

Влияние меди и железа на структуру алюминия при неравновесном затвердевании

Студентка гр. 10404116 Телешова Е.В.

Научный руководитель – Калиниченко А.С.

Белорусский национальный технический университет

г. Минск

Рассмотрим особенности процесса формирования структур сплавов на основе алюминия, полученных в неравновесных условиях затвердевания. Представляет интерес провести анализ влияния меди на структуру алюминия при сильно неравновесных в условиях затвердевания. В условиях неравновесной кристаллизации сплавов однофазной области (Al-Cu) с повышением скорости охлаждения средняя концентрация легирующего элемента в твердом растворе сначала снижается, при какой-то скорости ($V_{кр}$) становится минимальной, а затем возрастает до исходной в сплаве.

В неравновесных двухфазных сплавах концентрация твердого раствора также непостоянна (как в случае условий, приближающихся к равновесным); она повышается с прибавлением второго компонента в сплаве, при определенном его содержании проходит через максимум и снижается при дальнейшем легировании. Чем выше скорость охлаждения расплава, тем при более высоком содержании легирующего элемента достигается его концентрация в неравновесном твердом растворе. Содержание легирующих элементов в сплавах составляло от 2,0 до 40,0 вес. % для меди. исследования фазового состава и структур проводились для скорости охлаждения жидкого металла $V_{охл}$, равной 10^1 , 10^2 и 10^5 К/с. Результаты определения растворимости меди в неравновесном α_{Al} -твердом растворе в зависимости от ее содержания в сплаве и скорости охлаждения при кристаллизации представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Среднее содержание меди в α_{Al} -фазе, вес. %

$V_{охл}$, К/с	Содержание меди в сплаве, %								
	2	5	10	15	18	20	25	30	33
10^{-1}	1,2	3,2	2,9	3,5	–	3,6	3,3	2,1	1,6
10^2	0,7	2,7	2,5	2,8	–	2,6	2,0	1,75	1,2
10^5	1,85	3,85	3,5	4,25	4,8	4,75	3,9	2,5	–

Как видно, значения средней концентрации твердого раствора для различных составов сплавов при каждой скорости охлаждения существенно отличаются и далеко не достигают предельной растворимости меди в α -фазе (5,7% Cu) в принятых условиях кристаллизации. Максимальная средняя концентрация меди в твердом растворе составила 4,8% при содержании ее в сплаве 18-20% и скорости охлаждения 10^5 К/с. Минимальная растворимость меди в неравновесном α_{Al} -твердом растворе (1,2–1,6%) оказалась в эвтектическом сплаве 33% и дальше остается на том же уровне.

Фазовый состав быстрозатвердевших образцов ($V_{охл}=10^4$ - 10^5 К/с) отличается от состава, сложившегося в условиях, более близких к равновесным, и зависит от содержания второго компонента в сплаве. Структура исследованных сплавов, охлажденных с малой скоростью (10^1 К/с), состоит из первичных дендритов α_{Al} -твердого раствора и стабильной эвтектической θ -фазы ($CuAl_2$). При повышении интенсивности охлаждения до 10^2 К/с наряду с равновесной на рентгенограммах фиксируются спектры второй метастабильной фазы $CuAl$, которые сохраняются в сплавах с содержанием меди до 20%, а при скорости 10^5 К/с – во всех сплавах доэвтектической концентрации (33%Cu).

Начиная с 15% меди, при максимальной скорости кристаллизации сплавов на рентгенограммах появляются линии другой метастабильной фазы Cu_3Al_2 , а при меньших скоростях охлаждения эта фаза обнаруживается в сплавах с 25%Cu и более. Таким образом, с появле-

нием богатых медью вторичных метастабильных фаз CuAl и Cu_3Al_2 можно связать некоторое снижение концентрации меди в твердом растворе при ее содержании в сплавах 5–10% и особенно заметное в сильнолегированных сплавах двухфазной области, содержащих свыше 20% Cu (вплоть до эвтектического состава), закристаллизованных с большими скоростями.

Известно, что железо относится к нежелательным элементам в алюминиевых сплавах, так как присутствие железа ведет к дендритному затвердеванию и образованию интерметаллических соединений Al_3Fe или Al_6Fe . В тоже время, железо способствует повышению жаропрочности алюминиевых сплавов, если присутствует в виде мелких дисперсоидов или в твердом растворе алюминия. Применение неравновесных условий затвердевания, которые наблюдаются при скорости охлаждения $10^2 - 10^6$ К/с, позволяют избегать грубых выделений первичных интерметаллидов железа (рисунок 1).

