

Структурообразование квазикристаллических сплавов Al–Cu–Fe, легированных Si и В

Устинова Е.В., асп.; Суховая Е.В., проф.

Днепропетровский национальный университет имени Олеся Гончара,
г. Днепропетровск

Стабильная икосаэдрическая ψ -фаза ($\text{Al}_6\text{Cu}_2\text{Fe}$), обладающая уникальными свойствами, была обнаружена в системе Al–Cu–Fe [1]. Несмотря на широкое внимание к новому классу квазикристаллов, фазовая диаграмма системы Al–Cu–Fe при легировании Si и В в области существования икосаэдрической фазы не достаточно определена. Влияние легирующих элементов на структуру сплавов Al–Cu–Fe остается спорным [2, 3]. Поэтому целью работы является изучение влияния Si и В на фазовый состав сплавов Al–Cu–Fe.

Сплавы выплавляли из химически чистых элементов в графитовых тиглях. Скорость охлаждения сплавов составляла 10–100 К/с. Составы сплавов находились в следующей концентрационной области (в ат. %): 58–65 % Al; 24–25 % Cu; 11–12 % Fe; 0–7 % Si и 0–3 % В. Контроль содержания элементов выполняли методом рентгенофлуоресцентного анализа. Для исследования структурного и фазового состава сплавов применяли методы количественного металлографического и рентгеноструктурного анализов.

Структуру исследованных квазикристаллических сплавов Al–Cu–Fe, охлажденных со скоростью 10 К/с, образуют дендриты λ -фазы ($\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$), которые окружены ободками икосаэдрической квазикристаллической ψ -фазы. Эта фаза образуется по перитектической реакции $\text{Ж} + \lambda \rightarrow \psi$. Кристаллы λ -фазы имеют неоднородное строение: в середине в этих кристаллов находятся не растворившиеся участки μ -фазы (Al_5Fe_2). Дендриты λ -фазы кристаллизуются по перитектической реакции $\text{Ж} + \mu \rightarrow \lambda$. Остаток жидкости затвердевает с выделением метастабильной τ -фазы на основе твердого раствора AlCu(Fe). В этой фазе присутствуют включения η -фазы (AlCu) и θ -фазы (Al_2Cu). При увеличении скорости охлаждения сплава Al–Cu–Fe до 100 К/с суммарный объем λ - и ψ -фазы увеличивается приблизительно на 10 %, а кристаллизация μ -фазы подавляется.

Введение кремния от 4 до 7 ат.% в состав сплавов Al–Cu–Fe приводит к появлению до 7 об.% β -фазы (AlFe(Cu)). Эта фаза кристаллизу-

ется по перитектической реакции $\text{Ж}+\lambda\rightarrow\beta$. Затем при затвердевании последовательно протекают две перитектические реакции $\text{Ж}+\lambda+\beta\rightarrow\psi$ и $\text{Ж}+\lambda+\beta\rightarrow\psi+\omega$. В сплаве $\text{Al}_{59}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_4$ размер перитектических ободков ψ -фазы составляет 27,8 мкм, а в сплаве $\text{Al}_{56}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{Si}_7$ размер ободков ψ -фазы – 30,9 мкм и ω -фазы – 7,8 мкм. Остаток жидкости затвердевает с образованием τ -фазы с последующим выделением η - и θ -фаз, объем которых практически не изменяется и составляет около 8 %. Рост скорости охлаждения сплавов Al-Cu-Fe с 10 до 100 К/с сопровождается измельчением структурных составляющих.

Введение 1 ат.% бора в сплав Al-Cu-Fe ($V_{\text{охл}}=10$ К/с) приводит к уменьшению объема первичной λ -фазы. Объем λ -фазы уменьшается до 3–5 об.%, что можно объяснить увеличением степени завершенности перитектической реакции $\text{Ж}+\lambda\rightarrow\psi$ в присутствии бора. При увеличении содержания бора до 3 ат.% в структуре сплава Al-Cu-Fe наблюдаются иглообразные кристаллы фазы Fe_2AlB_2 . В местах расположения пор наблюдаются округлые включения фазы AlB_{12} . Увеличение концентрации бора до 3 ат.% в сплавах Al-Cu-Fe ($V_{\text{охл}}=100$ К/с) не изменяет последовательности кристаллизации, но влияет на относительное содержание фаз. Размер перитектических ободков ψ -фазы в сплаве $\text{Al}_{62}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{B}_1$ достигает 28,4 мкм, а в сплаве $\text{Al}_{60}\text{Cu}_{25}\text{Fe}_{12}\text{B}_3$ – 26,3 мкм. Введение бора 1–3 ат.% в состав сплавов Al-Cu-Fe приводит к значительному увеличению пористости сплавов, особенно образцов, охлажденных со скоростью 10 К/с.

Таким образом, проведенные исследования показывают зависимость характера кристаллизации исследованных сплавов Al-Cu-Fe как от скорости их охлаждения, так и от состава легирующих добавок.

1. E. Huttunen-Saarivirta, J. Alloys Comp. **363**, 150 (2004).
2. S.M. Lee, B.H. Kim, S.H. Kim et. al., Mater. Sci. Eng. **294–296**, 93 (2000).
3. V. Brien, F. Herbst, P. Weisbecker et. al., J. Mater. Res. **19** №10, 2974 (2004).