

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 539.422.5:539.375.6

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ИЗНАШИВАНИЯ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С АРМИРУЮЩИМИ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ПЛАСТИНАМИ ГРАФИТА

© 2019 г. М. А. Х. Эль Меньяви^а, *, Е. Геуфель^б

^аОтделение прикладного материаловедения, Инженерный факультет, Загазигский университет, Загазиг, Египет

^бОтделение проектно-конструкторских и опытно-производственных разработок,
Инженерный факультет, Загазигский университет, Загазиг, Египет

*e-mail: Maelmenyawy@eng.zu.edu.eg

Поступила в редакцию 19.01.2017 г.

После доработки 30.01.2018 г.

Композиты с алюминиевой матрицей, армированной 1–5 вес. % наноразмерного пластинчатого графита, были получены методами холодного прессования с последующим горячим экструдированием. Испытания на износостойкость проводились в разных условиях, а именно, при величине нормальной нагрузки 10, 20, 30, 40 и 50 Н, а также, при скорости возвратно-поступательного скольжения индентора по поверхности образца 0,2, 0,4 и 0,8 м/с. Было изучено, как влияет наноразмерный графит на структурные характеристики и механические свойства исследуемых композитов. Структура алюминиевой матрицы, а также дисперсность и пространственное распределение наноразмерного пластинчатого графита (НПГ) были изучены методами растровой электронной микроскопии. Полученные результаты показали, что включения НПГ были распределены однородно в алюминиевой матрице. Объемная доля НПГ включений существенным образом влияет на механические свойства композитов. Наибольшей твердостью обладал композит с 2,0 вес. % НПГ. Экспериментальные результаты показали, что при всех использованных нагрузках износостойкость композитов была выше в сравнении со случаем монолитной, неармированной алюминиевой матрицы.

Ключевые слова: нанопластинчатый графит, износ, холодное прессование, горячая экструзия, поверхности излома, микротвердость

DOI: 10.1134/S0015323018080016

1. ВВЕДЕНИЕ

С самого начала, мотивом изучения композитов с алюминиевой матрицей послужил чисто прагматический интерес к оптимизации прочностных характеристик алюминия. Алюминий может быть упрочнен введением в него дисперсных твердых частиц, таких как включения на основе карбидов, оксидов или графита [1, 2]. Процесс получения композита состоит в смешении упрочняющих частиц с металлическим порошком, заканчивающийся их компактированием и спеканием. Даже несмотря на то, что графит, как правило, выступает в качестве прекрасного лубриканта в условиях трения, глубоких исследований диспергизации графита в алюминии до сих пор не проводилось. Углеродные нанопластины, по всей вероятности, представляют собой своего рода средство наноразмерного армирования с малым удельным весом и внушительным коэффициентом формы (отношением длины объекта к его толщине), а также выделяющиеся своими замечательными механическими, электрическими и термическими свойствами [3]. Реакции на межфазной границе между наноразмерным пластинчатым графитом (НПГ) и ме-

таллической матрицей не исключают серьезного ухудшения свойств композита. Поэтому так важна и оптимизация технологии его изготовления. Графен, представляющий собой одноатомный (с точки зрения кристаллической решетки) двумерный (2D) слой углерода, возник в поле зрения прикладной материаловедческой науки как удивительный материал с многочисленными уникальными физическими, химическими и механическими свойствами [4, 5]. Графен по определению является слоистым графитом одноатомной толщины. В общем случае, пластины графена могут быть получены тремя способами: 1 – микромеханическим расщеплением, который обеспечивает получение пластинчатого графена в крайне ограниченных количествах; 2 – эпитаксиальным выращиванием графеновых пленок и 3 – химической обработкой, включающей этапы окисления, отслоения и восстановления графита. Со структурной точки зрения, графит это трехмерное (3D) образование из одноатомных (графеновых) слоев углерода. Графит, полученный как синтетическим путем, так и из естественных природных источников, не является дорогостоящим материалом. Графит может

быть подвергнут интеркаливанию (принудительному расслоению) с помощью подходящих атомов или молекул, известных под наименованием интеркалирующего агента, которые проникают между углеродными слоями графита. Получающийся в результате такого процесса материал, известный под названием интеркалированное соединение графита (ИСГ), представляет собой композицию химически связанных, чередующихся слоев углерода и интеркалата. Число углеродных слоев между каждой парой слоев интеркалата получило наименование “стейджа” (*англ.* the stage) [6]. Быстрый нагрев интеркалированных соединений графита до достаточно высоких температур приводит к их расслаиванию с откалыванием в результате резкого увеличения их размера в направлении, перпендикулярном углеродным слоям. Это приводит к возникновению графита вермикулярной морфологии (с червеобразной формой частиц), о котором также говорят как о терморасширенном графите [7]. Вместе с этим он отличается низкой плотностью. Отколы от интеркалированных соединений графита помещают в спирт и подвергают дроблению ультразвуком. Это предпоследняя стадия производства порошкового графита. Так как размер порошинок металла значительно больше, чем в случае порошка нанопластинчатого графита, достижение однородного пространственного распределения включений НПП в матрице композита — довольно непростая задача. Для ее решения Noguchi с соавторами [8] в конкретном случае композитов на основе алюминия с армирующими наноразмерными трубками углерода (НТУ) предложил метод наноструктурного диспергирования, заключающийся во введении в алюминиевую матрицу эластомера. Cha с соавторами [9] для создания НТУ—Cu-композитов предложил применять метод смешивания на молекулярном уровне, предполагающий использование соли, содержащей ионы меди. Затем, Hu с соавторами [10] продемонстрировал эффективность использования химической восстановительной реакции в случае НТУ—Ag-композитов, входящих в класс материалов, армированных нано частицами. Вместе с тем бытует убежденность, что в подходящих условиях синтеза НПП—Al-композитов оптимальное диспергирование НППа в алюминиевой матрице вполне достижимо, причем не только с сохранением морфологии НПП, но и с улучшением свойств алюминиевой матрицы. В этой работе НПП был приготовлен в лабораторных условиях из природного графита. Для создания НПП—Al-наноструктурного композита была использована новая методика, предполагавшая холодное прессование с последующим горячим экструдированием. Итак, в данной статье представлены результаты исследования микроструктуры и аттестации механических характеристик НПП—Al-композитов.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

