

Рис. 5. Диффрактограммы сплава Al – 2,5% Zr, охлажденного из жидкого состояния с различными скоростями

ЛИТЕРАТУРА

1. Калиниченко А.С., Бергманн Г.В. Управляемое направленное затверждение и лазерная обработка: Теория и практика. Мн.: Технопринт, 2001. 362 с.
2. Немененок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования сплавов. Мн.: Технопринт, 1999. 272 с.
3. Usherenko S.M., Kalinichenko A.S. The production of materials with an amorphous and ultradispersed structure under conditions of the high pressure cumulating and intensive deformation // Advanced Technologies and Materials. Proc. Workshop 08.12.03. Korea. Seoul, 2003. P. 181 – 189.
4. Кезик В.Я., Калиниченко А.С. Упрочнение литых макрогетерогенных композитов // Литье и металлургия. 2004. № 1. С. 40 – 44.

УДК 620.2

В.Я. КЕЗИК, д-р техн. наук,
А.С. КАЛИНИЧЕНКО, д-р техн. наук (БНТУ)

НЕКОТОРЫЕ ДАННЫЕ О СТРУКТУРЕ И СВОЙСТВАХ МАКРОГЕТЕРОГЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ

К несомненным достоинствам магния и его сплавов принято относить их малую плотность. Она позволяет характеризовать подобные материалы как обладающие высокой удельной прочностью. Однако по абсолютным

показателям сопротивления нагрузкам магний и его сплавы уступают многим металлическим системам [1 – 4].

Очевидно, что реализация преимуществ, которыми обладает магний, возможна только в том случае, если будут увеличены его прочностные характеристики и сохранена низкая плотность. Это достигается двумя путями: разработкой многокомпонентных многофазных сплавов [2 – 4] и композитов на основе магния [2, 3, 5 – 12]. Второй путь представляется более перспективным, так как известно [2, 3], что введение готовых элементов-упрочнителей более эффективно, чем раздельное легирование металла компонентами, из которых в ходе плавки и затвердевания образуются фазы-упрочнители, тем более что в процессе формирования композитов, особенно при жидкофазном совмещении, возможно образование новых упрочняющих фаз кроме введенных в готовом виде [8, 9]. Это может увеличить степень упрочнения, которая прямо пропорциональна концентрации упрочняющих фаз и их распределению в объеме матрицы [5 – 12]. Однако для композитов на основе магния выбор армирующих ограничен, поскольку, за исключением углеродных волокон, они обладают высокой плотностью – от 2,5 до 19,3 г/см³ [4, 5, 10 – 13].

Выходом из такой ситуации может быть упрочнение, которое резко изменит квадратно-кубическую зависимость (увеличение прочности материала происходит пропорционально квадрату его линейных размеров, а массы – кубу). В противном случае разработанный композит окажется несостоятельным и невостребованным. Примером этого служат результаты армирования магниевых сплавов AZ91 частицами карбида кремния [7]. С увеличением объемного содержания армирующих временное сопротивление разрыву ($v_f = 0\%$) возрастает от 158 МПа до 232 МПа ($v_f = 25,4\%$), а плотность материала увеличивается до $(2,18 \dots 2,21) \cdot 10^3$ кг/м³, что дает удельное временное сопротивление разрыву, равное 105 кДж/кг.

Сравнение прочностных характеристик алюминиевого сплава АМг6 ($\sigma_b = 309$ МПа, $\rho = 2640$ кг/м³ [1]) с характеристиками рассмотренного композита AZ91 показывает, что последний проигрывает по абсолютным и удельным прочностным свойствам ($\sigma_{в\ уд}$ алюминиевого сплава равна 117 кДж/кг). Но в таком сравнении не учтены более высокие триботехнические свойства композита, а также тип обработки сплава АМг6.

Более эффективно магниевые сплавы упрочняются волокнами. При инфильтрации магния в каркас из волокон SiC ($v_f = 30\%$) композиционный материал имеет $\sigma_b = 420$ МПа и $E = 91$ ГПа. Относительное удлинение такого материала равно нулю, ударная вязкость не превышает 1 Дж·см², но удельная прочность составляет 175 кДж/кг.

Значительно большее упрочнение достигается при использовании тонких стальных высокопрочных волокон и волокон оксида алюминия [4, 5, 14]. Но использование любых волокон, особенно монокристаллических, резко удорожает материал, что, в свою очередь, ограничивает его применение [6].

