alloy AD0 and flaky graphite have been carried out. To obtain powder mixtures with a low content of graphite, stearic acid was used as a milling agent, the use of which made it possible to reduce the average crystallite size by 15-20% and reduce the size of aggregates by 20-30% compared to the samples without a milling agent. Mechanically alloyed powder mixtures were sintered by the method of direct hot extrusion at a temperature of 280-300 °C, with a strain rate of 6.2. It was found that in the process of mechanical alloying, graphite degrades to graphene-like structures, consisting of 5-12 graphene layers with an average size of less than 20 nm. It was established by TEM and SEM that during mechanical alloying and extrusion, the formation of aluminum carbide  $Al_4C_3$  does not occur. Nevertheless, quantum-chemical modeling of the aluminum-graphene system showed that the formation of a chemical bond between graphene and aluminum is possible and energetically favorable. Based on the calculations performed, it was found that the value of the shear modulus for the graphene / Al (100) system varies from 20 to 50 MPa (for the armchair configuration AC and zigzag ZZ, respectively), and in the case of graphene / Al (111) from 20 to 70 MPa. The experimental data are consistent with the simulation results. As a result of the modification of the aluminum matrix with graphene-like particles, an increase in the conventional yield stress and hardness up to 525 MPa and hardness up to 167 HV, respectively, is observed.*

**Key words:** aluminum, composite, nanostructure, graphite, graphene, carbon, strength, DFT

### ВВЕДЕНИЕ

Одним из перспективных путей повышения физико-механических свойств материалов конструкционного и функционального назначения является создание наноструктурных композиционных материалов (НКМ), модифицированных высокомодульными наноразмерными частицами [1-6]. Результаты таких работ свидетельствуют о том, что модифицирование матричного материала УНС позволяет значительно повысить ряд физико-механических свойств НКМ. Стоит отметить, что, несмотря на выдающиеся результаты, широкого применения таких НКМ в современной науке и технике на сегодняшний день не происходит. В основном это связано со сложностью получения объемных образцов НКМ, не достаточно изученными технологическими и эксплуатационными

свойствами и экономическими особенностями, связанными с дороговизной УНС.

В рамках настоящей работы изучены НКМ, модифицированные графеноподобными структурами, образующимися в условиях совместного механолегирования исходного матричного алюминиевого сплава АД0 и чешуйчатого графита.

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для получения НКМ, модифицированных графеноподобными структурами, применялись методы порошковой металлургии, адаптированные для работы с ультрадисперсными материалами. В частности, для предотвращения окисления и протекания других нежелательных реакций, все манипуляции с исходными материалами и полученными порошками НКМ проводились в заполненном аргоном перчаточном боксе

MBraunUnilab, контролирующем чистоту атмосферы по кислороду и парам воды не хуже 0,1 ppm.

В качестве матричного материала применялся алюминий марок АД0 (ГОСТ 4784–97). В качестве прекурсора графеноподобных структур в состав НКМ вводили 1-7 вес. % чешуйчатого графита (99,99 SigmaAldrich). ПЭМ изображения исходного графита представлены на рис. 1.