2.1. Приготовление диспергированного нанопластинчатого графита

Графит, использованный для приготовления терморасширенного графита, являлся природным чешуйчатым графитом со средним размером составляющих 500 мкм. Приготовление терморасширенного графита осуществлялось в соответствии с рекомендациями, изложенными в литературе [6, 11]. Смесь концентрированных серной и азотной кислот в объемном соотношении 4 : 1 использовалась в качестве раствора, с которым чешуйчатый графит смешивался при комнатной температуре. Получившаяся реакционная смесь непрерывно перемешивалась в течение 16 ч. Природный графит, прошедший обработку в кислотной среде, затем был промыт в воде до полной нейтрализации действия кислот, и просушен при 100°C с целью удаления каких бы то ни было остатков влаги. Просушенные частицы порошкового графита прошли термообработку при 1050°C в течение 15 с для получения частиц терморасширенного графита. Последний был погружен в 70%-ный раствор этанола, который заполнял ванну для ультразвукового воздействия. После 8 ч ультразвуковой диспергизации полученный в результате порошок был отфильтрован и просушен. Произведенный в итоге диспергированный нанопластинчатый графит был использован в качестве материала исследования и дальнейшего использования.

2.2. Получение НПП—Al-композитов

Алюминиевый порошок производства Британской алюминиевой порошковой компании (Aluminum Powder Company, Anglesey, UK), чистоты 99.4%, дисперсности 150 мкм, был использован в качестве основы для матрицы. В его химический состав помимо алюминия входило 0.2% Si, 0.15% Fe, 0.1% Cu, 0.1% Mg и 0.05% Mn. К этому алюминиевому порошку добавляли до 5 вес. % порошка НПП с целью получить в итоге смеси с 1, 2, 3, 4 и 5 (вес.) %-ного НПП. Исходный порошок НПП подвергали дополнительной промывке в 68 (вес.) %-ной азотной кислоте в течение 10 ч при температуре 120°C, и затем неоднократной промывке в дистиллированной воде до полного удаления остатков кислотной среды; наконец, порошок был добавлен к диметилформамиду (ДМФ), чтобы сохранить однородное распределение НПП в объеме алюминиевой матрицы. После этого, алюминиевый порошок был всыпан в НПП—ДМФ раствор, и полученная смесь прошла 30-мин принудительное перемешивание. Окончательно, порошковая смесь была просушена при 120°C, с последующим компактированием холодным прессованием при 400 МПа в течение 30 мин. После холодного прессования заготовки композита подвергались экструдированию при 500°C с коэффициентом экструзии 16 : 1, и были получены образцы в форме стержней диаметром 10 мм.

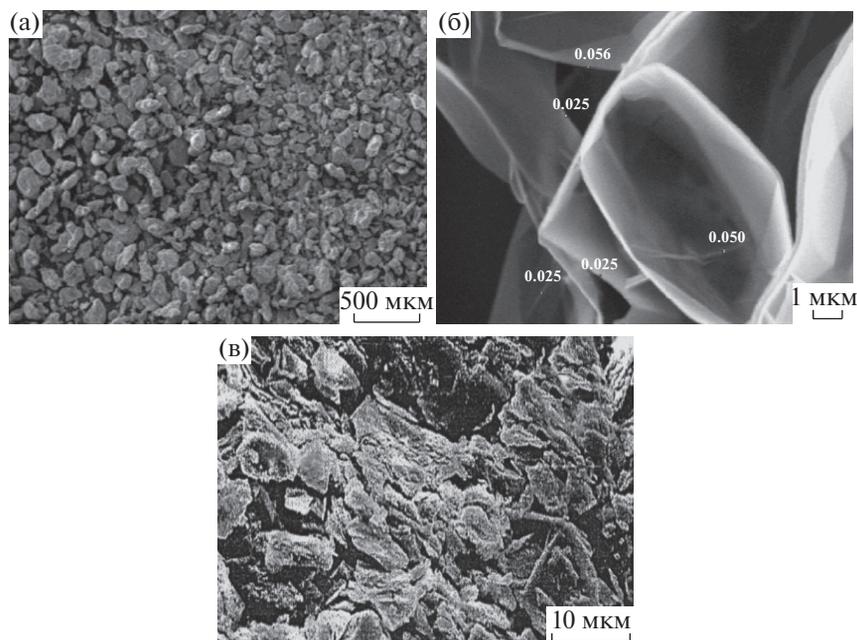


Рис. 1. РЭМ-микрофотографии частиц (а) порошка чистого алюминия в состоянии поставки и (б, в) частиц НПП порошка (б) до ультразвуковой диспергизации и (в) после нее.

Для сравнения с композитом материал алюминиевой матрицы прошел аналогичную обработку.

2.3. Характеристики НПП–Al-композитов

Образцы для исследований были механически вырезаны из средней части заготовок итогового материала. Относительная плотность композита определялась как отношение измеренной плотности к ее теоретическому значению, умноженное на 100. Плотность композита была измерена с помощью метода Архимеда, использующего погружение в воду. Измерение микротвердости осуществляли по методу Виккерса при нагрузке 50 г, действующей в течение 12 с. Для определения механических свойств композитов с разным содержанием НПП проводились испытания на растяжение со скоростью линейного перемещения захватов 0.5 мм/мин в соответствии с рекомендациями, предписанными ASTM стандартом (E8, 2006). В каждом случае итоговые результаты являлись усреднением данным механических испытаний пяти образцов. Для изучения поверхностей излома разрывных образцов привлекали сканирующую электронную микроскопию (РЭМ), что также позволило оценить характер распределения включений НПП в алюминиевой матрице и качество сопряжения между ними и Al-матрицей.