Однако известен класс макрогетерогенных материалов (МКМ), обладающих высокой технологичностью и сравнительно малой стоимостью. К несомненным достоинствам этих композитов можно отнести их способность перераспределять нагрузки между отдельными элементами микро- и макроструктуры, которая ярко проявляется при одноосевом нагружении, вследствие чего недеформируемые армирующие элементы, распределенные в более пластичной матрице, деформируются на 60...90% без разрушения. Показательна деформация сферических гранул из термообработанных подшипниковых сталей, литых сферических частиц чугуна совместно с образовавшимися на их поверхности в ходе синтеза сплошными слоями интерметаллидов (преимущественно силицидов) без разрушения последних [15 – 20]. Однако каких-либо сведений о синтезе макрогетерогенных композитов на основе легких металлов, тем более магния, нет. Поэтому были проведены работы по синтезу композитов на основе магния и алюминия, определению их структуры и свойств.

В качестве армирующей фазы был выбран оксид алюминия, который является эффективным упрочнителем [4, 6, 7, 14]. Но сложность принятых методов синтеза макроармирующих элементов из чистого оксида и определенные ограничения при введении их в расплав матрицы [21, 22] обусловили иной способ их получения и применения. Оксид алюминия был сформирован анодированием на поверхности литых алюминиевых гранул. Такой процесс известен, технологически несложен и экономически выгоден. Регулирование состава электролита и режимов окисления обеспечило получение прочно сцепленных с основной пленок толщиной 45...55 мкм. Принятая схема [23] позволила при необходимости водить в состав основного оксида дополнительные компоненты.

Сферические гранулы (фактор формы не ниже 90%) были получены диспергированием расплава, а высокая скорость затвердевания обеспечила получение совершенной тонкой структуры [24].

Инфильтрация матрицы проводилась в атмосфере аргона, обогащенного 0,3...0,08% фторида бора (BF_3) и (или) гексафторида серы (SF_6), что способствовало интенсификации смачивания твердой поверхности [25]. Были использованы многократно проверенные режимы инфильтрации для синтеза МКМ [20, 26, 27].

Структура и фазовый состав были изучены методами оптической и электронной микроскопии, спектрального анализа в соответствии с рекомендациями, данными в [28, 29]. Плотность МКМ измерялась гидростатическим методом [28]. Прочностные характеристики были измерены при растяжении и ударном изгибе на установке УМЭТ-10Т и на копре с работой разрушения 300 Дж. Образцы для механических испытаний были изготовлены по рекомендациям, принятым для композитов [13]. Триботехнические свойства были установлены по результатам сухого трения в интервале скоростей 0,3...1,0 м/с на стенде СМТ-2070 [30].

Из данных по анодированию [23, 31] следует, что наиболее прочно сцепленная пленка оксида, которая упрочняет подложку, была получена

из тройного электролита СЦС 100-30-3 (сульфогалициловая, щавелевая, серная кислоты) при толщине слоя ~ 50 мкм. Эта толщина пленки поддерживалась при оксидировании гранул. Объемное содержание оксида в композите регулировалось путем изменения диаметра (следовательно, количества) гранул от 2,0 до 0,4...0,5 мм. Это позволило повысить концентрацию Al_2O_3 до 25% (по объему).

При нанесении покрытия в спокойном электролите были сформированы пленки, в которых барьерный слой колебался от 3 до 5 мкм. Пористый (внешний) слой состоял из грубодисперсных кристаллов, которые были хаотично расположены по отношению к основе (рис. 1, а). Он представлял собой соединение из аморфного оксида и, вероятно, псевдобемита или байерита с различным содержанием воды. Данный вывод был сделан на основании расчета электронограмм и спектральных анализов в сопоставлении с известными данными [23, 30, 32]. Получение таких кристаллов оксида свидетельствовало о неравномерном их росте вследствие неравномерности электрического поля. Для устранения неравномерного роста было применено вращение анода, что привело к измельчению блоков филомен. Но разнонаправленность роста сохранилась, что определялось кривизной поверхности подложки. Введение вращения обеспечило большую структуризацию и уплотнение покрытия (рис. 1, б). Хотя частицы Al_2O_3 остались более грубыми по сравнению с пленками, полученными на плоских образцах [23], микротвердость увеличилась до 5,5 ГПа.