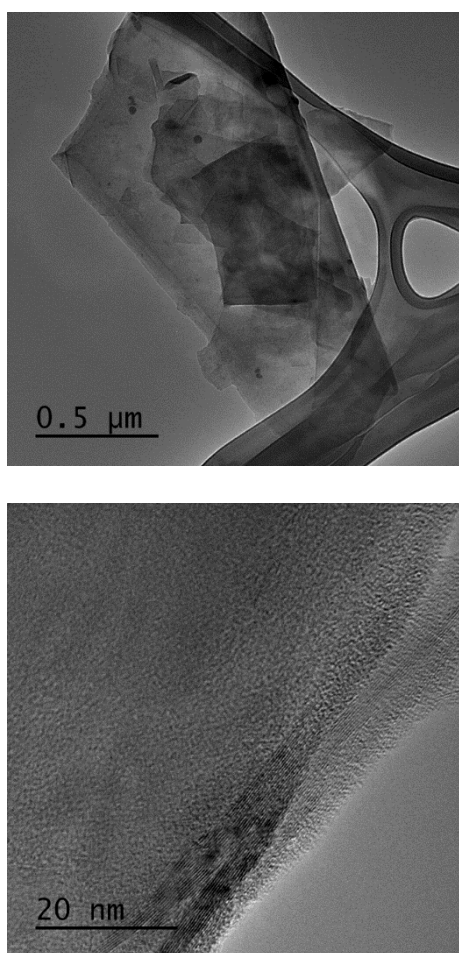


Рис. 1. ПЭМ изображение, исходного чешуйчатого графита  
Fig. 1. TEM image of the initial flakey graphite

Механолегирование (МЛ) исходных материалов осуществляли в планетарной шаровой мельнице АГО-2У при соотношении массы мельющих тел к массе загружаемых компонентов 20:1, времени обработки до 40 мин при частоте вращения центрального вала 1800 об/мин. Для предотвращения агломерирования в процессе МЛ порошков НКМ с малым содержанием графита в состав дополнительно вводили размольный агент – 1 вес. % стеариновой кислоты ( $C_{17}H_{35}COOH$ ).

Механолегируемые порошковые смеси предварительно компактировали в брикеты, а за-

тем подвергали прямой горячей экструзии при температуре 280-300 °С со степенью деформации 6,2. Давление истечения материала из фильеры составляло 0,7-1,1 ГПа. Экструдированные образцы механически обрабатывали для дальнейших исследований.

Плотность компактных образцов определяли методом гидростатического взвешивания, микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76. Исследование прочности образцов проводили на универсальной испытательной машине Instron 5982.

Структуру полученных образцов исследовали методами просвечивающей (JEM-2010) и сканирующей (JSM-7600F) электронной микроскопии.

Для проведения теоретических расчетов использовался лицензионный программный пакет VASP. В качестве базиса был выбран метод присоединенных плоских волн, а для учета обменно-корреляционных взаимодействий применялись методы обобщенного градиентного приближения (GGA). Величина энергии обрезания плоских волн была выбрана равной 400 эВ, что обеспечивало сходимость полной энергии в пределах 0,1 эВ. Для обеспечения достаточной точности при расчетах сверхячейки был выбран набор k-точек  $2 \times 2 \times 1$  в двумерной зоне Бриллюэна.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Как известно, графен обладает рядом привлекательных физико-механических свойств, в частности, модуль Юнга составляет около 1 ТПа, коэффициент теплопроводности приблизительно равен 5000 Вт/м·К, [7-9]. Столь высокие свойства позволяют предполагать, что графен или графеноподобные структуры могут быть весьма перспективны в качестве модифицирующей фазы различных композиционных материалов. Особенно интересными представляются физико-механические и транспортные свойства наноструктурных композиционных материалов с металлической матрицей. К сожалению, получение графена процесс сложный, дорогостоящий и малопроизводительный. В то же время получение графеноподобных структур – частиц графита с малым количеством слоев значительно проще и эффективнее. Безусловно свойства таких частиц будут отличаться от графена, однако вопрос эффективности их применения в качестве упрочняющей или модифицирующей фазы является открытым.

Для получения графеноподобных структур, распределенных в материале матрицы, хоро-

шо подходит метод получения из прекурсора, в данном случае чешуйчатого графита. Относительно слабая связь между графеновыми слоями в графите позволяет при определенных условиях разделять их на более мелкие фрагменты.

Одним из наиболее часто применяемых методов получения наноструктурных металломатричных КМ является метод механолегирования (МЛ), в процессе которого создаются условия для наноструктурирования компонентов системы и их эффективного смешивания.

Согласно [10-12], МЛ при получении НКМ, модифицированных графеноподобными структурами, можно использовать как для наноструктурирования матрицы, так и для фрагментации чешуйчатого графита до графеноподобных структур, состоящих из 3-10 графеновых слоев, а также для их равномерного распределения по объему матрицы.