2.4. Методика проведения испытаний на износостойкость

Испытания на абразивный износ проводили по схеме “пальца” (образца) – диск в условиях сухого трения скольжения. Для испытаний были

использованы образцы цилиндрической формы, диаметром 6 и длиной 20 мм. Скорость скольжения была 1.0 м/сек. Величины прикладываемой нормальной нагрузки составляли 10, 20, 30, 40 и 50 Н. Продолжительность указанного скольжения во всех случаях была одной и той же – 20 мин. Скорость износа образца композита в каждом случае определялась как результат деления разности веса образца (измеренного на аналитических коромысловых весах с точностью 0.0001 г) до и после эксперимента на суммарный путь скольжения. Абразивный диск тестируемой пары с внешним диаметром 180 мм и толщиной 10 мм был изготовлен из закаленной легированной стали с твердостью 60 HRC и шероховатостью поверхности (R_a) ~ 0.54 мкм. Нагружение образцов было таково, что расход массы абразивного диска можно было не учитывать. Контактные поверхности обеих составляющих трущейся пары промывали в ацетоне, чтобы гарантировать проведение эксперимента в нормальных условиях сухого скольжения. Испытание проводили при температуре окружающей среды, без использования какого-либо смазочного материала, облегчающего взаимное проскальзывания трущихся поверхностей. Поверхности износа образцов после испытаний были изучены методами РЭМ.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Аттестация НПП- и Al-порошков

На рис. 1а представлены частицы микронных размеров исходного алюминиевого порошка, послужившего основой матрицы. На рис. 1б и 1в по-

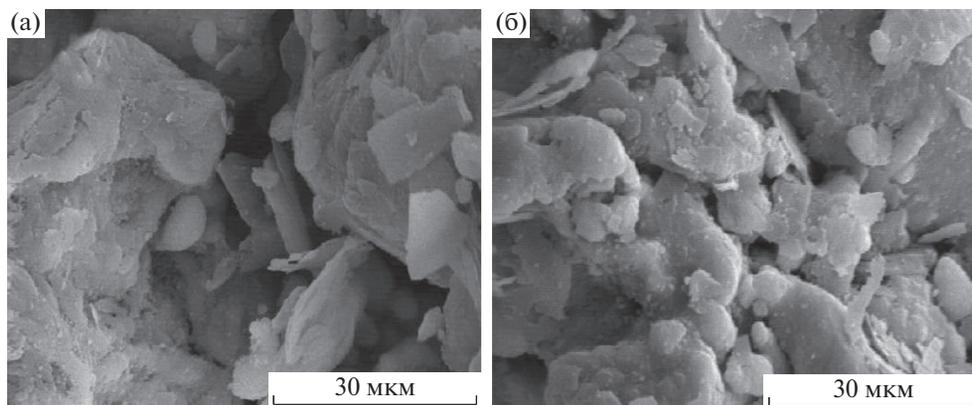


Рис. 2. РЭМ-изображения смеси порошков–компонентов при 2.0 вес. % – а и 4.0 вес. % НПП – б.

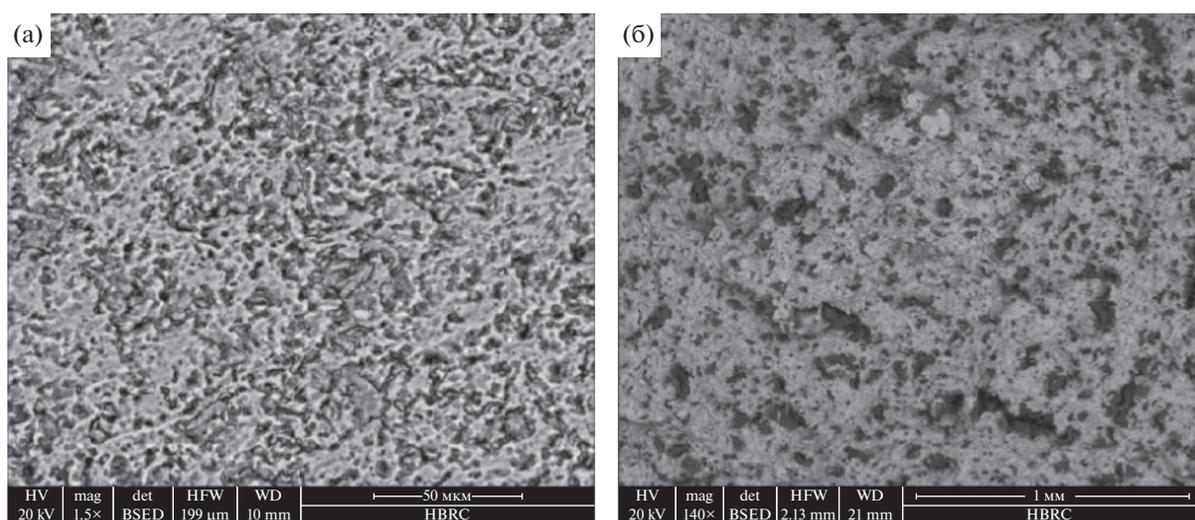


Рис. 3. РЭМ-изображения микроstructures композитов после экструзии: а – 2.0 вес. % и б – 4.0 вес. % НПП.

казаны частицы НПП до и после их ультразвуковой диспергизации соответственно. РЭМ-изображение графитовых пластинок, приготовленных методом ультразвукового воздействия продолжительностью 8 ч, явно свидетельствует в пользу того, что отслоенный графит полностью превратился в наноразмерные пластинки, линейного размера 5–20 мкм и толщиной 30–60 нм, получивших название графитовых нано пластин [6]. На рис. 2 представлены РЭМ-изображения гомогенно смешанных частиц порошков алюминия и нанопластинчатого графита. Следует отметить, что включения НПП распределены исключительно по поверхности частиц порошка алюминия при отсутствии какой-либо агломерации НПП в смеси указанных порошков.