Для удаления остатков воды был проведен отжиг гранул с покрытием при температуре 903 К в течение 3 ч. Одновременно с удалением влаги в пленке произошли структурные изменения. Были зафиксированы четкие рефлексы (балл 83, $D = 2,8$ мм, $d = 13,0$ Å и балл 95, $D = 7,1$ мм, $d = 4,76$ Å), а также более слабые (8...26 баллов), которые соответствовали Al_2O_3 гексагональной структуры (α -фаза) с соотношением $c/a = 2,73...2,74$, что близко к табличному значению 2,72. После отжига элементы структуры еще более огурились, а микротвердость увеличилась до 6,3...6,4 ГПа.

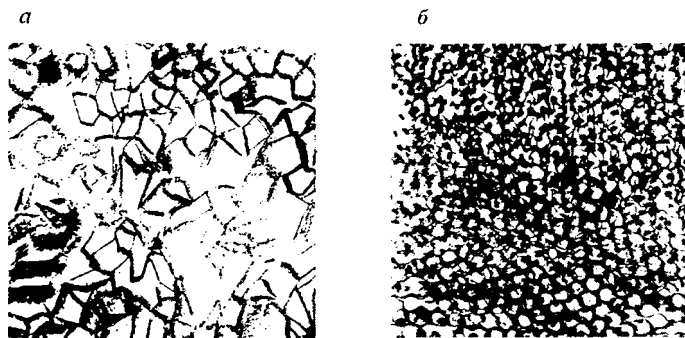


Рис. 1. Структура пленки оксидирования на алюминиевых гранулах. РЭМ (x5575): а – вращения анода; б – с вращением анода

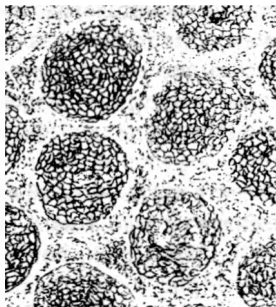


Рис. 2. Структура макрогетерогенного композиционного материала Al 99,98+Mg; Неофот (×20)

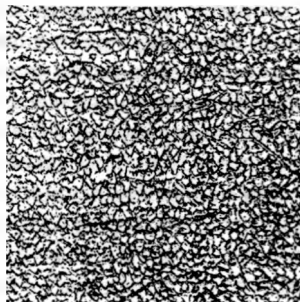


Рис. 3. Структура магниевой матрицы; Неофот (×100)

После инфильтрации расплава магния (Mg 99) в пустотах, образованных анодированными гранулами алюминия (Al 99,98), сформировалась обычная для МКМ структура, в которой гранулы отделены от матрицы прослойкой оксидов или интерметаллидов (рис. 2).

Матрица композита зернистая. Размер зерна 8...9 баллов. Границы зерен тонкие (рис. 3). Границы соединения матрицы и гранул чистые, без видимого химического взаимодействия компонентов материала (рис. 4). Но после удаления (стравливания) матрицы с поверхности гранул магний спектрографически фиксировался в пленке оксида на глубине до 15 мкм. Вероятно, он проник в микропоры пленки или образовал соединение с Al_2O_3 . Однако электронно-графически последнее не установлено.

Плотность композитов удовлетворительно подчинялась правилу аддитивности, чего нельзя отметить в других физико-механических свойствах. Упрочнение исследованных композитов (σ_{02} , σ_b) можно описать уравнением $y = x(a + bx)^{-1}$ в 5%-м пределе ошибки измерения. МКМ сохраняли пластичность (относительное удлинение) во всем исследованном концентрационном интервале.

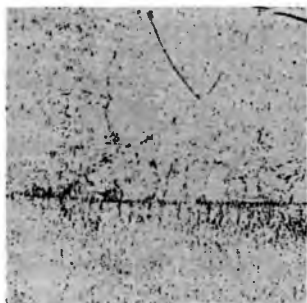


Рис. 4. Структура композита в зоне магния с окисным покрытием; РЭМ (×525)

В области малых деформаций (области упругости) магниевые МКМ продемонстрировали большие модули упругости при большей упругой деформации, что не следовало ни из аддитивного сложения величин, характеризующих исходные компоненты, ни из их поведения в области упругости. Например, при объемном содержании оксидов 4% и скорости деформации $2,5 \cdot 10^{-5}$ м/с максимальная упругая деформация была равна 0,0008 (0,08%), а при объемном содержании оксидов 24% – 0,0014 (0,14%). Для литого магния $\epsilon = 0,0004$ (0,04%), для алюминия $\epsilon = 0,0006$ (0,06%). Но измеренные

импульсным методом модули упругости магниевых МКМ равны соответственно 86,8 и 125 ГПа, а магния и алюминия – 45,0 и 69,65 ГПа.

