



УДК 669.187.526:51.001.57

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ СТАЛЬНЫХ ВОЛОКОН С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ РАСПЛАВА

Г. В. Жук

Описан процесс получения композиционного материала алюминиевая матрица — стальные волокна методом диспергирования расплава из промежуточной емкости в процессе электронно-лучевого переплава. Изучено влияние технологических условий на характер взаимодействия волокна с матрицей. Исследованы макро- и микроструктура образцов, определен состав образующихся фаз.

Process of producing a composite material, aluminium matrix — steel fibres, using the method of melt dispersion from an intermediate crucible during the process of electron beam remelting is described. Effect of technological conditions on nature of interaction of fibre with matrix is investigated. Macro-and microstructures of samples are examined and the composition of forming phases is determined.

Ключевые слова: композиционный материал; диспергирование расплава; алюминиевая матрица; стальные волокна; интерметаллид

Чрезвычайно высокие физические и механические свойства волокнистых композиционных конструктивных материалов на основе металлических волокон и матрицы теоретически могут быть достигнуты. На практике этого сделать не удастся из-за технологических трудностей, связанных с созданием необходимых условий взаимодействия металлов на границе волокно — матрица. Граница раздела должна удовлетворять двум условиям: непрерывность механических свойств и отсутствие широкой переходной зоны по химическому составу. Выполнение первого критерия означает эффективное перераспределение нагрузки при деформации и обеспечивается отсутствием у волокон поверхностных дефектов и окисления. Для выполнения второго условия необходимо подавить диффузионные процессы на границе волокно — матрица [1].

Требуемые технологические условия обеспечивает новый метод получения композитного материала — электронно-лучевое диспергирование расплава (ЭЛДР), разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона [2, 3]. Процесс происходит в условиях глубокого вакуума ($P < 10^{-1}$ Па), что предотвращает окисление поверхности металлических волокон при их нагреве. Данная технология позволяет обеспечить

минимальную толщину зоны диффузионного взаимодействия материалов волокна и матрицы. Метод был применен для получения волокнистого композиционного материала на основе матрицы из легких металлических сплавов, армированной упрочняющими волокнами. Задачей исследования было изучить структуру матрицы и характер ее взаимодействия с волокном.

В качестве материалов были использованы: для матрицы — алюминиевый сплав типа АМг1 (состав, % мас: Al — основа, Cu 0,17, Fe 0,14, Mg 0,52, Mn 0,02, Si 0,1), для волокон — стальная проволо-

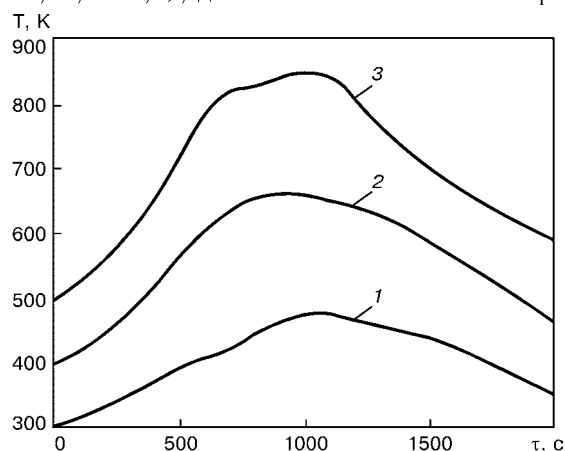


Рис. 1. Температурные циклы подложки, предварительно нагретой до 300 (1), 400 (2) и 500 К (3)



Рис. 2. Макроструктура поперечного сечения волокнистого композита (X5)

лока диаметром 0,18 мм (состав, % мас: Fe 98,5, Al 0,27, Cr 0,12, Mn 0,75)*. Эта пара сплавов без значительного легирования была выбрана с точки зрения чистоты эксперимента, чтобы более четко проследить взаимодействие алюминия с железом. Кроме того, при выборе технологических параметров авторы ориентировались на расчетные данные для алюминиевой матрицы и стальных волокон [4].