3.2. Морфология НПП–Al композитов

На рис. 3а и 3б представлены РЭМ-микрофотографии структуры Al–2 вес. % НПП и Al–4 вес. %

НПП композитов после экструзии. Проведены РЭМ исследования поверхностей, нормаль к которым совпадала с направлением экструдирования. Было установлено, что количество графита в совместной смеси порошков никак не сказывалась на их дальнейшем компактировании. Оптимальным давлением для холодного компактирования смесей алюминиевого порошка с 0, 1, 2, 3 и 4 вес. % порошкового графита было 400 МПа, при котором измеренная пористость образцов колебалась в пределах от 3 до 9%. Темные области на РЭМ-изображениях микроstructures представляют собой поры или пустоты, которые остались после выкрашивания частиц НПП-порошка в процессе полировки шлифов. Можно видеть, что графитовые частицы были распределены равномерно в объеме матрицы, благодаря лучшему распределению НПП включений в растворе деметилформамида. На рис. 4 представлено изменение относительной плотности композитов после экструдирования как функция весового процента НПП. Более

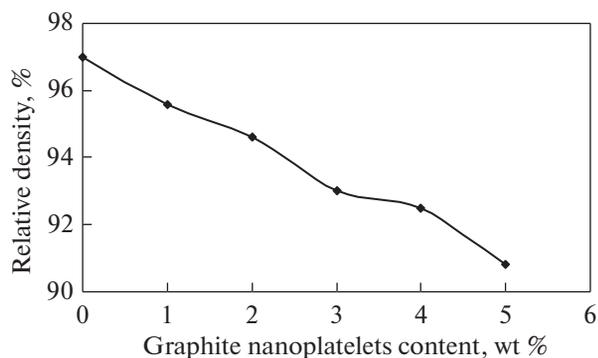


Рис. 4. Зависимость относительной плотности НПП–Al-композигов от содержания нанопластинчатого графита.

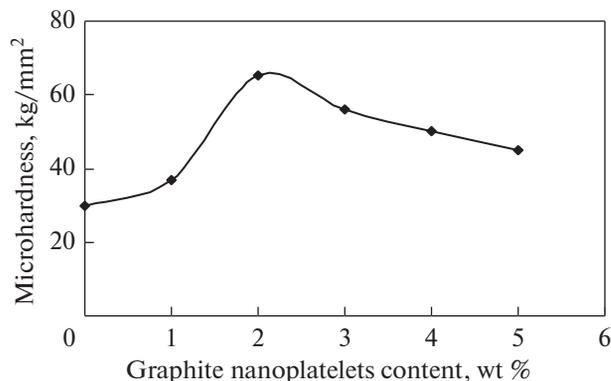


Рис. 5. Зависимость микротвердости НПП–Al-композигов от содержания нанопластинчатого графита.

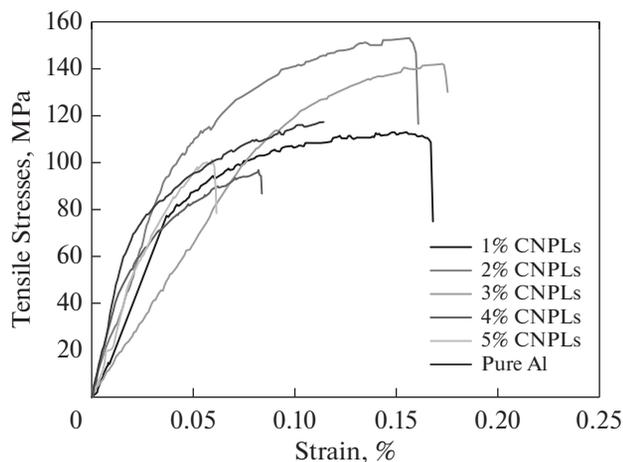


Рис. 6. Кривые напряжение–деформация в экспериментах на растяжение для всех образцов.

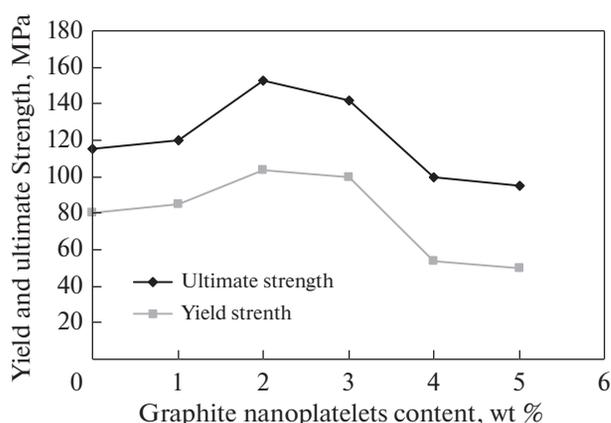


Рис. 7. Предел текучести σ_T и предел прочности σ_B композигов в зависимости от содержания в них нанопластинчатого графита.

высокие значения доли включений НПП приводят к более низкой относительной плотности компактов из-за меньшего удельного веса нанопластинчатого графита в сравнении с алюминием. Показано, что указанная относительная плотность уменьшалась с 97 до 90.7% при увеличении весовой доли НПП с 0 до 4%.

3.3. Микротвердость НПП–Al композигов

По рис. 5 можно судить о том, как влияет содержание НПП на величину микротвердости композигов. Очевидно, что при малых добавках НПП величина микротвердости композигов увеличивается с ростом содержания графита, тогда как большое количество НПП приводит к снижению микротвердости композигов. Это, по всей вероятности, объясняется тем, что при малых добавках НПП заполняет микропоры, что приводит к росту микротвердости. В свою очередь, при большом содержании включения НПП склонны слипаться друг с другом в смеси порошков НПП и Al. Конгломерат графитовых нанопластинок не

только препятствует уплотнению НПП–Al-композигов, но также становится источником микроструктурных дефектов. Это и приводит к снижению микротвердости таких композигов.

3.4. Предел прочности НПП–Al-композигов

На рис.6 представлены кривые зависимости растягивающего напряжения (σ) от относительной деформации (ϵ) для образцов НПП–Al-композигов с различным содержанием НПП, испытанных в направлении, совпадающем с направлением предшествующего экструдирования. Из рис. 6 ясно видно, что вплоть до величины содержания НПП 2 вес. % наблюдался рост предела прочности с сохранением относительного удлинения образцов до разрушения практически на одном уровне. По мере дальнейшего увеличения содержания НПП в композигах, предел прочности снижался вместе с уменьшением относительного удлинения образцов до разрушения.