Вероятно, данные импульсного измерения завышены, но в силу неупругости магния и алюминия можно было бы ожидать их снижения, так как с увеличением скорости деформирования неупругость проявляется во все расширяющейся петле гистерезиса. Значит, нельзя исключить, что на стадии упругого деформирования развивается локальная пластическая деформация МКМ, и это сказывается на всех прочностных показателях. Поэтому данные значения модулей Юнга можно считать ориентировочными. Чем больше различия модулей упругости исходных компонентов, чем больше этих компонентов, больше их анизотропия, тем менее точно модуль Юнга будет характеризовать подобную систему.

Принято полагать, и не без основания, что модуль Юнга характеризует межатомную связь в мономатериале. А между ним и температурой сублимации и плавления существует функциональная связь, которая для температуры плавления имеет вид $E = E_0 \exp(-kT)$ [33] или $E = 92,8T_{пл} \exp(-0,45T/T_{пл})$ МПа при $0 \leq k \leq 0,5$ и $E = 142,2T_{пл} \exp(-1,3T/T_{пл})$ при $0,5 \leq k \leq 1$ [34]. В этой связи возникает вопрос о температуре сублимации или плавления композита. Очевидно, что единой температуры для МКМ нет. Матрица расплавится при своей температуре, а армирующие – при своей, т.е. вряд ли существует $E = f(T_{пл})$.

На границе взаимодействия также происходят процессы, отличные от процессов в мономатериалах [26]. Поэтому измеряемые модули композитов представляются величинами скорее оценочными, чем точно характеризующими прочность межатомной связи хотя бы на границах раздела (тем более, что прямой функциональной связи между адгезией и прочностью до сих пор не установлено).

До достижения напряжений, близких к пределу пропорциональности, при увеличениях до 500 заметных изменений в структуре МКМ не наблюдалось. Изменения при относительно малых увеличениях стали заметны при превышении $\sigma_{пл}$. Они проявлялись в виде точек (пор) и полос, количество которых увеличивалось от оси образца к его периферии. На границах с оксидом полосы останавливались. В интервале напряжений $\sigma_{пл} \dots \sigma_{02}$ поры и полосы появились на поверхности пленки оксида. В теле матрицы и гранул проявился специфический рельеф из деформированных зерен магния и алюминия. При превышении σ_{02} в области более пологого хода кривых растяжения ($\sim 0,8 \dots 1,2\%$) отдельные поры в оксиде сливались в полосы, перпендикулярные к направлению растяжения. Пленка сужалась до 28...32 мкм, а рельеф огрублялся. Дальнейший рост напряжений вызвал углубление рельефа, который захватил пленку, придав ей вид ограниченных кристаллов. Вблизи σ_v эти кристаллы проявляются полностью, а в матрице появляются микротрещины. В точке σ_v разрыв проходил по матрице. Линия (поверхность) разрыва огибала гранулы, которые приобретали овальную форму. Разрушение гранул и пленки оксида обнаружено не было.

При бóльших увеличениях ($\times 2080$) матрица микроскопировалась в двух взаимно перпендикулярных направлениях: параллельно и перпендикулярно к направлению растягивающей силы. Это позволило составить достаточно информативную картину деформации магниевой матрицы в макрогетерогенном композите.

По положению и изменению элементов субструктуры, развитию полос скольжения и перераспределению дефектов структуры можно отметить, что в МКМ происходит затрудненная деформация матрицы по типу объемной. Наличие механического двойникования, полос аккомодации и формирование ячеек указывают на развитие значительных локальных напряжений при сдерживании деформации. Это неоднократно наблюдалось при штамповании магния и его сплавов в байках и штампах с минимальным свободным уширением, а при учете масштабного фактора может быть перенесено на матрицы данных МКМ [35].