Проволоку натягивали на стальной каркас, который закрепляли на стальной пластине толщиной 20 мм с отверстиями для термопар. Матрицу наносили в соответствии с технологической схемой [3] как с предварительным нагревом подложки (пластины) до 400 и 500 К, так и без нагрева. Волокна предварительно не нагревали. Производительность диспергирования расплава составила 150 кг/ч. С помощью вольфрам-рениевых термопар, подключенных к самописцу, фиксировали температуру подложки в течение всего времени получения композита (рис. 1). После нанесения матрицы толщиной 30... 40 мм процесс прекращали и выдерживали изделие в условиях вакуума в течение 1 ч.

Из полученного композита были изготовлены образцы для исследования макро- и микроструктуры. Макроструктура поперечного сечения композита на основе алюминиевой матрицы полосчатая с волнообразными границами, которые соответствуют слоям кристаллизации (рис. 2). Дефекты в виде пор и несплошностей, которые могли быть вызваны несплавлением последовательно кристаллизующих-

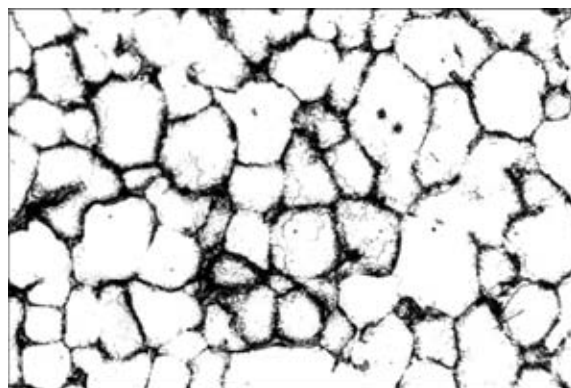


Рис. 3. Микроструктура алюминиевой матрицы (X100)

ся слоев, не обнаружены. Наблюдаемые на макрошлифе поперечного сечения образца слои кристаллизации отличаются величиной зерна и степенью травимости. Наряду с участками с мелким зерном 80... 130 мкм имеются участки, где величина зерна достигает 400 мкм.

Металлографические исследования микроструктуры образцов на основе алюминиевой матрицы проводили на оптическом микроскопе «Neophot 32» после травления в 0,5 %-ном водном растворе плавиковой кислоты. Микроструктура образца алюминиевого композиционного материала гетерофазная (рис. 3), что связано с низкой растворимостью в алюминии некоторых элементов (в том числе сопутствующих примесей кремния и железа). Границы зерен α -твердого раствора широкие, их более интенсивное травление связано с внутрикристаллической ликвацией, по границам зерен имеются выделения интерметаллидных фаз.

На образцах композита, полученного без предварительного нагрева подложки, соединения матрицы с волокном не наблюдается, вокруг волокна образуется пора (рис. 4, а). При предварительном нагреве подложки на границе матрица – волокно происходит химическое взаимодействие металлов и образуется прослойка (рис. 4, б, в). Прослойка однородная, серого цвета (на нетравленных шлифах). Толщина прослойки изменяется в пределах 10... 50 мкм в зависимости от температуры предварительного нагрева подложки.

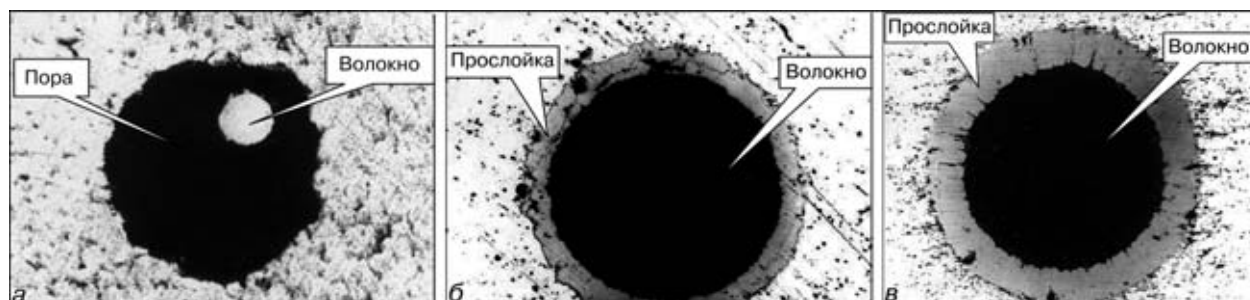


Рис. 4. Характер взаимодействия волокна с матрицей при предварительном нагреве подложки до температур: а – 300 К (X50); б – 400 К (X250); в – 500 К (X250)