На рис. 7 показана экспериментальная зависимость предела текучести σ_T и предела прочности

σ_B от содержания НПП. На основании данных рис. 7 можно говорить о существенном влиянии количества графита на характеристики σ_T и σ_B композитов. Величина σ_T и σ_B сначала возрастала с ростом содержания НПП до 2.0 вес. %, а при дальнейшем его увеличении снижалась. Максимум величин σ_T и σ_B достигался при 2.0 вес. % НПП и составлял 103 и 154.6 МПа соответственно. Это, возможно, связано с однородным пространственным распределением частиц нанопластинчатого графита при малом его содержании в композитах, что привело к дисперсионному упрочнению, при заполнении этим графитом пустот компактированного материала. Вместе с этим дисперсный НПП сдерживал рост зерен алюминиевой матрицы в процессе приготовления композитов, что привело к сохранению упрочнения, обусловленного дисперсностью зерна. Это и объясняет рост механических свойств НПП–Al-композитов с увеличением в них содержания НПП до 2.0 вес. %. Однако большее количество НПП препятствует эффективному уплотнению, что приводит к снижению величины относительной плотности композитов. Более того, связь между графитовыми нанопластинками в конгломерации очень слаба, что также приводит к ухудшению механических свойств композитов. Интересно также отметить, что величина относительного удлинения образцов композитов при механических испытаниях на растяжение остается практически неизменной при увеличении в них содержания НПП вплоть до 2.0 вес. %. Это, видимо, происходит благодаря тому факту, что присутствие графитовых нанопластинки способно приводить к увеличению вязкости композитов за счет эффективного поглощения ими, как весьма упругим материалом, энергии внешнего воздействия в процессе нагружения [9, 10]. Свойства, впрочем, совершенно отличного от того, что демонстрируют традиционные волокнистые и нитевидные материалы. Общеизвестным является то, что уровень механических свойств композитов обусловлен не только армированием матрицы НПП-включениями, но и характером поверхностной связи между графитом и алюминиевой матрицей [12].

3.5. Морфология поверхности излома в экспериментах на растяжение

Для понимания того, как передается усилие при нагружении от матрицы к упрочняющим НПП-включениям, необходимо проанализировать поведение композитов при разрушении. Улучшение прочностных характеристик НПП–Al-композитов главным образом определяется характером передачи усилия от матрицы к НПП-включениям через совместную межфазную границу. Для обеспечения эффективности такой передачи в композите необходимо поддержание хорошего межфаз-

ного сопряжения НПП и матрицы. Из рис. 8а видно, что включения НПП однородно распределены в объеме матрицы. Между тем, отдельные графитовые нанопластинки вытягиваются на поверхность излома при растяжении композита, армированного 2.0 вес. % НПП. Характер ямок на поверхности излома свидетельствуют о том, что длина “извлеченных” графитовых нанопластинки крайне мала. Это говорит о сильной межфазной связи между НПП-включениями и алюминиевой матрицей, что обуславливает высокие значения механических свойств композитов 2.0 вес. % НПП–Al.

Однако, когда добавка НПП составляет 4.0 вес. %, нанопластинки графита в “чистом виде” выявляются на поверхностях излома, как это видно на рис. 8б, 8в. Для композитов с содержанием НПП свыше 2.0 вес. % характерно то, что поверхностная “межфазная” связь между включениями и алюминиевой матрицей ослабевает, приводя к падению эффективности передачи усилия от матрицы к включениям НПП через совместную межфазную поверхность. Более того, в композитах с содержанием НПП свыше 2.0 вес. % обнаруживаются отдельные микропустоты, как это видно на рис. 8б, 8в. Это приводит к более раннему разрушению образцов композитов при испытаниях на растяжение. Эти микропустоты ответственны за ухудшение механических свойств композитов. Кроме того, статус межфазной связи НПП/Al является еще одним важным фактором, сказывающимся на механических свойствах композитов.

3.6. Влияние НПП-включений на износостойкость НПП–Al-композитов

Необходимым, но не достаточным условием для зарождения пустот или микротрещин является то, что затраты энергии на образование новых поверхностей при раскрытии трещины должны быть меньше чем высвобождающаяся при этом запасенная упругая энергия. Этот энергетический критерий зависит от размера частиц материала. Об изменении скорости износа в зависимости от содержания НПП в композитах можно судить по рис. 9а–9в.

Эти результаты показывают, что при использованных условиях испытаний, проводившихся при различных контактных нагрузках (10–50 Н) и трех различных скоростях фрикционного скольжения 0.20, 0.40 и 0.80 м/с, износ НПП–Al композитов значительно уступает по величине износу в случае неармированной алюминиевой матрицы. Из рис. 9а–9в становится ясно, что даже добавка 5% НПП может дать значительное снижение скорости износа: она уменьшается почти в три раза в сравнении со случаем чистого алюминия. Рисунок 9а отвечает сухому трению скольжения при контактных нагрузках 10, 20, 30, 40 и 50 Н для НПП–Al