Высокая степень агрегирования металлических порошков является одной из особенностей метода МЛ [13], что в совокупности с высокой пластичностью алюминиевых сплавов не позволяет получить однородные порошковые смеси с малым (до 3 вес. %) содержанием углеродного материала. Для предотвращения агрегирования в качестве размольного агента применяли стеариновую кислоту.

Предположительно, в процессе МЛ размольный агент покрывает тонким слоем частицы алюминия, препятствуя их рекристаллизации и свариванию. Кроме этого, благодаря своим физико-химическим свойствам, стеариновая кислота, расплавляясь в зоне контакта мелящихся тел, смачивает графит и материал матрицы, тем самым обеспечивая более равномерное и быстрое распределение графита по объему материала [10-13].

Режимы МЛ (частота вращения валика и время) подбирались экспериментальным путем для обеспечения размера кристаллитов менее 70 нм и необходимой степени деструкции графита (рис. 2).

Превращение графита в процессе МЛ было проведено с помощью ПЭМ. В результате было установлено, что в процессе обработки чешуйчатый графит превращается в графеноподобные структуры, представляющие собой кластеры, состоящие из 5-12 графеновых слоев (рис. 3).

Такие графеноподобные структуры располагаются по границам агрегатов, агломератов и кристаллитов. На рис. 3б видно, что между двумя кристаллитами алюминия располагается слой, состоящий из 5 графеновых листов. Образования карбида алюминия  $Al_4C_3$  на границах кристаллит-графен не наблюдалось.

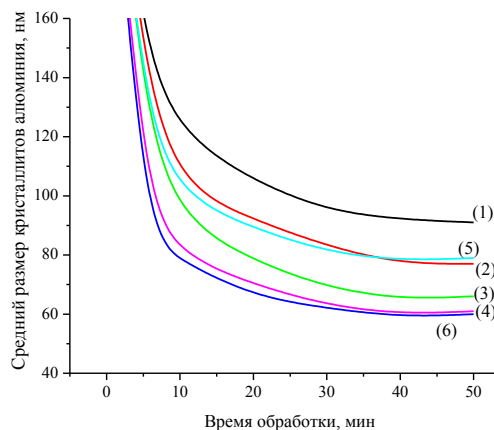
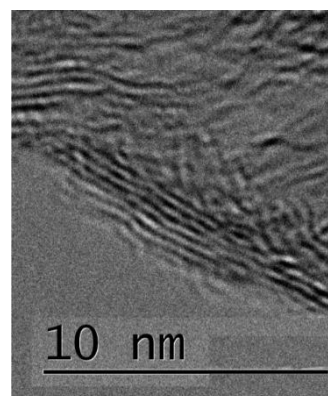
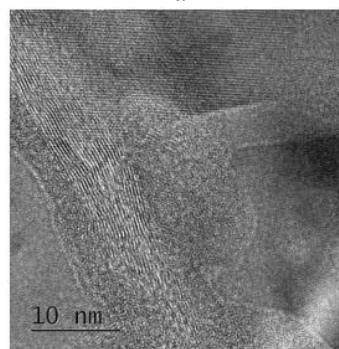


Рис. 2. Динамика изменения среднего размера кристаллитов алюминия в НКМ системы алюминий-графит: 1 – АД0 + 0 % графита + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; 2 – АД0 + 1 % графита + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; 3 – АД0 + 3 % графита + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; 4 – АД0 + 5 % графита + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; 5 – АД0 + 5 % графита; 6 – АД0 + 7 % графита

Fig. 2. Dynamics of the average aluminum crystallite size changes in the NCM aluminum-graphite system: 1 - AD0 + 0% Graphite + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; 2 - AD0 + 1% Graphite + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; 3 - AD0 + 3% Graphite + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; 4 - AD0 + 5% Graphite + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; 5 - AD0 + 5% Graphite; 6 - AD0 + 7% Graphite