Объемные структурные изменения при нагружении макрогетерогенных композитов наблюдались ранее [9, 15 – 18, 26], но магниевые матрицы в МКМ исследованы не были.

Линии и точки в пленке оксидов, наблюдаемые при 525-кратном увеличении, при большем увеличении (рис. 5, а), образованы филоменами, которые, в свою очередь, образовывали фигуры, подобные вытянутым сотам. С увеличением усилия растяжения они приобретали дополнительную огранку более крупных кристаллов (рис. 5, б).

Сложно было сравнивать значения ударной вязкости МКМ с характеристиками исходных компонентов, поскольку ударная вязкость магния из-за малой величины в справочных изданиях не указывается; не установлена также ударная вязкость оксидов алюминия. При измерениях вязкости образцов из литого магния разброс значений КСУ находился в пределах от 3,14 до 11,7 Дж/см². Этот разброс значений может быть вызван упрочнением структуры – деформированием отдельных зерен в ходе изготовления образцов.

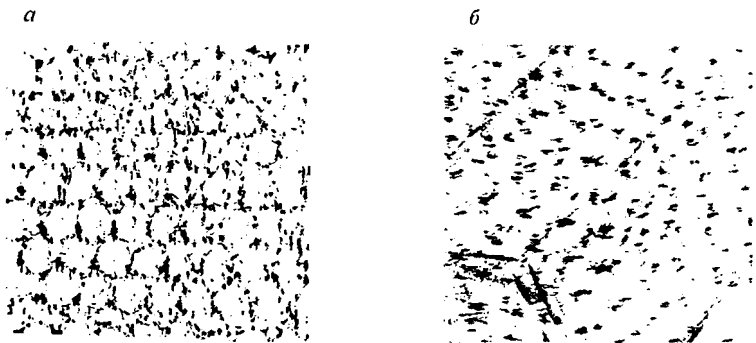


Рис. 5. Пленка оксидов в макрогетерогенном композите после деформации; РЭМ ($\times 5575$)

Для образцов из МКМ после инфильтрации расплава и механической обработки были получены значения ударной вязкости ($\Delta = \pm 5\%$), приведенные в табл. 1.

Таблица 1

Ударная вязкость МКМ с оксидом алюминия

Содержание оксида, % (по объему)	4	8	12	16	20	24
KCU, Дж/см ²	43±Δ	32±Δ	30±Δ	26±Δ	26±Δ	21±Δ

Это показывает, что прирост сопротивления работы разрушения можно отнести на счет вязкости гранул алюминия, что подтверждается также данными фрактографии. Разрушение гранул в материале происходило с характерными микроуглублениями (ямками) на поверхности излома, которые были расположены под углом 60...75° к направлению действия разрушающей силы. Матрица характеризовалась поверхностью квазискола с образованием выступов (язычков) и ступенек. Оксид разрушался с образованием ручьистого узора. Но для более точного анализа сопротивления макрөгетерогенных данных МКМ ударным нагрузкам необходим строгий учет в распределении компонентов материала в его локальных объемах.

Триботехнические испытания МКМ с магниевой матрицей показали, что механизм их износа подобен механизму износа прочих макрөгетерогенных композитов [36, 37]. Износ происходит с образованием разделительного слоя матрицы на поверхности трения, снижающей коэффициент трения. Продукты износа накапливаются в этой разделительной пленке, восстанавливаются и переходят на поверхности трения, включаясь в состав материала. Для МКМ, содержащих 12 – 24% (по объему) оксидов, было установлено, что при давлениях до 4 МПа износ в паре с незакаленной сталью 45 составил 12...28 мкм/км (10-й класс износостойкости) при коэффициенте трения 0,10...0,21 (для сравнения: баббиты в тех же условиях имели потерю линейных размеров от 118 до 1080 мкм/км при коэффициенте трения более 0,2, а плотность баббитов составляла примерно 11 г/см³ [38]).

В табл. 2 приведены данные, которые показывают, что МКМ по абсолютным и удельным прочностным показателям приближаются или превосходят многие литые легкие сплавы. Запас же ударной вязкости и пластичности МКМ, безусловно, обеспечит их обработку давлением и последующую термическую обработку.