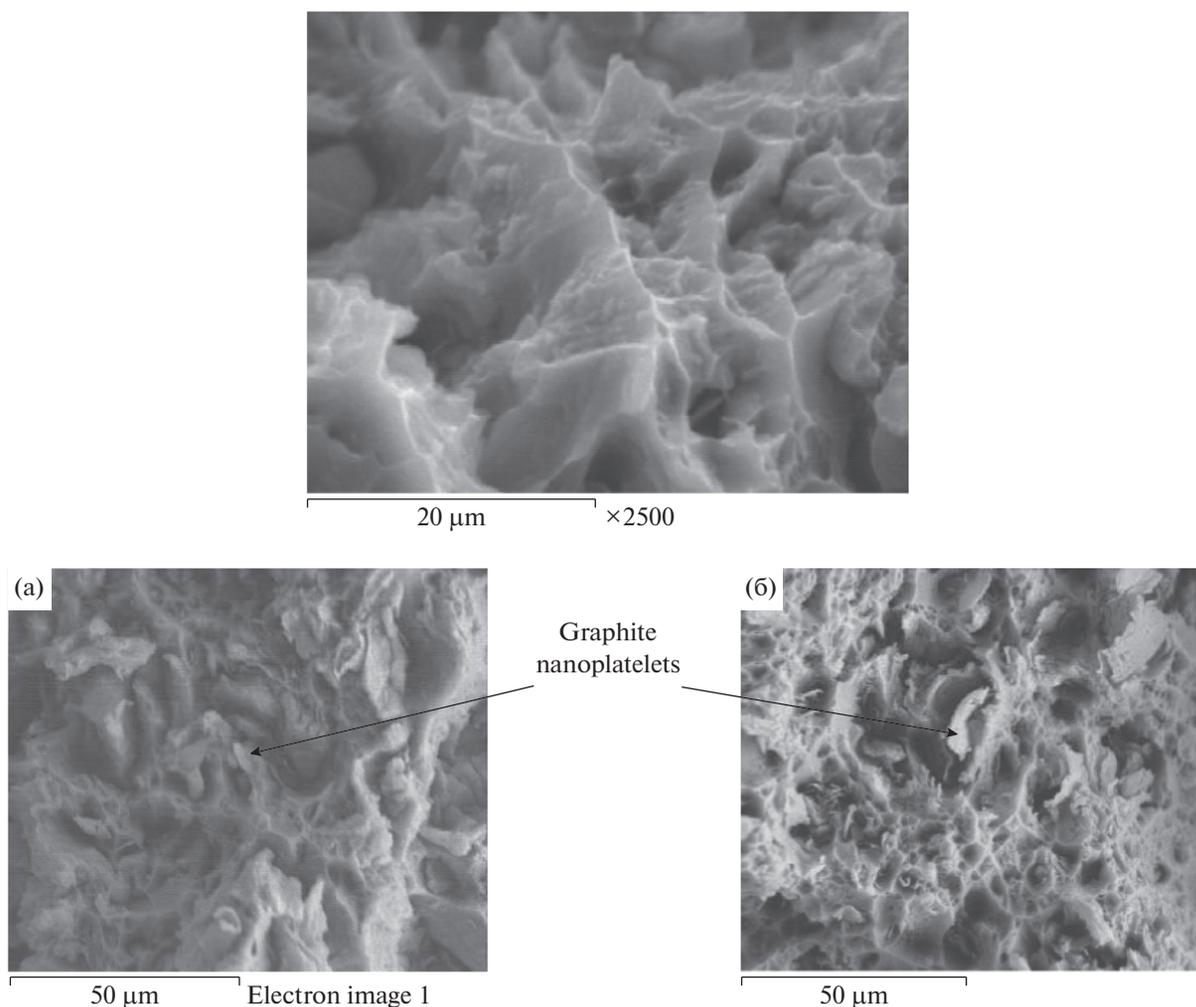


Рис. 8. РЭМ микроизображение поверхности излома композита с 2.0 вес. % НПП(а) и 4.0 вес. % НПП (б, в).

композитов с содержанием НПП от 1 до 5 вес. % при постоянстве скорости скольжения 0.20 м/с в течение 20 мин. В свою очередь, рис. 9б отвечает сухому трению скольжения в тех же условиях нагружения, что и в предыдущем случае, но уже при скорости скольжения 0.40 м/с, а рис. 9в представляет характеристики износа НПП–Al композитов при скорости скольжения 0.80 м/с. Соотношение между скоростью износа и контактной нагрузкой по результатам, представленным на рис. 9а–9в, таково, что скорость износа увеличивалась с ростом контактной нагрузки и/или величины скорости фрикционного скольжения. Это может быть обусловлено разогревом контактирующих поверхностей “пальца” и диска при трении. Также, по данным, приведенным на рис. 9а–9в, можно заключить, что на скорость износа НПП–Al композитов и алюминиевой матрицы влияет не только скорость фрикционного скольжения трущихся поверхностей и контактная нагрузка, но и содержание НПП включений в композитах [13]. На

рис. 10а и 10б представлены микроизображения поверхностей износа композитов с содержанием НПП 2.0 и 4.0 вес. %, соответственно. По рис. 10а можно судить о “морфологии” поверхности износа композита с 2.0 вес. % НПП при контактной нагрузке 50 Н. Эта поверхность представляется более пластически деформированной в направлении фрикционного скольжения, в результате совместного действия сжимающих и сдвиговых напряжений в месте контакта. Эта большая деформация сопровождалась большей скоростью износа материала. Данные этих рис. позволяют заключить, что износ носил адгезионный характер, и что степень его интенсивности была пропорциональна величине контактной нагрузки и скорости фрикционного скольжения.

На рис. 10б приведена микрофотография поверхности износа НПП–Al композита с 4.0 вес. % НПП, прошедшего испытания при тех же условиях, что и в предыдущем случае. На этом микрофотографии поверхность износа относительно глад-