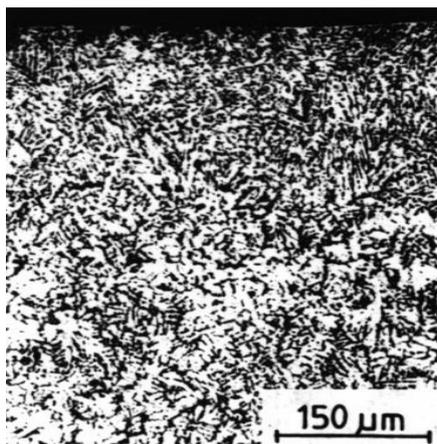


Рисунок 1 – Структура лент из сплавов системы Al-3Fe, полученных литьемнамораживания

Дендритный параметр (для сплава Al-3% Fe) составлял 7 мкм, а расстояние между эвтектическими пластинками было около 0,5 мкм. На основе этих измерений можно оценить, что скорость охлаждения для междендритной эвтектики составляла 650 К/с, а скорость затвердевания была 0,5 мм/с, что почти на два порядка ниже, чем для основной структуры и, соответственно, для ленты. В сплавах алюминий – железо, охлажденных со скоростями $10^5 - 5 \cdot 10^6$ К/с при содержании в сплавах до 5% Fe структура является ячеисто-дендритной, представляющей собой неравновесный твердый раствор железа в алюминии без заметных включений эвтектической составляющей. Размер дендритных ячеек уменьшается по мере усиления интенсивности охлаждения. Изменение периода решетки твердого раствора проявляется заметно в быстрозатвердевших сплавах. В связи с меньшим атомным радиусом легирующего элемента – железа по мере растворения его в алюминии идет монотонное снижение параметра решетки α -фазы.

При охлаждении со скоростью $5 \cdot 10^5$ К/с период решетки чистого алюминия 4,0496 Å уменьшается до 4,0215 и 4,0126 Å для сплавов с 5 и 7,5% железа соответственно. Дальнейшее содержание второго компонента в сплавах приводит уже к постепенному увеличению параметра решетки, а следовательно, к снижению концентрации железа в твердом растворе в результате выделения первичных интерметаллидных фаз.

Равновесная растворимость железа в алюминии оценивается в 0,05% при эвтектической температуре и ничтожно мала при комнатной. Значительное сокращение периода решетки в зависимости от состава быстроохлажденных расплавов Al-Fe свидетельствует о сильном пересыщении твердого раствора железом. Однако нельзя утверждать, что даже при максимальном уменьшении параметра решетки при скоростном охлаждении достигается полная растворимость железа в алюминиевой матрице. Как показывает фазовый рентгеновский анализ в

структуре сплавов с 5 и 7,5 % Fe, охлажденных со скоростями 10^5 – 10^6 К/с, присутствует избыточная интерметаллидная фаза.

Таким образом, неравновесные условия затвердевания позволяют расширить области растворимости меди и железа в алюминии, что способствует повышению физико-механических свойств сплавов.

УДК 621.74

Конструктивные элементы разъемных стержневых ящиков для пескодувного процесса

Студент гр.10404114 Скворцов А.А.

Научный руководитель – Скворцов В.А.

Белорусский национальный технический университет

г. Минск

Основными конструктивными элементами закрытых разъемных стержневых ящиков для пескодувного процесса (рисунок 1) являются: 1 – полуформа нижняя; 2 – полуформа верхняя; 3,4 – центрирующие штыри и втулки; 5 – корпус; 6 – выталкиватели и колонки возврата; 7 – плита выталкивателей; 8 – подкладная плита выталкивателей; 9 – упор; 10 – упор регулируемый.

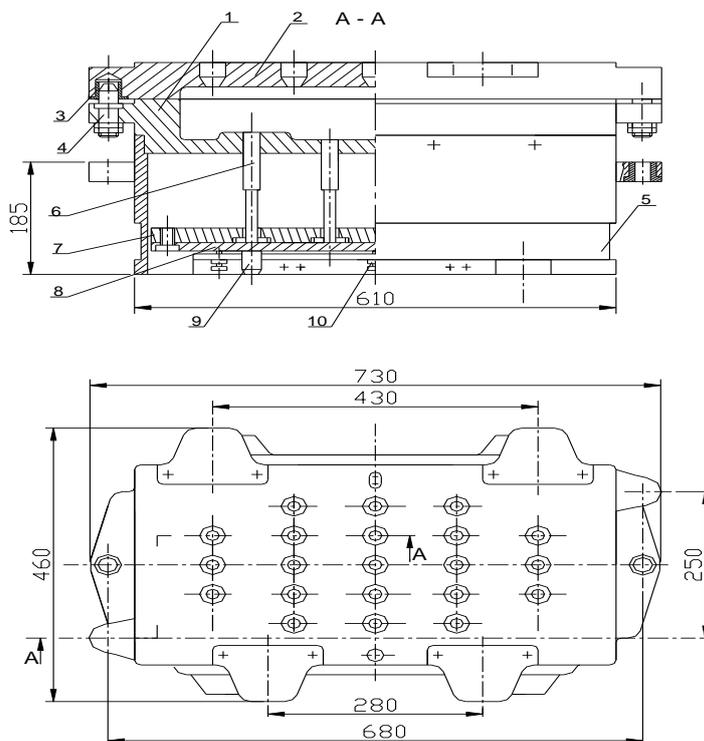


Рисунок 1– Стержневая оснастка к машине модели 4509С с горизонтальной плоскостью разреза:

1, 2 – полуформы; 3 – втулка; 4 – штырь; 5 – корпус; 6 – выталкиватель; 7 – плита выталкивателей; 8 – прижимная плита; 9 – упор; 10 – упор регулируемый

Полуформы стержневых ящиков в большинстве случаев выполняются в виде прямоугольных плит. Верхняя полуформа (рисунок 1, поз. 2) имеет сквозные вдувные отверстия. На нижней плоскости полуформы верха выполняется полость, оформляющая верхнюю часть стержня. На торцовых поверхностях полуформы предусматриваются специальные приливы,