

УДК 620.22

НЕКОТОРЫЕ ДАННЫЕ О ЛИТЬЕ КОМПОЗИТОВ С ФРАГМЕНТИРОВАНИЕМ АРМИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

В.Я. КЕЗИК, А.С. КАЛИНИЧЕНКО

(Белорусский национальный технический университет, Минск)

Рассматриваются вопросы влияния фрагментирования армирующих элементов в литых композиционных материалах на структуру и свойства изделий. Показано, что в зависимости от состава композиционного материала, времени взаимодействия расплава матрицы и армирующих элементов возможно формирование различных структур в готовых изделиях. Это открывает путь получения композиционных материалов с заранее заданными физико-механическими и триботехническими свойствами.

В синтезе композиционных материалов постулируется ряд положений, одним из которых является правило сохранения целостности тугоплавких (неплавящихся) армирующих элементов. Постулируется также минимизация их взаимодействия с инфильтруемым материалом. В то же время показано, что в определенных условиях разрушение исходных армирующих элементов металлическим расплавом позволяет получить композит с более высокими служебными свойствами [1].

Формирование литьем заготовок композиционных материалов с трансформацией армирующих элементов, особенно таких распространенных и легкодоступных, как железуглеродистая дробь, представляет интерес, поскольку в случае успешной реализации позволяет получить новый способ управления структурой, расширить номенклатуру применяемых материалов, уменьшить стоимость конечного продукта и расширить области применения литых композитов. Но ограниченность приведенных данных не позволяла сделать вывод об условиях реализации подобного процесса, в котором основным является этап разрушения исходных армирующих элементов на отдельные мелкие фрагменты (зерна), а также оценить целесообразность применения данного процесса.

Поэтому были проведены исследования, ставившие целью определить возможность и особенности формирования литых композитов с разрушением исходных армирующих инфильтруемым расплавом.

Объектом экспериментов стали макрогетерогенные композиционные материалы на основе железуглеродистых сплавов, ПЖМ, ДСЛ и ДЧЛ. Варьирование относительным содержанием дроби различных фракций (использовалась дробь диаметром от 0,355 до 2,500 мм) обеспечило исходное объемное содержание армирующих от 43 до 89 %.

Заливка расплава и выдерживание заготовок в твердожидком состоянии производилось в изотермических условиях.

Фиксирование структуры при различных температурах проводилось быстрым охлаждением заготовок в воду или жидкий азот до температуры 300...400 °С.

Основным методом исследования был металлографический анализ.

При оценке результатов экспериментов во внимание были приняты только воспроизводимые структуры, которые можно было полагать типичными для данных условий.

При оценке результатов численных экспериментов во внимание были приняты только те значения измеренных величин, которые укладывались в 95 % доверительный интервал и давали ряд без резко выделявшихся значений.

Поскольку к началу экспериментов данных о параметрах процесса трансформации тугоплавких элементов не было, режимы синтеза выбирали, исходя из решения уравнения, описывающего температурно-временные параметры литья макрогетерогенных композитов [1].

Была получена величина температуры изотермического литья, находившаяся в пределах 1,0... 1,3 температуры ликвидус (T_L) инфильтруемого металла. Учтены также были данные по температурно-временным параметрам синтеза псевдосплавов на основе ПЖ [2 - 4].

Для рассматриваемых систем отмечено, что основным механизмом взаимодействия твердой и жидкой фаз является растворо-диффузионный. А устранение или уменьшение его проявления достигается исходным насыщением элементов композита компонентами, стабилизирующими систему [1 - 4].

Однако ни для ненасыщенных, ни для взаимонасыщенных железомедных систем в условиях литья и выдержки при 1150... 1200 °С подавление взаимодействия не наблюдалось. Во всех образцах от поверхности гранул в медь прорастали выступы в виде отдельных кристаллов или дендритов. В объеме меди также были выявлены обособленные участки железа.