а



б

Рис. 3. Графеноподобные структуры, образующиеся при МЛ: а) - фрагмент графена на поверхности кристаллита алюминия; б) - графен между кристаллитами внутри агрегата  
Fig. 3. Graphene-like structures formed during MA: а) - a fragment of graphene on the surface of an aluminum crystallite; б) - graphene between crystallites inside the aggregate

Применение стеариновой кислоты в качестве размольного агента позволило снизить средний размер кристаллитов на 15-20% (рис. 2) и уменьшить размеры агрегатов на 20-30% (рис. 4а) по сравнению с образцами без размольного агента (рис. 4б). Это подтверждается как данными рентгеноструктурного анализа, так и СЭМ (рис. 4). Более глубокое исследование структуры агрегатов (рис. 4в, 4г) показало, что кроме размерного фактора какие-либо другие видимые различия между образцами, содержащими размольный агент и без него, отсутствуют.

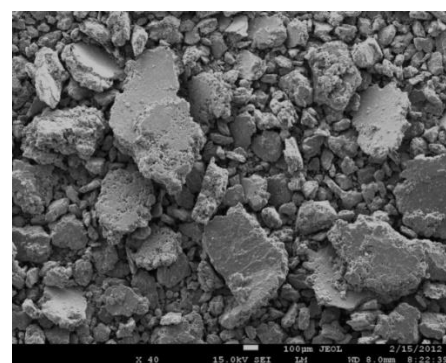
Как известно, одной из основных проблем при использовании УНС в качестве упрочняющей фазы алюминия, является образование карбида алюминия  $Al_4C_3$ , который может значительно снизить эксплуатационные свойства конечного композита. Так как часть графита претерпевает деstrukцию в результате МЛ, то образовавшийся в результате этого аморфный углерод и графеноподобные образования повышают вероятность образования карбида. Ранее в работе [14-17] с помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии была определена точка начала протекания данной реакции. Точка начала активации химических процессов в НКМ, модифицированных УНС, лежит в интервале температур 270-310 °С.

Для исследования особенностей взаимодействия образующихся в процессе МЛ графеноподобных структур с материалом матрицы было проведено моделирование в рамках теории функционала электронной плотности (DFT). В результате моделирования были проведены оценки прочности связи алюминий-графен и значений сдвигового напряжения  $\tau_c$ .

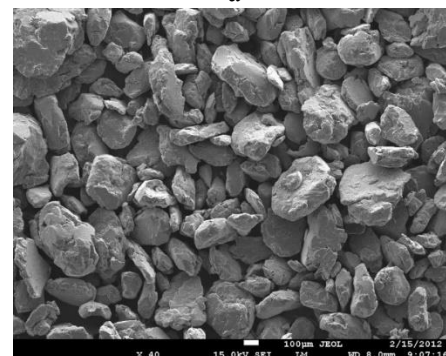
В общем случае энергия связывания графена с алюминиевой подложкой была рассчитана согласно следующей формуле:

$$E_b^{tot} = E[Al + C] - (E[Al] + E[C]),$$

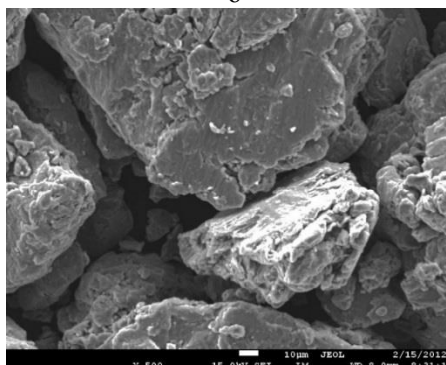
где  $E[Al+C]$ ,  $E[Al]$  и  $E[C]$  – это полные энергии композита алюминий/графен, изолированной поверхности алюминия и изолированного монослоя графена, соответственно. Полученные значения составили 4 мэВ/Å<sup>2</sup> и 18 мэВ/Å<sup>2</sup> для случая связывания графена с поверхностью алюминия (100) и (111), соответственно.