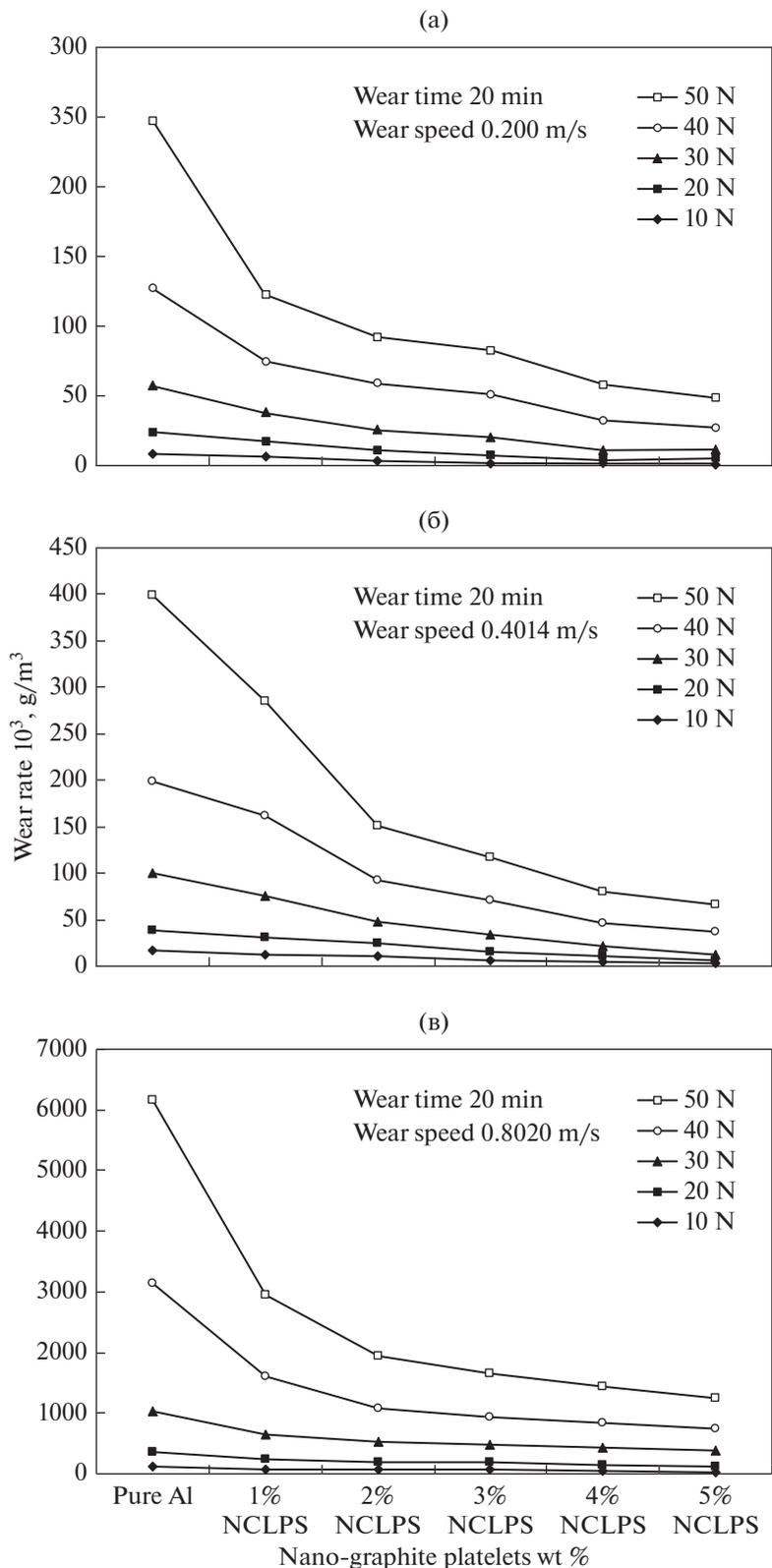


Рис. 9. Влияние содержания включений НПГ, армирующих Al матрицу, на износ композитов при скорости фрикционного скольжения 0.2 (а), 0.4 (б) и 0.8 м/с (в). Скорость изнашивания, 10^{-3} г/м³; содержание НПГ, вес. %; чистый Al; время изнашивания 20 мин; скорость фр. изнашивания, м/с.

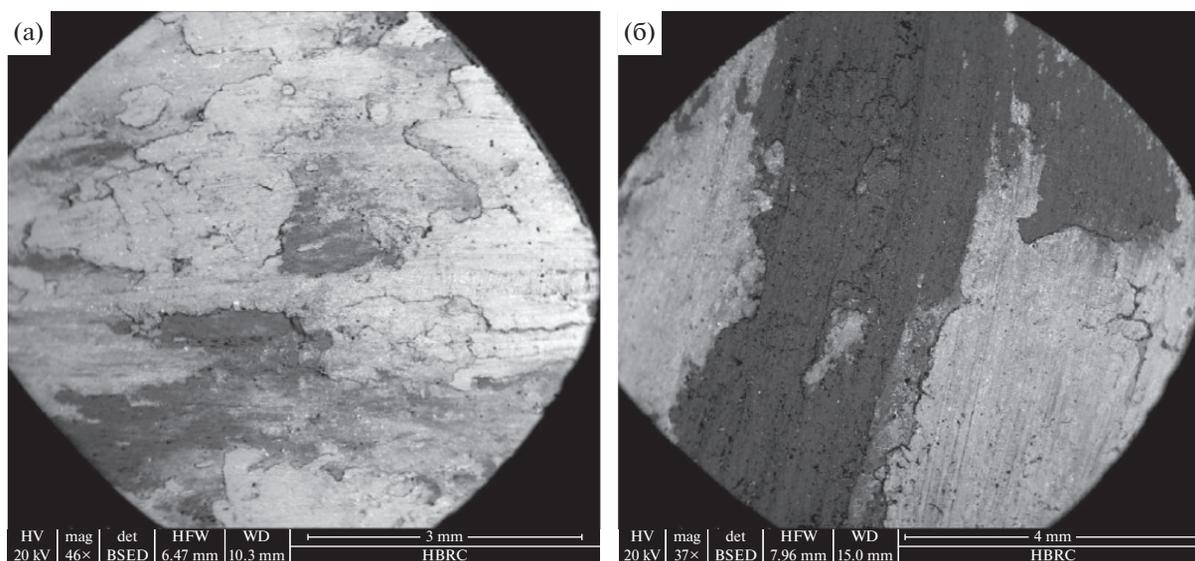


Рис. 10. Поверхность износа НПП–Al композита с 2,0 вес. % (а) и 4,0 вес. % (б) графита в условиях: скорость фрикционного скольжения 0,20 м/с, контактная нагрузка 50 Н.