* Данные спектрального анализа

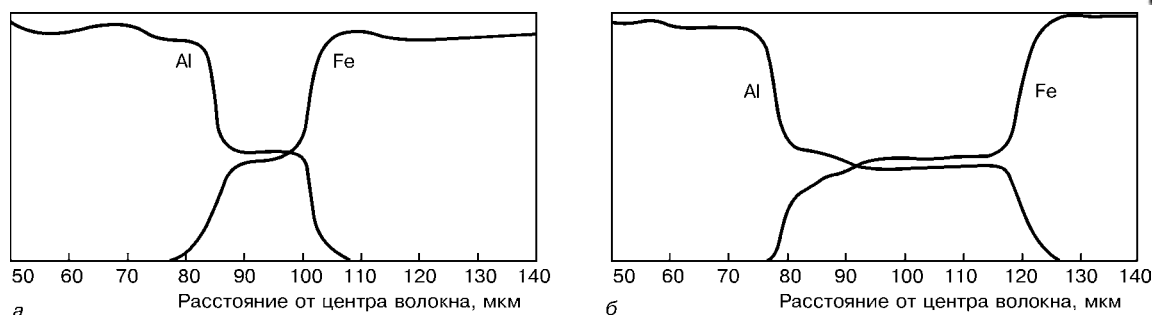


Рис. 5. Характер распределения алюминия и железа в области волокна при предварительном нагреве подложки до температуры 400 (а) и 500 К (б)

Химический состав прослойки исследовали методом рентгеноспектрального анализа на микроанализаторе «Самбах». Для каждого образца было сделано по 46 измерений (шаг измерения 2 мкм), начиная от алюминиевой матрицы через прослойку в область стального волокна, и построены графики распределения алюминия, железа (рис. 5), а также углерода, кремния, магния. Характер изменения содержания алюминия следующий: от максимального в матрице с понижением до 50...60% в прослойке и снижением до нуля в стальной проволоке. Содержание железа изменяется от минимального в алюминиевой матрице до 40...50% в прослойке и достигает максимума в проволоке. Содержание углерода в прослойке не изменяется, что свидетельствует об отсутствии карбидов (т. е. прослойка не является карбидным соединением). Содержание кремния и магния также не повышается.

Следовательно, наблюдаемая на границе алюминиевая матрица — стальное волокно прослойка является интерметаллидом Fe_xAl_y . Исходя из среднего содержания алюминия ~73% ат и железа ~25,8% ат, можно утверждать, что это $FeAl_3$.

Выводы

1. Методом ЭЛДР получены образцы композиционного материала на основе алюминиевой матрицы и стальных волокон.

2. Без предварительного нагрева подложки адгезионной связи волокон с матрицей не происходит.

3. При предварительном нагреве подложки до 400 К между волокном и матрицей образуется прослойка $FeAl_3$, толщина которой растет с увеличением температуры нагрева.

1. Zeng X., Lavernia E. J. Interfacial behavior during spray atomization and Co-deposition // International Journal of Rapid Solidification. — 1992. — Vol. 7. — P. 219–243.
2. Пат. 42792 Украина. МПК В22 Д23/00. Спосіб електронно-променевого лиття диспергуванням / Б. Є. Патон, М. П. Тригуб, П. А. Пап, Г. В. Жук. — Оpubл. 15.11.01. Бюл. 10.
3. Жук Г. В., Тригуб Н. П. Новый метод диспергирования расплава в электронно-лучевых установках и оборудование для его реализации // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 4. — С. 18–20.
4. Жук Г. В. Расчет толщины слоя интерметаллидов, образующихся при нанесении титановой и алюминиевой матрицы на стальные волокна методом электронно-лучевого диспергирования расплава // Там же. — 2002. — № 2. — С. 21–24*.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 06.12.2002

* В данной статье на рис. 3 (стр. 23) и в тексте (стр. 24) допущены ошибки. Следует читать «... толщина интерметаллидного слоя для алюминиевой и титановой матриц составляет 23...38 и 15...30 мкм» вместо 0,23...0,38 и 0,15...0,3 мкм.