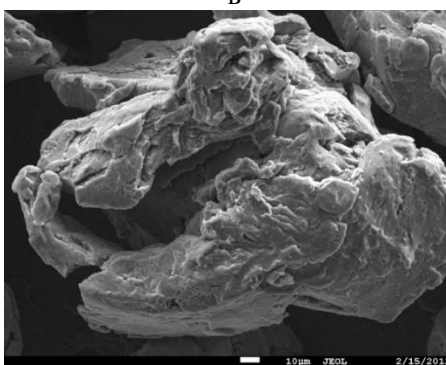
а



б



в



г

Рис. 4. Структура и размер агрегатов НКМ системы алюминий-графит: а – АД0 + 5% графит + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; б – АД0 + 5% графит; в – АД0 + 5% графит + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; г – АД0 + 5% графит

Fig. 4. The structure and size of the aggregates in the NCM aluminum-graphite system: а – AD0 + 5% graphite + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; б – AD0 + 5% graphite; в – AD0 + 5% graphite + 1%  $C_{17}H_{35}COOH$ ; г – AD0 + 5% graphite

Численная оценка критических значений сдвигового напряжения  $\tau_c$  была получена как отношение максимальной силы (производная энергии по смещению  $dE/dx$ ), возникающей при сдвиге, к площади контакта,  $S$ , сверхячеек графена и алюминия:

$$\tau_c = \max\left(\frac{1}{S} \frac{dE}{dx}\right)$$

Так, было получено, что значение сдвигового модуля для системы графен/Al(100) варьируется от 20 до 50 МПа (для конфигурации «кресло» AC и «зигзаг» ZZ, соответственно), а в случае графен/Al(111) от 20 до 70 МПа. Стоит отметить, что представленные выше результаты относятся к идеальным структурам с единичным дефектом, участвующим в создании связи графен-алюминий. Реальные экспериментальные образцы УНС как правило содержат большое количество точечных дефектов, сформировавшихся в процессе размола, способных в дальнейшем создавать дополнительные центры формирования связей [18-21], тем самым упрочняя композиты на их основе.

Для оценки влияния дефектов графена на величину сдвигового модуля были проведены дополнительные расчеты системы, где концентрация

дефектов для обоих случаев поверхностей (111) и (100) составляла 2%. Типичные значения  $\tau_c$  для энергетически выгодных конфигураций составили порядка 1500-2000 МПа, в зависимости от местоположения дефекта, типа поверхности и направления сдвига.

Таким образом, проведенные расчеты показали, что взаимодействие поверхности графена с алюминиевой матрицей возможно и энергетически выгодно, при этом величина этого взаимодействия напрямую зависит от характера и количества дефектов как самого графена, так и алюминиевой подложки. В структуре многослойных УНС всегда присутствуют связи между слоями, которые обеспечивают перенос нагрузки на внутренние слои. На границе раздела графен/алюминий присутствуют более активные по сравнению с рассчитанными высокоиндексные грани алюминия, что приводит к более сильному взаимодействию его с графеном и последующему росту критического значения сдвигового напряжения.

В таблице приведены значения плотности, условного предела текучести, удельной прочности и твердости НКМ.

Таблица

**Физико-механические свойства НКМ, модифицированных графеноподобными структурами**  
**Table. Physical and mechanical properties of NCM modified by graphene-like structures**

Наноструктурный композиционный материал	Плотность НКМ $\gamma$ , г/см <sup>3</sup>	Условный предел текучести вдоль оси экструзии $\sigma_b$ , МПа	Удельная прочность $\sigma_b/\gamma$ , км	Твердость, НВ
АД0 + 0% графит + 1% C <sub>17</sub> H <sub>35</sub> COOH	2,611	215	8,2	100
АД0 + 1% графит + 1% C <sub>17</sub> H <sub>35</sub> COOH	2,640	250	9,5	114
АД0 + 3% графит + 1% C <sub>17</sub> H <sub>35</sub> COOH	2,603	400	15,4	129
АД0 + 5% графит + 1% C <sub>17</sub> H <sub>35</sub> COOH	2,611	525	20,1	167
АД0 + 5% графит	2,662	365	13,7	156
АД0 + 7% графит	2,662	430	16,2	167

Сравнение значений условного предела текучести, удельной прочности и твердости показывает, что образцы, содержащие размольный агент, обладают более высокими значениями физико-механических свойств, что объясняется разницей размера кристаллитов и более равномерным распределением УНС по объему материала.