Управлять свойствами данных МКМ можно путем изменения состава алюминиевых гранул или применения вместо магния магниевых сплавов. Но более логичным представляется метод, при котором используются армирующие гранулы и матрицы на основе магния. Правда, реализация таких МКМ связана с рядом трудностей: сложность получения гранул за-

данных размеров и формы диспергированием расплавов; невозможность получения плотных и толстых монооксидных покрытий из водных растворов, что вынуждает проводить не всегда технологически и экономически выгодную и удачную дополнительную обработку; отсутствие гаммы магниевых сплавов с более низкими, чем гранулы, температурами плавления (исключением являются сплавы магний – литий и магний – галлий; применительно к МКМ последние представляют несомненный интерес).

Таблица 2

Механические характеристики литого магния и его сплавов в сравнении с литым алюминием и МКМ

Материал	Свойства						
	ρ , г/см ³	$\sigma_{пц}$, МПа	σ_{02} , МПа	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{уд}$, 10 ⁻³ м ² /с ²		
					пц	02	в
Магний 99,96% [1, 2, 10]	1,74	11,77	20,60	106	6,26	11,84	60,92
Мл6 [1, 2, 10, 35]	1,81	–	108	157	–	59,67	86,74
Мл5 [1, 2, 10, 35]	1,81	–	33,2	157	–	51,49	86,74
Мл11 [1,2,10,35]	1,78	–	98,1	127,5	–	55,11	71,65
Алюминий (данные в литом состоянии не приводятся)	2,71	–	–	–	–	–	–
МКМ 49% Mg – 47% Al – 4Al ₂ O ₃	2,20	62,83	79,3	183	28,56	36,05	83,18
МКМ 49% Mg – 39% Al – 12Al ₂ O ₃	2,30	110	138	238	47,83	60,00	103,49
МКМ 49% Mg – 27% Al – 24Al ₂ O ₃	2,38	161	180	279	67,65	75,63	117,23
Алюминий технический: отожженный	2,71	39,24	49,05	78,48	14,48	16,39	28,96
деформированный	2,71	39,24	78,48	147,15	14,48	28,96	54,30

При легировании галлием уменьшается или полностью устраняется воспламеняемость магния. Получение сплавов не вызывает технологических сложностей. Введение галлия обеспечивает регулирование свойств сплавов в широких пределах, повышая предел текучести, временное сопротивление разрыву, ковкость, пластичность, коррозионную стойкость [39]. Ограничением для применения галлия в сплавах и композитах с магнием может стать его относительно большая плотность ($\rho_{298} = 5,9$ г/см³). Но по сравнению с другими легирующими магниевых сплавов – цирконием ($\rho_{298} = 6,45$ г/см³), цинком ($\rho = 7,31$ г/см³), ниобием ($\rho_{298} = 8,57$ г/см³) – эти ограничения менее строги, а окончательная плотность материала будет определяться пропорциями компонентов. Поэтому в синтезе макростероженных магниевых композитов (ММ-МКМ) концентрация галлия в матрицах была ограничена 5%. Были использованы не литые, а прессованные из порошка МПФ-4 магниевые гранулы, что привело к захвату мелкодисперсных частиц оксидов. На гранулы наносилось покры-

тие из щелочного комплексного электролита с добавками боратов, т.е. пленки на гранулах содержали магний, хром (III), хром (VI), бор, анионы фтора и фосфаты. Но эти пленки обладали высокой теплостойкостью (до 673 К), а после обработки в HF их теплостойкость повышалась до 973 К. После жидкофазного синтеза плотность ММ-МКМ колебалась в пределах 1,82...2,27 г/см³. Структура материала (рис. 6) представляла собой гранулы с покрытием, распределенные в дендритной матрице. Часть гранул соединилась между собой, что в дальнейшем можно использовать для получения каркасных структур. Покрытие на гранулах структурированное, что видно в оптическом микроскопе, начиная с 250-кратного увеличения. Гранулы в композите имели достаточно грубую структуру. Это может быть следствием их подплавления в процессе синтеза. Но явного выхода через пленку в матрицу металла гранул нет.