кая, без глубоких бороздчатых канавок, несмотря на большую величину контактной нагрузки. Следы пластической деформации немногочисленны, что явилось следствием содержания в композите большей весовой доли нанопластинчатого графита. Из этих рисунков следует, что скорость износа НПП–Al композитов тем меньше, чем выше в них содержание НПП [14]. Однако, при всех исследованных контактных нагрузках, износостойкость композитов была выше в сравнении со случаем неармированной металлической матрицы. По наблюдениям ряда исследователей [3, 7], увеличение контактной нагрузки приводит (начиная с некоторого момента) к запуску механизма отслаивания, что влечет за собой рост скорости изнашивания, как самих композитов, так и их матрицы. Однако при одинаковых фрикционных условиях, потеря массы в процессе изнашивания НПП–Al композитов с большим содержанием НПП, оказывается ниже. Это может быть обусловлено следующими причинами. Присутствие в материале большей объемной доли упрочняющих НПП включений повышает вероятность его фрагментации, особенно с ростом величины контактной нагрузки, с формированием тонкого непрерывного твердого пленочного слоя на трущейся поверхности абразивного диска, что влечет за собой снижение площади поверхности прямого контакта трущихся металлических частей испытуемой пары и, тем самым, уменьшение принудительного удаления материала. Величина площади указанного пленочного слоя, выступающего в качестве смазки, возникающей естественным путем, очень сильно зависит от величины объемной доли (вес. %) НПП армирующих ча-

стиц. Элементный состав этого слоя требует специального изучения. Там с соавторами [12] также наблюдал пленочные образования на трущейся части поверхности абразивного диска и отмечал их благотворную роль в снижении потерь массы композитов с алюминиевой матрицей в процессе их фрикционного изнашивания. Возникновение пленочного слоя и его важная роль в снижении потерь массы при износе никелевых композитов отмечали также Ајауап и соавторы в [15]. При этом, образование такого пленочного графитового слоя было отмечено и на изнашиваемой поверхности алюминиево-графитовых композитов, начиная с определенной величины объемной доли (вес. %) НПП включений в алюминиевой матрице. При больших контактных нагрузках, количество бороздчатых канавок, формирующихся при фрикционном изнашивании поверхности матрицы и композита с пониженным значением объемной доли армирующего графита, заметно возрастает, причем сама изнашиваемая поверхность испытывает интенсивную пластическую деформацию, что ведет к ее чрезвычайному износу.

4. ВЫВОДЫ

1. НПП включения были распределены однородно в объеме НПП–Al композитов. Свойства композитов определялись не только матричным материалом, но и зависели от армирующих матрицу включений.

2. Однородное распределение НПП в композитах было залогом высокого уровня микротвердости и износостойкости. Это обстоятельство явилось следствием постепенного выхода НПП

включений на поверхность металла, что обеспечило возникновение мест, которые препятствовали “грубому” контакту между трущимися поверхностями.

3. С ростом содержания НПП до 2.0 вес. %, НПП–Al композиты продемонстрировали достижение максимальных значений микротвердости, предела текучести и предела прочности, после чего указанные характеристики пошли на убыль. При этом, относительное удлинение образцов до разрушения оставалось практически неизменным.

4. Присутствие 2.0 вес. % нанопластинчатого графита в алюминиевой матрице, по меньшей мере, задерживает развитие дислокационного движения в металле матрицы и таким образом тормозит пластическую деформацию композита, что сказалось на износостойкости композитов, хотя, ослабление межфазной связи НПП включений и матрицы происходит только при достижении содержания НПП ~4.0 вес. %.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Harris S.J.* Cast metal matrix composites // *Mater. Sci. Tech.* 1988, V. 4. P. 231–239.
2. *Rohatgi P.K., Asthana R., Das S.* Solidification, structures, and properties of cast metal-ceramic particle composites // *Int. Met. Rev.* 1986. V. 31. № 3. P. 115–139.
3. *Iijima S.* Helical microtubules of graphitic carbon // *Nature.* 1991. V. 354. P. 56–58.
4. *Novoselov K.S., Geim A.K., Morozov S.V., Jiang D., Zhang Y., Dubonos S.V., Grigorieva I.V., Firsov A.A.* Electric field effect in atomically thin carbon films // *Science.* 2004. V. 306. P. 666–669.
5. *Novoselov K.S., Geim A.K., Morozov S.V., Jiang D., Katsnelson M.I., Grigorieva I.V., Dubonos S.V., Firsov A.A.* Two-dimensional gas of massless Dirac fermions in graphene // *Nature.* 2005. V. 438. P. 197–200.
6. *Chen G.H., Wu D.J., Weng W.G., Wu C.L.* Exfoliation of graphite flake and its nanocomposites // *Carbon.* 2003. V. 41. P. 619–621.
7. *Li W., Han C., Liu W., Zhang M., Tao K.* Expanded graphite applied in the catalytic process as a catalyst support // *Catalysis Today.* 2007. V. 125. P. 278–281.
8. *Noguchi T., Magraio A., Fukazawa S., Shimizu S., Beppu J., Seki M.* Carbon Nanotube / Aluminium Composites with Uniform Dispersion // *Mater. Trans.* 2004. V. 45. P. 602–604.
9. *Cha S.I., Kim K.T., Arshad S.N., Mo C.B., Hong S.H.* Extraordinary Strengthening Effect of Carbon Nanotubes in Metal-Matrix Nanocomposites Processed by Molecular-Level Mixing // *Adv. Mater.* 2005. V. 17. P. 1377–1381.
10. *Hu X., Wang T., Qu X., Dong S.* Noncovalent Functionalization of Multiwalled Carbon Nanotubes: Application in Hybrid Nanostructures // *J. Phys. Chem. B.* 2006. V. 110. № 2. P. 853–857.
11. *Zhan G.-D., Kuntz J.D., Wan J., Mukherjee A.K.* Single-wall carbon nanotubes as attractive toughening agents in alumina-based nanocomposites // *Nat. Mater.* 2003. V. 2. P. 38–42.
12. *Tham L.M., Gupta M., Chen L.* Effect of limited matrix–reinforcement interfacial reaction on enhancing the mechanical properties of aluminium–silicon carbide composites // *Acta Mater.* 2001. V. 49. P. 3243–3253.
13. *Ravindran P., Manisekar K., Narayanasamy P., Selvakumar N., Narayanasamy R.* Application of factorial techniques to study the wear of Al hybrid composites with graphite addition // *Materials and Design.* 2012. V. 39. P. 42–54.
14. *Akhlaghi F., Zare-Bidaki A.* Influence of graphite content on the dry sliding and oil impregnated sliding wear behavior of Al 2024–graphite composites produced by in situ powder metallurgy method // *Wear.* 2009. V. 266. P. 37–45.
15. *Ajayan P.M., Schadler L.S., Giannaris C., Rubio A.* Single-Walled Carbon Nanotube Polymer Composites: Strength and Weakness // *Adv. Mater.* 2000. V. 12. № 10. P. 750–753.