#### ВЫВОДЫ

Показано, что в процессе механолегирования графит измельчается до графеноподобных структур, состоящих из 5-12 графеновых слоев.

Установлено, что использование графита при получении наноструктурных композиционных материалов системы алюминий-нанокристалл

позволяет повысить условный предел текучести и твердость 215 МПа и 100 НВ до 525 МПа и 167 НВ соответственно.

На основании теоретического моделирования установлено, что образование химической связи между графеном и алюминием возможно и энергетически выгодно.

Показано, что применение размольного агента позволяет получить НКМ с малым содержанием углеродных наноструктур, уменьшить размер кристаллитов на 15-20% а размер агрегатов на 20-30%, что приводит к увеличению значения условного предела текучести и твердости в среднем на 30%.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образо-*

вания Российской Федерации, в рамках соглашения о предоставлении субсидии от 14.06.2019 г. № 075-15-2019-1307 (№14.574.21.0162). Идентификатор соглашения: RFMEFI57417X0162.

This work was carried out with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, within the framework of the subsidy agreement dated June 14, 2019 No. 075-15-2019-1307 (No. 14.574.21.0162). Agreement ID: RFMEFI57417X0162.

#### ЛИТЕРАТУРА REFERENCES

1. **Markushev M.V., Bampton C.C., Murashkin M.Yu., Hardwick D.A.** Structure and properties of ultra-fine grained aluminium alloys produced by severe plastic deformation. *Mater. Sci. Eng.* 1997. V. A234/236. P. 927–931. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00333-X.
2. **Murashkin M.Yu., Kil'mametov A.R., Valiev R.Z.** Structure and mechanical properties of an aluminum alloy 1570 subjected to severe plastic deformation by high-pressure torsion. *Phys. Metals. Metall.* 2008. V. 106(1). P. 90–96. DOI: 10.1134/S0031918X08070120.
3. **Popov M., Medvedev V., Blank V., Denisov V., Kirichenko A., Tat'yanin E., Zaitsev V.** Fulleride of aluminum nanoclusters. *J. Appl. Phys.* 2010. V. 108(9). P. 094317. DOI:10.1063/1.3505757.
4. **Hua H., Onyebuekea L., Abatanb A.** Characterizing and modeling mechanical properties of nanocomposites. Review and evaluation. *J. Min. Mater. Charact. Eng.* 2010. V. 9. N 4. P. 275-319. DOI: 10.4236/jmmce.2010.94022.
5. **Ibrahim I.A., Mohamed F.A., Lavernia E.J.** Particulate reinforced metal matrix composites – a review. *J. Mater. Sci.* 1991. V. 26. P. 1137-1156. DOI: 10.1007/BF00544448.
6. **Estrin Y., Hirsch J., Skrotzki B., Gottstein G.** Ultrafine grained Al alloys by severe plastic deformation: processes and properties. *Aluminium Alloys*. 2008. V. 1. P. 71–82.
7. **Lee C., Wei X., Kysar J.W., Hone J.** Measurement of the Elastic Properties and Intrinsic Strength of Monolayer Graphene. *Science*. 2008. V. 321. P. 385–388. DOI: 10.1126/science.1157996.
8. **Papageorgiou D.G., Kinloch I.A., Young R.J.** Mechanical properties of graphene and graphene-based nanocomposites. *Progr. Mater. Sci.* 2017. V. 90. P. 75-127. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.07.004.