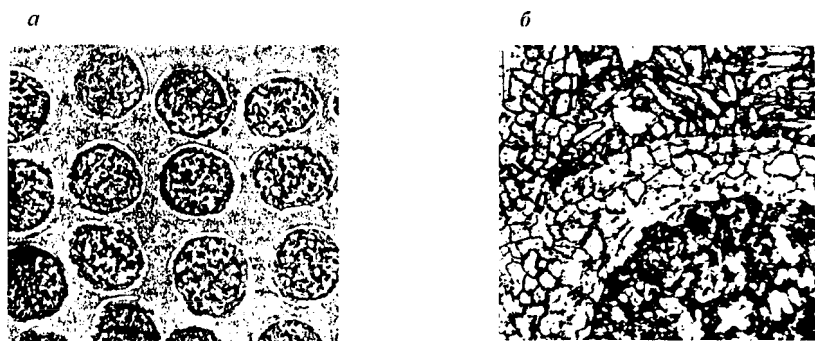


Рис. 6. Микроструктура магний-магниевого макрогетерогенного композита; Неофот ($\times 100$)

Первые результаты механических испытаний показали, что такие ММ-МКМ перспективны (табл. 3). Но в связи с отсутствием, кроме приведенных ранее, сведений по синтезу и свойствам магний-магневых макрогетерогенных МКМ, предстоит, вероятно, длительный поиск, включающий разработку составов, промышленных технологий синтеза и обработки данных материалов в конечном изделии.

Таблица 3

Механические свойства магний-магневых макрогетерогенных композитов при растяжении со скоростью деформирования $2,5 \cdot 10^{-5}$ м/с

σ_B		σ_B		σ_B	
абсолютная, МПа	относительная, м ² /с ²	абсолютная, МПа	относительная, м ² /с ²	абсолютная, МПа	относительная, м ² /с ²
48...75	25,40...33,04	73...130	38,62...57,97	136...189	75,14...83,26

ЛИТЕРАТУРА

1. Промышленные цветные металлы и сплавы: Справочник / А.П. Смирягин, Н.А. Смирягина, А.В. Белова. М.: Металлургия, 1974. 488 с.
2. *Копачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1982. 480 с.
3. *Захаров А.М.* Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1973. 384 с.
4. Алюминиевые и магниевые сплавы, армированные волокнами / В.С. Иванова, И.М. Копьев, Ф.М. Елкин и др. М.: Наука, 1974. 200 с.
5. *Тучинский Л.И.* Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. М.: Металлургия, 1986. 208 с.
6. *Peters E.J.* Ceramic preforms use in aluminium composites // *Light Metal Age*. 1986. V. 44. P. 5 – 8.
7. *Mikucki B.A., Shook S.O., Mercer W.E.* Magnesium matrix composites at dow: status update // *Die Cast. Eng.* 1986. V. 30. № 5. P. 26 – 36.
8. *Braszczynska K.N.* Contribution of SiC particles to the formation of the structure of Mg–3 nt% RE cast composites // *Z. Metallkunde*. 2002. V. 94. № 2. P. 144 – 148.
9. *Кезик В.Я., Новосадов В.С.* New Materials and Processes in Industry. Moscow, Specmash. 1992. P. 44.
10. Справочник по авиационным материалам / Под ред. А.Г. Туманова: В 2 т. М.: Машиностроение, 1965. Т. 2. 456 с.
11. Композиционные материалы в технике / Под ред. Д.М. Карпиноса. Киев: Техника, 1985. 152 с.
12. Композиционные материалы в машиностроении / Ю.Л. Пилиновский, Т.В. Грудина, А.Б. Сапожников и др. Киев: Техника, 1990. 141 с.
13. Композиционные материалы: Справочник / Под ред. В.В. Васильева, Ю.М. Гарнопольского. М.: Машиностроение, 1990. 512 с.
14. *Заболоцкий А.А.* Итоги науки и техники: Композиционные материалы. М.: ВИНТИ, 1979. 107 с.
15. Износостойкие композиционные материалы для экстремальных условий эксплуатации / А.С. Калиниченко, В.Я. Кезик, К.Э. Барановский, Е.А. Воронин // Новые конкурентоспособные и прогрессивные технологии, машины и механизмы в условиях современного рынка: Мат-лы междунар. научн.-техн. конференции. Могилев, 2000. С. 129.
16. *Кезик В., Новосадов В.* Tribotechnical Metal Matrix Composites, Proc. of the 2nd Int. Japan Int. SAMPE Conference, Chiba, Japan, 1991. P. 281 – 284.
17. Литые композиционные материалы с макрогетерогенной структурой / А.Г. Анисович, К.Э. Барановский, А.С. Калиниченко и др. // Литье и металлургия. 2001. № 2. С. 133 – 139.
18. *Кезик В.Я., Калиниченко А.С.* Некоторые данные о литье композитов с фрагментированием армирующих элементов // Мат-лы, технологии и оборудование для упрочнения и восстановления деталей машин: Сб. науч. тр. Мн., 2003. С. 105 – 108.
19. Применение макрогетерогенных композиционных материалов для повышения износостойкости пар трения / А.С. Калиниченко, В.Я. Кезик, И.И. Крымчанский и др. // Литье и металлургия. 2003. № 1. С. 66 – 68.