Повышение температуры взаимодействия до 1250...1400 °С (1,15... 1,30 T_L), которая в дальнейших опытах была рабочей, приводило к частичному или полному разрушению гранул и образованию специфических конгломератов из распавшихся, расплавившихся и вновь закристаллизовавшихся, а также подплавившихся частиц. В этих конгломератах отдельные участки отвечали растворам с концентрацией меди 95...96 %, 97...98 % и 90...92 %. При этом было обнаружено выделение углерода в виде мельчайших частиц на поверхности шлифов. Количество потерявших исходную сферическую форму гранул ПЖ увеличивалось с уменьшением их объемного содержания и линейных размеров. Необходимо отметить повышение концентрации цемента в ферритоцементитной смеси в мелких частицах ПЖ и их неравномерное распределение по объему образцов.

Переход к системам ДСЛ - медь и ДЧЛ - медь, т.е. переход к многокомпонентным системам, в которых состав армирующих регламентирован менее строго по сравнению с ПЖ, привел к выявлению иных структур. Для всех образцов была характерна потеря первоначальной формы гранул, их спекание и последующее дробление на более мелкие фрагменты. Величина последних, при равном исходном содержании армирующих 68...71 %, зависела от их химического состава. С различным химическим составом гранул была связана различная твердость фрагментов после синтеза и их различная травимость. Для фрагментов ДСЛ с исходным химическим составом (в % по массе): 0,38...0,42 углерода; 0,43...0,45 кремния; 0,29...0,31 марганца; 0,06 серы; 0,07 фосфора, остальное - железо микротвердость составляла 3,09... 3,12 ГПа. Для гранул ДСЛ состава: 0,4...0,42 углерода; 0,39...0,40 кремния; 1,2...1,4 марганца; 0,07 серы; 0,07 фосфора, остальное — железо микротвердость была 3,31...3,56 ГПа. При более высоком содержании углерода в ДСЛ: 0,45...0,47 углерода; 1,1... 1,3 кремния; 1,3... 1,5 марганца; 0,07 серы; 0,08 фосфора; железо - остальное микротвердость выросла до 4,51...4,82 ГПа.

Промежутки между фрагментами ДСЛ более 10 мкм (размер пятна микрорентгеноспектрального зонда 10 мкм) представляли собой твердые растворы железа, марганца, кремния в меди переменного состава. Однако нельзя исключить образования интерметаллидов переменного состава, так как фиксировалась высокая концентрация марганца (до 25 %) и кремния (до 4,5 %).

Замена меди бронзой КЗМц1Ж04 при малом времени заливки и контакте твердой и жидкой фаз (до 2 мин) формировалась известная структура макрогетерогенного композита. Увеличение времени контакта при температурах более 1,15 T_L бронзы приводило к разрушению таких структур и формированию подобной обычным сплавам. Ее дисперсность связана с относительным содержанием армирующих элементов. При исходном содержании гранул 46...52 % формировалась наиболее дисперсная структура. С увеличением содержания армирующих размер образовавшихся фрагментов увеличивался. При этом микротвердость фрагментов уменьшалась с увеличением их размеров и снижалась от 4,80...4,86 ГПа для образцов с наиболее мелкодисперсной структурой до 4,53...4,56 ГПа для структуры с более крупными фрагментами. Микротвердость промежутков между фрагментами соответствовала двум наборам значений: 3,76...3,81 ГПа в более темных участках и 4,01... 4,06 ГПа - в светлых.

Аналогичные результаты были получены при литье композиционных материалов на основе ДЧЛ. Фиксирование структуры образцов через равные промежутки времени от момента заполнения формы позволило установить, что после смачивания поверхности гранул расплав проникает между их отдельными частями, разделяя армирующие элементы на фрагменты разной величины. Одновременно расплав накапливался в усадочных пустотах дробы. Полному разделению фрагментов также способствовало конвективное перемещение расплава (рис. 1, а, б).

По мере увеличения времени контакта жидкая фаза продолжала дробить фрагменты (рис. 2, а, б). Дробление завершалось формированием структуры материала подобной сплаву.