9. **Shahil K.M.F., Balandin A.A.** Thermal properties of graphene and multilayer graphene: Applications in thermal interface materials. *Solid State Commun.* 2012. V. 152. N 15. P. 1331-1340. DOI: 10.1016/j.ssc.2012.04.034.
10. **Weifeng Z., Fang M.F., Wu F., Wu H., Wang L., Chen G.** Preparation of graphene by exfoliation of graphite using wet ball milling. *J. Mater. Chem.* 2010. V. 20. P. 5817-5819. DOI: 10.1039/C0JM01354D.
11. **Alinejad B., Mahmoodi K.** Synthesis of graphene nanoflakes by grinding natural graphite together with NaCl in a planetary ball mill. *Func. Mater. Lett.* 2017. V. 10. P. 1750047. DOI: 10.1142/S1793604717500473.
12. **Tran V., Doan H., Nhiem N., Do C.** Preparation of Graphene Nanoplatelets by Thermal Shock Combined with Ball Milling Methods for Fabricating Flame-Retardant Polymers. *J. Chem.* 2019. V. 2019. P. 1-6. DOI: 10.1155/2019/5284160.
13. **Аввакумов Е.Г.** Механические методы активации химических процессов. Новосибирск: Наука. 1986. 305 с.
14. **Avvakumov E.G.** Mechanical methods of chemical processes activation. Novosibirsk: Nauka. 1986. 305 p.
15. **Popov M., Medvedev V., Blank V., Denisov V., Kirichenko A., Tat'yanin E., Aksenkov V., Perfilov S., Lomakin R., D'yakov E., Zaitsev V.** Fulleride of aluminum nanoclusters. *J. Appl. Phys.* 2010. V. 108. N 9. P. 094317-094317-6. DOI: 10.1063/1.3505757.
16. **Evdokimov I.A., Pivovarov G.I., Blank V.D., Aksenkov V.V., Kirichenko A.N., Vaganov V.E.** Metal-carbon composite material based on aluminum. *Chem. Chem. Technol.* 2011. V. 7. P. 58-62.
17. **Evdokimov I.A., Perfilov S.A., Pozdnyakov A.A., Blank V.D., Bagramov R.Kh., Perezhogin, I.A., Kulnitsky B.A., Kirichenko A.N., Aksenkov V.V.** Nanostructured Composite Materials Based on Al–Mg Alloy Modified with Fullerene C60. *Inorg. Mater.: Appl. Res.* 2018. V. 9(3). P. 472-477. DOI: 10.1134/S2075113318030139.
18. **Murashkin M.Yu., Kil'mametov A.R., Valiev R.Z.** Structure and mechanical properties of an aluminum alloy 1570 subjected to severe plastic deformation by high-pressure torsion. *Phys. Metals. Metall.* 2008. V. 106(1). P. 90–96.6. DOI: 10.1134/S0031918X08070120.
19. **Vanin M., Mortensen J.J., Kelkkanen A.K., Garcia-Lastra J.M., Thygesen K.S., Jacobsen K.W.** Graphene on metals: A van der Waals density functional study. *Phys. Rev. B.* 2010. V. 81. P. 081408. DOI: 10.1103/PhysRevB.81.081408.
20. **McCarthy B.** A Microscopic and Spectroscopic Study of Interactions between Carbon Nanotubes and a Conjugated Polymer. *J. Phys. Chem. B.* 2002. V. 106. N 9. P. 2210–2216. DOI: 10.1021/jp013745f.
21. **Barbary El., Telling A., Ewels R. Heggie C., Briddon M.** Structure and energetics of the vacancy in graphite. *Phys. Rev. B.* 2003. V. 68. N 14. P. 144107/1-144107/7. DOI: 10.1103/PhysRevB.68.144107.
22. **Gillan M.J.** Calculation of the vacancy formation energy in aluminium. *J. Phys. Condens. Matter.* 1989. V. 1. N 4. P. 689.

Поступила в редакцию 07.10.2020  
Принята к опубликованию 03.11.2020

Received 07.10.2020  
Accepted 03.11.2020