20. *Кривошеев Ю.К., Кезик В.Я., Калиниченко А.С.* Математическое моделирование процесса пропитки композиционных материалов // *Литье и металлургия*. 2002. № 1. С. 108 – 112.
21. Суспензионное и композиционное литье / Под ред. С.С. Затуловского. Киев: Ин-т проблем литья АН УССР, 1988. 128 с.
22. *Шнитко В.К., Борисов Г.П., Костин А.И.* Получение композиционных отливок из жидко-твердых сплавов // *Теория и практика процессов получения биметаллических и многослойных отливок*: Сб. науч. тр. ИПЛ АН УССР. Киев, 1987. С. 117 – 120.
23. Анодные окисные покрытия на легких сплавах / Под ред. И.Н. Францевича. Киев: Наук. думка, 1977. 259 с.
24. *Калиниченко А.С., Бергман Г.В.* Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: Теория и практика. Мн.: Технопринт, 2001. 367 с.
25. *Найдич Ю.В.* Контактные явления в металлических расплавах. Киев: Наук. думка, 1972. 196 с.
26. *Затуловский С.С., Кезик В.Я., Иванова Р.К.* Литые композиционные материалы. Киев: Техника, 1990. 240 с.
27. *Kezik V.* Tribocomposites, J.G. Ref. 64028/V21. Pat. Application № 210192/3302 of the RSA, 1992.
28. Справочник по практическому металлосведению / В.Л. Памошенко, Б.Б. Винокур, С.Е. Кондратюк и др. Киев: Техника, 1972. 42 с.
29. *Смитлз К. Дж.* Металлы. М.: Металлургия, 1980. 447 с.
30. *Kezik V. Ya., Kalinichenko A. S., Kalinichenko V. A.* The application of gallium as a liquid metal lubricant // *Zeitschrift für Metallkunde*. 2003. V. 94. № 2. P. 81 – 90.
31. Специальные способы литья: Справочник / Под общ. ред. Е.А. Ефимова. М.: Машиностроение, 1991. 436 с.
32. *Alwit R.S.* The Aluminium Water System // *Oxide and Oxide Films*. J. Diggle and A.K. Vijh ed. 1976. V. 4. P. 168 – 253.
33. *Францевич И.Н., Воронов Ф.Ф., Бакута С.А.* Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Киев: Наук. думка, 1982. 286 с.
34. *Фролов В.П.* Конструкционные материалы, технология изготовления и испытания // *Решетчатые крылья* / Под ред. С.М. Белоцерковского. М.: Машиностроение, 1985. С. 181 – 210.
35. *Портной К.И., Лебедев А.А.* Магниевые сплавы. М.: Металлургиздат, 1952. 280 с.
36. Macroheterogeneous casted composite materials: Structure of surface layers / A.S. Kalinichenko, V. Ya. Kezik // *Advanced Technologies for Material Processing and Repairing of Worn-out Parts* // Proc. of the 1st Belarussian German Sem. Minsk, 1996. P. 128 – 139.
37. *Кезик В.Я., Калиниченко А.С., Иванова Р.К.* Формирование структуры поверхностного объема литых макрогетерогенных композиционных материалов в условиях низкоскоростного трения без смазки // *Литье и металлургия*. № 2. С. 118 – 123.
38. *Шпагин А.И., Желин А.П.* Мышьяковистый баббит, заменяющий баббит Б83 // *Металловедение цветных металлов и сплавов*: Тр. ГИПРОЦМО. М., 1950. С. 121 – 134.
39. *Щека И.А., Чаус И.С., Митарева Т.Т.* Галлий. Киев: ГИТЛ, 1963. 296 с.