При больших увеличениях (1000...2500) было выявлено, что проникновение жидкой фазы в отдельные фрагменты начиналось с границ зерен, а при увеличении времени выдержки жидкая фаза проникала в тело зерен. Очевидно, это происходило через различные дефекты, что приводило к проявлению (декорированию) субструктуры. А при достаточной подвижности жидкой фазы - к разрушению зерен на еще более мелкие фрагменты.

При сопоставлении изменения структур сложилось впечатление, что разрушение гранул и величина образовавшихся фрагментов определялись исходным потенциалом жидкой фазы, который исчерпывался по мере ее продвижения в твердую фазу. Подтверждением такому предположению может служить факт уменьшения величины отдельных фрагментов при введении в расплав меди поверхностно активных по отношению к железоуглеродистым сплавам компонентов - кремния, бора, лития, а также постоянство полученных структур вне зависимости от времени выдержки при заданной температуре после достижения некоторого порога в размерах.

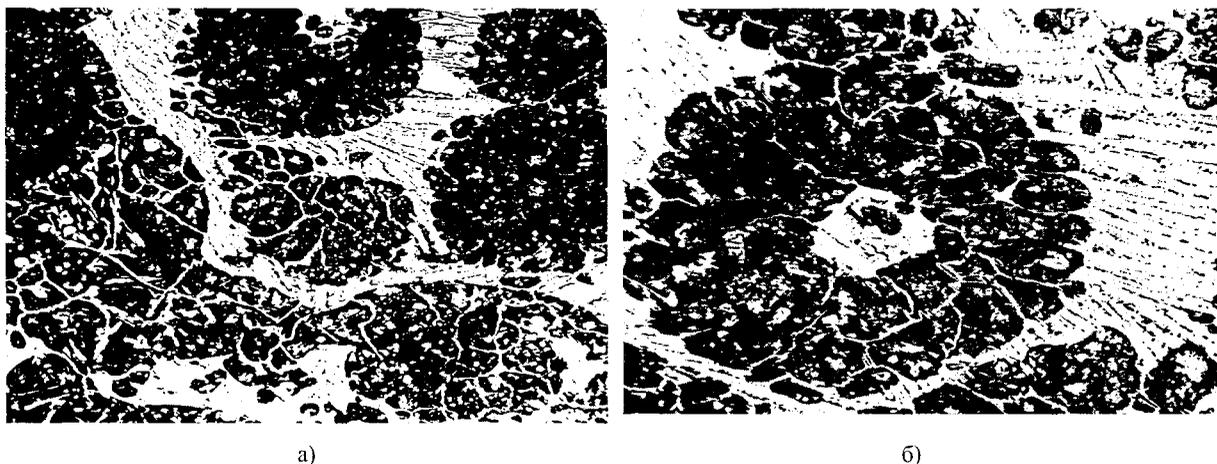


Рис. 1. Трансформация ДЧЛ под действием расплава ($T_{\text{зал}} = 1300 \dots 1320 \text{ }^\circ\text{C}$):
а – увеличение $\times 20$; б – увеличение $\times 100$

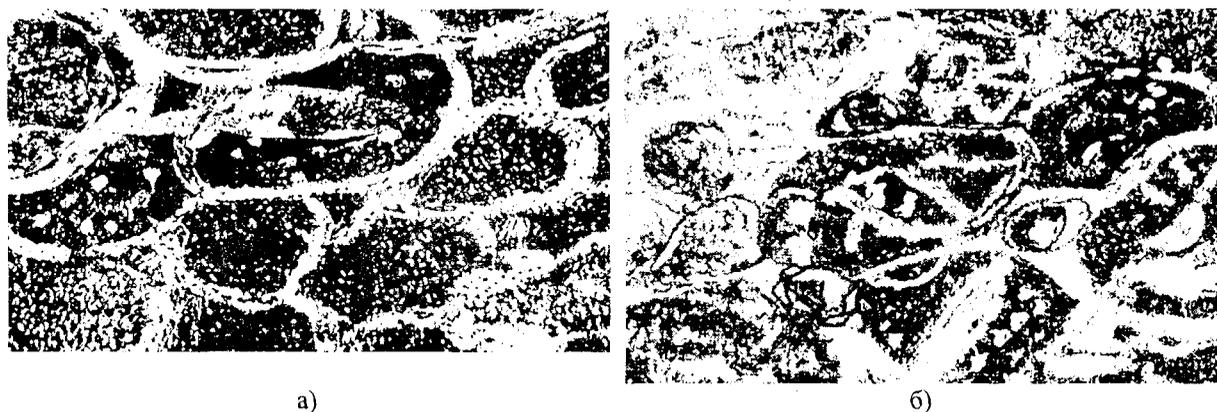


Рис. 2. Изменение структуры фрагментов ДЧЛ
в зависимости от времени жидкофазного взаимодействия $\times 500$:
а) 15 мин; б) 25 мин

Литые образцы с фрагментированными армирующими элементами на основе ДСЛ характеризовались следующими физико-механическими свойствами: $\sigma_t = 450 \dots 473 \text{ МПа}$, $\sigma_b = 645 \dots 690 \text{ МПа}$, $\delta = 21 \dots 34 \%$, КСИ = $129 \dots 144 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$; а на основе ДЧЛ: $\sigma_t = 461 \dots 513 \text{ МПа}$, $\sigma_b = 750 \dots 790 \text{ МПа}$, $\delta = 10 \dots 12 \%$, КСИ = $45 \dots 53 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ в зависимости от исходного содержания гранул (65...80 об. %).

Износостойкость при трении о нежесткозакрепленный абразив (стандарт 23,208) составила при числе оборотов 3600: для ДСЛ-композиов - 85...96 мг; для ДЧЛ-композиов - 63...71 мг; для эталона ИЧХ 12М-136...151 мг.

Таким образом, проведенные эксперименты подтвердили возможность формирования композиов, сопровождающихся фрагментированием исходных литых гранул железоуглеродистых сплавов. Но однозначно установить причины и механизмы процесса они пока не позволили. Необходима постановка значительного числа экспериментов для выявления того, является ли рассматриваемый процесс результатом проявления эффекта Ребиндера либо следствием избирательной химической эрозии, либо пограничного контактного плавления или какого-либо другого типа взаимодействия с массопереносом. Необходимы эксперименты по кинетике и динамике пограничных состояний элементов композиционных материалов. Но подобные исследования сдерживаются отсутствием исходной сравнительной базы как по многокомпонентной межфазной и межзеренной пограничной диффузии, так и по подвижности межзеренных и межфазных границы в многокомпонентных системах, тем более отсутствуют данные по особенностям формирования при синтезе композиов с макронеоднородной структурой.

Однако такие эксперименты начаты. Их результаты, по мере накопления и осмысления, будут опубликовываться.

Полученные результаты позволили установить основные технологические параметры литья, сопровождающиеся трансформацией армирующих элементов и определить, как она протекает. Был получен композит со структурой обычного сплава, но отличным от такого сплава химическим составом и более высокими свойствами в литом состоянии. За счет исключения ряда стадий (предварительных и одного из основных нагревов) возможно упростить и удешевить технологический процесс синтеза композитов при обеспечении их высоких служебных свойств.

ЛИТЕРАТУРА

1. Затуловский С.С., Кезик В.Я., Иванова Р.К. Литые композиционные материалы. - Киев: Техника, 1990.-240 с.
2. Композиционные материалы в технике / Д.М. Карпинос, Л.И. Тушинский, А.Б. Сапожникова и др. - Киев: Техника, 1985. - 152 с.
3. Тушинский Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. - М.: Металлургия, 1976.-208 с.
4. Францевич И.Н., Бойко Б.Б. Некоторые данные о пропитке пористых железомарганцовистых сплавов медью и ее сплавами // Порошковая металлургия. - 1964. - № 1. - С. 44 - 45.